



Titre: Étude de la résistance à l'impact mécanique des bétons réfractaires
Title: aluminosiliceux

Auteur: Yassine Douche
Author:

Date: 2005

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Douche, Y. (2005). Étude de la résistance à l'impact mécanique des bétons réfractaires aluminosiliceux [Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/7609/>
Citation:

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/7609/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Claude Allaire
Advisors:

Programme: Non spécifié
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE DE LA RÉSISTANCE À L'IMPACT MÉCANIQUE DES
BÉTONS RÉFRACTAIRES ALUMINOSILICEUX

YASSINE DOUCHE
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉTALLURGIQUE)

MAI 2005



Library and
Archives Canada

Bibliothèque et
Archives Canada

Published Heritage
Branch

Direction du
Patrimoine de l'édition

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

ISBN: 978-0-494-16775-5

Our file Notre référence

ISBN: 978-0-494-16775-5

NOTICE:

The author has granted a non-exclusive license allowing Library and Archives Canada to reproduce, publish, archive, preserve, conserve, communicate to the public by telecommunication or on the Internet, loan, distribute and sell theses worldwide, for commercial or non-commercial purposes, in microform, paper, electronic and/or any other formats.

The author retains copyright ownership and moral rights in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

AVIS:

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque et Archives Canada de reproduire, publier, archiver, sauvegarder, conserver, transmettre au public par télécommunication ou par l'Internet, prêter, distribuer et vendre des thèses partout dans le monde, à des fins commerciales ou autres, sur support microforme, papier, électronique et/ou autres formats.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur et des droits moraux qui protègent cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

In compliance with the Canadian Privacy Act some supporting forms may have been removed from this thesis.

Conformément à la loi canadienne sur la protection de la vie privée, quelques formulaires secondaires ont été enlevés de cette thèse.

While these forms may be included in the document page count, their removal does not represent any loss of content from the thesis.

Bien que ces formulaires aient inclus dans la pagination, il n'y aura aucun contenu manquant.


Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé:

ÉTUDE DE LA RÉSISTANCE À L'IMPACT MÉCANIQUE DES
BÉTONS RÉFRACTAIRES ALUMINOSILICEUX

présenté par: DOUCHE Yassine

en vue de l'obtention du diplôme de: Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment acceptée par le jury d'examen constitué de:

M. TURENNE sylvain, Ph.D., président

M. ALLAIRE Claude, Ph. D., membre et directeur de recherche

M. CHARTRAND Patrice, Ph. D., membre

DÉDICACE

« Dis: "Il est Allah, Unique. Allah, Le Seul à être imploré pour ce que nous désirons. Il n'a jamais engendré, n'a pas été engendré non plus. Et nul n'est égal à Lui". » Coran
(Livre saint des musulmans révélé il y a 1400 ans) Chapitre 112, Verset 1-4.

Chapitre 21, Verset 33

Et c'est lui qui a créé la nuit et le jour, le
soleil et la lune. Chacun voguant dans une
orbite.

وَهُوَ الَّذِي خَلَقَ اللَّيْلَ وَالنَّهَارَ وَالشَّمْسَ
وَالْقَمَرَ كُلٌّ فِي فَلَكٍ يَسْبَحُونَ

Merci à Dieu 'Allah'

À ma Mère

À mon Père

À ma femme Dikra

À mes sœurs Nadia et Rachida

À mes frères Khalid, AbdAllah, Mohamed, Mostafa et AbdAssamad

À toute ma famille

À tous les musulmans

REMERCIEMENTS

Merci tout d'abord à Dieu pour tout ses bienfaits et pour m'avoir éclairé la voie pendant toute ma vie.

Je tiens à remercier beaucoup M. Claude Allaire, professeur et directeur de REFRAL, de m'avoir fait confiance en acceptant de diriger ce travail. Sa grande disponibilité, sa compétence scientifique, son professionnalisme ainsi que ses précieux conseils ont été un grand atout pour la réalisation de ce travail. Je profite aussi de cette occasion pour le féliciter de ses grandes qualités humaines.

J'aimerais remercier le professeur Sylvain TURENNE d'avoir accepté d'être le président de ce jury.

Je remercie aussi le professeur Patrice CHARTRAND d'avoir accepté de faire partie de ce jury.

Je remercie aussi tous les membres de REFRAL pour leur soutien technique et moral, particulièrement M. Roger PELETTIER pour ses conseils judicieux au cours des nombreuses discussions que nous avons eues tout au long de ce travail. Je remercie d'ailleurs M. Said AFSHAR et M. Alain CARBONEAU pour leur aide incontournable au laboratoire. Je voudrai remercier mon ami Said ACHIOU pour son support scientifique.

Et bien sur merci à Fatima, ma mère, à Dikra, mon épouse, et à Nadia, ma sœur, qui m'ont supporté tout au long de ce travail.

RÉSUMÉ

Les matériaux réfractaires sont souvent employés comme revêtements pour les fours d'entretien et de refonte de l'aluminium. En service, ils sont sujets à plusieurs mécanismes de dégradation tels que les impacts mécaniques, les chocs thermiques, la corrosion et l'usure. La détermination et la compréhension du comportement de la résistance à la dégradation due à chaque mécanisme sont nécessaires pour la prévision de la durée de vie de ces matériaux. Dans ce travail, une étude expérimentale (considérée comme une continuité d'un grand projet mené par la chaire REFRAL) a été effectuée afin de caractériser la résistance à l'impact mécanique critique tant à basse qu'à haute température (815°C) et de déterminer sa relation avec la composition et les autres propriétés mécaniques des matériaux. La résistance aux impacts mécaniques de quatre bétons réfractaires aluminosiliceux a été mesurée et bien corrélée avec le module de rupture tant à basse qu'à haute température. Une corrélation de la résistance aux impacts avec la porosité a été établie à température ambiante seulement, puisqu'à température élevée les transformations microstructurales résultantes affectent la porosité du matériau. Afin de confirmer l'effet de la porosité sur la résistance mécanique des bétons réfractaires (module de rupture, module d'élasticité et résistance à l'impact), une céramique d'alumine contenant une fraction volumique de porosité contrôlée, par l'ajout de particules de bois (matière volatile), a été formulée. Le comportement du module de rupture par rapport à la porosité de la céramique ressemble à celui trouvé pour le module de rupture et la résistance à l'impact mécanique des bétons réfractaires. Cependant, le comportement du module d'élasticité en fonction de la porosité des céramiques nous est apparu être différent de celui des bétons réfractaires. Ceci confirme les bonnes corrélations établies entre la résistance à l'impact et le module de rupture d'une part, et la porosité d'autre part.

ABSTRACT

Refractory materials are often used as coatings for aluminium holding and melting furnaces. In service, they are subject to several damage mechanisms such as mechanical impacts, thermal shocks, corrosion and wear. The determination and understanding of the behavior of the degradation strength due to each mechanism are necessary for the life prediction of these materials. In this work, experimental studies (considered as a part of the principal REFRAAL project: the behaviour of Aluminosilicate refractories used in aluminium industry during service) have been carried out to determine the mechanical impact resistance and its relation to the materials composition and properties. The theoretical study has shown that the rupture modulus is more influenced by the cracks size than the pores size. It has also shown that the elastic modulus is proportional to the density and size of the microstructural flaws present in the material. The impact strength of some aluminosilicate refractory materials was accurately measured and well correlated with the rupture modulus at both low and high temperatures. A correlation of the impact strength with porosity was established for low temperature only, since at high temperature the resulting microstructural transformations affect the porosity of the material.

In order to confirm the effect of porosity on the mechanical resistance of refractory castables (modulus of rupture, modulus of elasticity and impact resistance), an alumina-based ceramics containing a controlled amount of porosity (made by the addition of wood particles) was formulated. The effect of the porosity on the modulus of rupture of the tested ceramics shows the same behaviour as the one observed between the porosity and both the modulus of rupture and the mechanical impact resistance of the tested castables. However, the same relationship has been observed between the porosity and the modulus of elasticity of both tested ceramics and refractory castable.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE	III
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT	VI
TABLE DES MATIÈRES	VII
LISTE DES TABLEAUX.....	X
LISTE DES FIGURES	XI
LISTE DES SIGLES ET DES ABRÉVIATIONS.....	XIV
INTRODUCTION.....	1
CHAPITRE 1. REVUE BIBLIOGRAPHIQUE.....	3
1.1 INTRODUCTION.....	3
1.2 MATÉRIAUX RÉFRACTAIRES.....	3
1.2.1 Conception des réfractaires	3
1.2.2 Classification des réfractaires	4
1.2.3 Composition des bétons réfractaires	6
1.2.4 Cuisson et Frittage	7
1.2.5 Propriétés	10
1.2.6 Réfractaires alumineux et alumino-siliceux.....	10
1.3 IMPACT MÉCANIQUE.....	12
1.3.1 Mécanique des impacts	12
1.3.2 Théories des impacts mécaniques	15
1.3.3 Impact axial.....	24
1.3.4 Réflexion et réfraction des ondes de choc.....	26
1.3.5 Atténuation de l'onde de choc.....	27
1.3.6 Influence de la température	28

1.3.7	Fissuration et rupture.....	30
1.3.8	Mécanique de la rupture statique	33
1.3.9	Mécanique de la rupture dynamique	36
1.4	CORRÉLATION ENTRE LA RÉSISTANCE À L'IMPACT ET LES PROPRIÉTÉS	40
1.5	RELATION ENTRE LA POROSITÉ ET LES PROPRIÉTÉS	41
1.6	CONCLUSION.....	46
CHAPITRE 2. ÉNONCÉ DU PROBLÈME.....		48
CHAPITRE 3. MATÉRIAUX ET PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES		49
3.1	INTRODUCTION.....	49
3.2	MATÉRIAUX ET MÉTHODES	49
3.2.1	Composition chimique et minéralogique	49
3.2.2	Propriétés et performances des matériaux.....	51
3.3	RELATION POROSITÉ – PROPRIÉTÉS DES RÉFRACTAIRES ALUMINOSILICEUX	57
3.3.1	Matériaux	58
3.3.2	Méthode.....	59
3.3.3	Performance de la méthode	59
3.3.4	Analyse d'image.....	59
CHAPITRE 4. ÉTUDE DE LA RÉSISTANCE AUX IMPACTS		
MÉCANIQUES DES RÉFRACTAIRES.....		62
4.1	INTRODUCTION.....	62
4.2	COMPOSANTES DE L'IMPACT MÉCANIQUE	62
4.2.1	Facteur d'intensité de contrainte dynamique	62
4.2.2	Contrainte de rupture effective.....	63
4.2.3	La friction interfaciale.....	63
4.2.4	L'inertie.....	64
4.3	ÉTUDE EXPÉRIMENTALE.....	64
4.3.1	Matériaux et méthodes	65
4.3.2	Résultats et discussion	65

4.4	CONCLUSION.....	76
CHAPITRE 5. RELATION RÉSISTANCE À L'IMPACTS MÉCANIQUE –		
PROPRIÉTÉS.....		77
5.1	INTRODUCTION.....	77
5.1.1	Relation module de rupture-microstructure	78
5.1.2	Relation entre le module d'élasticité et la microstructure.....	79
5.2	ÉTUDE EXPÉRIMENTALE.....	80
5.2.1	Matériaux et méthodes	80
5.2.2	Résultats et discussion	81
5.2.3	Relation porosité – propriétés	90
5.3	CONCLUSION.....	95
CHAPITRE 6. CONCLUSION GÉNÉRALE		96
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....		98

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 3-1 : Composition chimique des matériaux testés tel que spécifiée par le producteur.	50
Tableau 3-2 : Composition minéralogique des matériaux réfractaires obtenue par diffraction-X après cuisson.	50
Tableau 3-3 : Propriétés des matériaux étudiés.....	53
Tableau 4-1 : Résultats des essais d'impact mécanique à température ambiante.	67
Tableau 4-2 : Résistance à l'impact des matériaux à température ambiante.	67
Tableau 4-3 : Résultats des essais d'impact mécanique à 815°C.	69
Tableau 4-4 : Résistance à l'impact des matériaux à 815°C.....	69
Tableau 5-1 : Coefficient de corrélation entre les propriétés mesurées.	81

LISTE DES FIGURES

Figure 1-1 : Diagramme de phase $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$	6
Figure 1-2 : Mécanisme de frittage des céramiques.....	9
Figure 1-3 : Action du liquide lors du frittage.	9
Figure 1-4 : Transmissibilité d'un système à degré de liberté multiple.....	17
Figure 1-5 : Contact Hertzien entre un projectile sphérique et un échantillon à surface plane.	17
Figure 1-6 : Système masse-ressort pour un système à : (a) un D.L. (b) deux D.L. (c) trois D.L. (d) quatre D.L.	19
Figure 1-7 : Les différentes ondes générées dans un matériau impacté.....	20
Figure 1-8 : Étapes d'impact axial.	25
(a) 1 se dirige vers 2 à une vitesse V ; (b) position à l'impact ; (c) position après impact et propagation des ondes.	25
Figure 1-9 : Réflexion et réfraction des ondes de choc.....	27
Figure 1-10 : Influence de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques.....	29
Figure 1-11 : Principaux mécanismes de rupture.....	31
(a) fragile transgranulaire, (b) fragile intergranulaire, (c) ductile.....	31
Figure 1-12 : Principaux modes de fissuration des matériaux.	33
Figure 1-13 : Paramètres géométriques d'une rupture hertzienne en cône.	36
Figure 1-14 : Modèle de Freund : (a) fissure en propagation. (b) état de contrainte au front de fissure.....	37
Figure 1-15 : Schéma montrant des oscillations inertielles lors d'un impact.	39
Figure 1-16 : Module d'élasticité vs. porosité de l'alumine- α selon Wang (1989).....	44
Series 100: particules sphériques. Series 300: particules ovales.....	44
Figure 1-17 : Relation entre la résistance mécanique et la porosité de l'alumine- α	45
Figure 3-1 : Photo montrant le montage expérimental.	54
Figure 3-2: Schéma du montage d'impact mécanique.....	55
Figure 3-3 : Échantillon à entaille droite.....	55

Figure 3-4 : Schéma de la méthodologie suivie pour la détermination de ΔH_c .	57
Figure 3-5 : Distribution cumulative des particules de bois (Diffraction Laser).	58
Figure 3-6 : La porosité obtenue en fonction de la fraction volumique des particules de bois ajoutée à l'alumine.	60
Figure 3-7 : Micrographie montrant l'étape de seuillage.	61
Figure 4-1 : Composition minéralogique des matériaux testés.	71
Figure 4-2 : Micrographies montrant la microstructure du matériau A.	72
Figure 4-3 : Micrographies montrant la microstructure du matériau B.	73
Figure 4-4 : Micrographies montrant la microstructure du matériau C.	74
Figure 4-5 : Micrographies montrant la microstructure du matériau D.	75
Figure 5-1 : Schéma montrant la concentration de la contrainte au front du défaut.	79
Figure 5-2 : Résistance à l'impact mécanique vs. module de rupture à température ambiante.	84
Figure 5-3 : Résistance à l'impact mécanique vs. module d'élasticité à température ambiante.	84
Figure 5-4 : Résistance à l'impact mécanique vs. porosité à température ambiante.	85
Figure 5-5 : Relation entre la taille des pores et la porosité de l'alumine alpha.	85
Figure 5-6 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. module de rupture à chaud.	88
Figure 5-7 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. module de rupture à froid.	88
Figure 5-8 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. module d'élasticité à froid.	89
Figure 5-9 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. Porosité.	89
Figure 5-10 : Effet de la porosité sur le module de rupture des céramiques d'alumine.	92
Figure 5-11 : Effet de la porosité sur le module de rupture des bétons réfractaires étudiés.	92
Figure 5-12 : Effet de la porosité sur le module d'élasticité des céramiques d'alumine.	93
Figure 5-13 : Effet de la porosité sur le module d'élasticité des bétons réfractaires étudiés.	93
Figure 5-14 : Effet de la porosité sur la résistance à l'impact à température ambiante des bétons réfractaires étudiés.	94

Figure 5-15 : Effet de la porosité sur la résistance à l'impact des bétons réfractaires étudiés. $T = 815^{\circ}\text{C}$	94
---	----

LISTE DES SIGLES ET DES ABRÉVIATIONS

Δ : dilatation.

Δl : allongement.

ΔH_c : estimé de la résistance à l'impact mécanique à froid.

$H\Delta H_c$: estimé de la résistance à l'impact mécanique à chaud.

l : longueur.

a : longueur de la fissure.

a_c : longueur critique de la fissure.

CIREP : Céramiques Industrielles et Réfractaires de l'École Polytechnique.

σ_{th} : contrainte théorique à la rupture.

σ_r : contrainte de rupture.

σ_r^{eff} : contrainte de rupture effective.

C_0 : vitesse du son.

D.L. : degré de liberté.

K_I : facteur d'intensité de contrainte en mode I.

K_{IC} : tenacité.

K_b : rigidité en flexion.

K_s : rigidité en cisaillement.

K_m : rigidité de membrane.

K_c : rigidité de contact.

e : coefficient de restitution.

E_c : énergie cinétique.

E : module d'Young.

E_0 : module d'Young à porosité nulle.

m : masse.

m_c : masse de la cible.

m_p : masse du projectile.

MOR : module de rupture à froid.

HMOR : module de rupture à chaud.

ρ : densité.

γ_{NBT} : énergie de surface effective déterminée par un test appelé « notch beam test ».

N : densité des défauts.

N_{sc} : densité des défauts sous critiques.

N_c : densité des défauts critiques.

P : pression.

PEG : polyethylglycol .

REFRAL : réfractaires pour l'industrie de l'Aluminium.

R_{st} : résistance à la propagation des fissures longues.

t : temps.

T : température.

U_e : énergie élastique.

V : vitesse.

V_{long} : vitesse de l'onde longitudinale.

V_{Trans} : vitesse de l'onde transversale.

V_{surf} : vitesse de l'onde de surface.

v_c : vitesse de la cible avant impact.

v_p : vitesse du projectile avant impact.

v'_c : vitesse de la cible après impact.

v'_p : vitesse du projectile après impact.

W : travail.

W_{wof} : travail de rupture.

ν : coefficient de poisson

INTRODUCTION

En milieu industriel, les produits réfractaires assurent des fonctions essentielles liées à leurs performances aux hautes températures et aux environnements rencontrés (impact mécanique, choc thermique, corrosion, etc.). Ils sont utilisés souvent comme revêtement interne dans les procédés thermochimiques, comme élément de construction, comme isolant ou conducteur thermique.

L'étude des phénomènes de dégradation des matériaux réfractaires s'avère d'une grande importance, tant pour les fabricants que pour les utilisateurs. En effet, la connaissance des mécanismes de dégradation des réfractaires ainsi que la relation entre ces mécanismes et la microstructure, permet de concevoir des matériaux avec une microstructure permettant une optimisation de leurs performances.

Les matériaux réfractaires utilisés dans l'industrie de l'aluminium sont soumis à trois principaux mécanismes de dégradation : impact mécanique, choc thermique et corrosion. Les impacts mécaniques affectent considérablement la durée de vie des réfractaires. Pour cette raison, la résistance à l'impact des réfractaires en service doit être constamment évaluée.

Selon la vitesse de chargement, deux principaux modes d'impact sont distingués:

- impact quasi-statique.
- impact dynamique.

Lors d'un impact quasi-statique, le chargement se fait d'une manière progressive, passant, plus ou moins lentement, d'un état de chargement nul à un état de chargement

donné. L'impact dynamique est caractérisé par un chargement brusque, passant instantanément au chargement en question. Immédiatement après contact, plusieurs types d'ondes (longitudinales, transversales, de surface, etc.) sont générées. La propagation de ces ondes produit des contraintes de tension et de compression dans les matériaux qui s'additionnent à la contrainte d'impact accélérant ainsi son endommagement.

Les caractéristiques du projectile influencent beaucoup la contrainte créée et sa distribution dans l'échantillon. La contrainte peut être localisée en un point ou distribuée sur une surface. La nature ductile ou fragile du projectile et de la cible a une influence sur la réponse de l'échantillon. La difficulté majeure rencontrée durant un test d'impact est la détermination de l'énergie absorbée par la cible. En effet, l'énergie mesurable est l'énergie portée par le projectile. Toutefois, cette dernière n'est pas totalement absorbée par l'échantillon : une partie est perdue sous forme d'effets secondaires (bruits, friction interfaciale, effet de l'inertie). À cause de la nature comparative de cette étude, la résistance à l'impact mécanique est caractérisée par l'énergie portée par le projectile puisque les effets secondaires mentionnés plus haut sont ignorés.

Les essais d'impact mécaniques peuvent être conduits de deux façons. La première consiste à donner un seul choc avec une énergie suffisante (critique) pour rompre l'échantillon étudié, ce type d'essai est utilisé pour mesurer la résistance à l'impact mécanique critique. La deuxième méthode consiste à effectuer des impacts répétés à faible énergie (sous-critique) jusqu'à la rupture ou l'endommagement du matériau. À l'aide de cette méthode, la résistance à l'impact mécanique sous-critique est déterminée.

L'objectif de ce travail est de déterminer de façon rigoureuse la résistance à l'impact mécanique de quatre bétons réfractaires aluminosiliceux ainsi que d'établir sa relation avec la minéralogie et les principales propriétés de ces matériaux.

CHAPITRE 1. REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Introduction

Dans cette partie, des notions fondamentales ainsi qu'une étude bibliographique des travaux antérieurs concernant ce sujet seront passées en revue. Dans un premier temps, la définition, l'élaboration et les propriétés des matériaux réfractaires seront abordées. Ensuite, le phénomène des impacts mécaniques sera profondément étudié. Finalement, la corrélation entre la résistance à l'impact et les propriétés des réfractaires sera étudiée.

1.2 Matériaux réfractaires

La réfractarité est définie comme le pouvoir de maintenir un degré bien défini d'identité chimique et physique à haute température et dans les environnements et les conditions d'utilisation.

Les réfractaires représentent un sous-groupe des matériaux céramiques. Par définition, ils sont caractérisés par une résistance pyroscopique supérieure à 1500°C. La résistance pyroscopique correspond à la température à laquelle un cône, constitué du matériau réfractaire à tester, s'affaisse sous son propre poids. L'affaissement se produit souvent quand la quantité du liquide dans le cône réfractaire dépasse 5% (Rigaud 2003).

1.2.1 Conception des réfractaires

Les réfractaires sont des matériaux utilisés dans des environnements très hostiles dans lesquels les matériaux reconnus comme très résistants finissent par se détériorer. Afin d'optimiser la performance des matériaux réfractaires, plusieurs facteurs sont à prendre

en compte; on distingue : le traitement thermique, la corrosion atmosphérique, chimique et électrochimique et les contraintes mécaniques. L'érosion, quant à elle, est fonction des conditions opératoires et doit être prise en compte mais ne gouverne pas la conception.

Il existe d'autres paramètres très importants dans la conception d'un réfractaire, à savoir:

- Les pertes d'énergie ;
- La durée de vie espérée ;
- Le comportement aux contraintes.

Le non respect de ces paramètres de conception peut conduire à des effets indésirables.

1.2.2 Classification des réfractaires

La définition conventionnelle des matériaux réfractaires fait référence à leur résistance pyroscopique, c'est-à-dire à leur ramollissement en fonction de la température et non pas à leur point de fusion. La notion de "résistance pyroscopique" est due au fait que les produits réfractaires ne sont pas des corps cristallisés purs, ils sont le plus souvent constitués d'un mélange de corps cristallisés (phase cristalline) et de corps à fusion pâteuse (phase vitreuse). Lorsqu'ils sont portés à haute température, ils ne subissent donc pas de fusion franche, mais un ramollissement progressif de la masse provoquée par le ramollissement puis la fusion complète de la phase vitreuse, suivie par la fusion des éléments cristallisés.

Il est clair que la résistance pyroscopique n'est pas suffisante pour classer les matériaux réfractaires. Pour cette raison, il s'est avéré nécessaire de trouver une autre classification plus rigoureuse et pratique. La classification par nature chimique et minéralogique se voit être la solution la plus pratique (Lapoujade 1983). On distingue alors trois familles de produits :

✚ Alumine-silice :

Cette famille va de l'alumine pure à la silice pure. Elle comprend l'ensemble des matériaux répertoriés dans l'ordre des teneurs en alumine décroissantes et en silice croissantes (figure 1-1) (RIGAUD 2003).

✚ Réfractaires basiques :

Cette famille est constituée principalement par des oxydes basiques, simples ou combinés ; on distingue : la magnésie, la chromite et la chaux.

✚ Autres produits :

Ils sont désignés sous le terme général de "produits spéciaux". Ce sont des matériaux généralement plus réfractaires et d'emplois plus spécifiques. Ils comprennent des oxydes de silicates non répertoriés dans l'un des deux groupes précédents : zircon, zircone, oxydes purs, et des produits d'autre nature : carbone, carbures, nitrures ...etc.

Les matériaux réfractaires utilisés dans cette étude appartiennent au système alumine-silice. En effet, ces produits sont fréquemment utilisés dans les fours de traitement d'aluminium.

Les matériaux réfractaires peuvent également être classés en se basant sur leur technique de mise en forme, on distingue : les façonnés et les non-façonnés. Dans le premier groupe, les "briques" sont pressées et cuites au préalable par le fabricant. Dans le deuxième et parmi plusieurs gammes de produits, les "bétons" sont livrés en poudre sèche qui est ensuite mélangée avec l'eau et coulée dans des moules.

En se basant sur le niveau de porosité dans les matériaux réfractaires, deux classes de matériaux peuvent être distinguées : denses et isolants. Les matériaux réfractaires denses contiennent une porosité qui varie entre 3 et 25% alors que celle-ci peut dépasser 45% dans le cas des isolants.

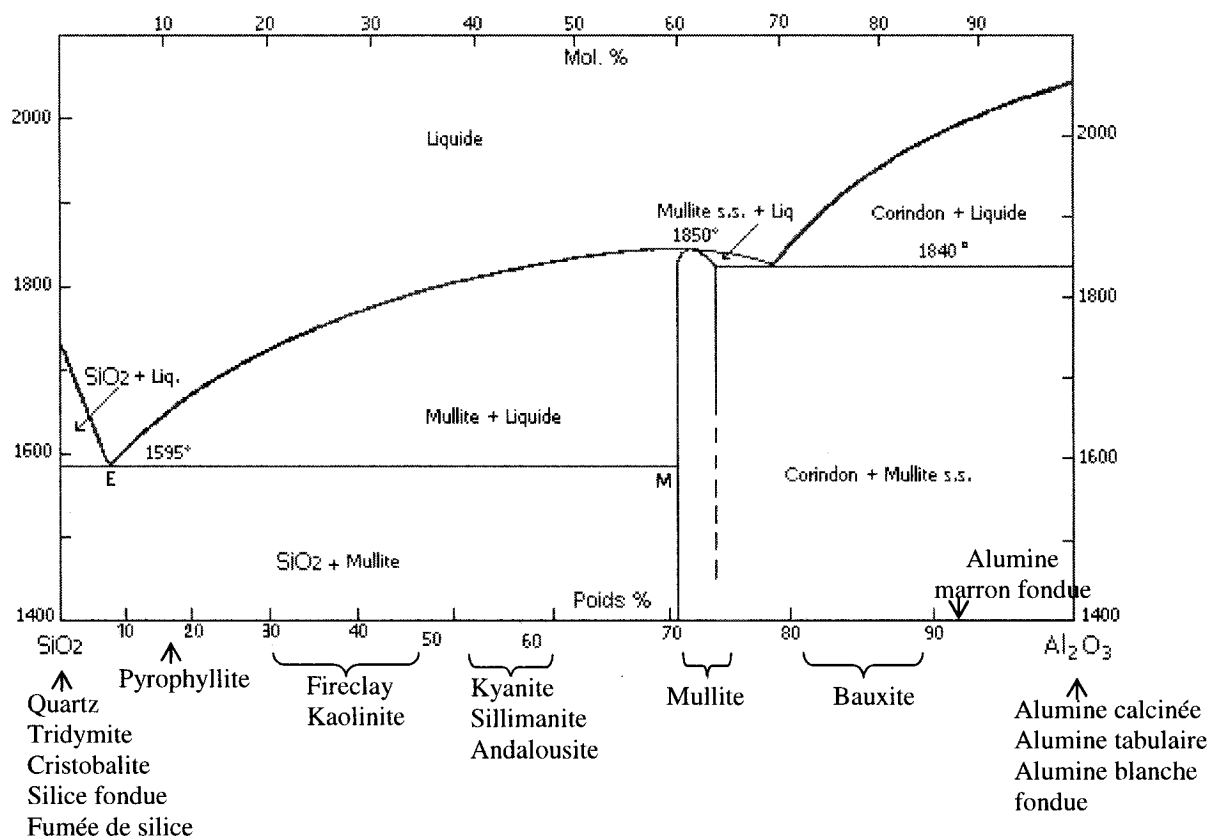


Figure 1-1 : Diagramme de phase $\text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$.

1.2.3 Composition des bétons réfractaires

Afin d'obtenir les propriétés souhaitées, la conception des bétons réfractaires doit se conformer à des règles bien précises. La première caractéristique à considérer dans un réfractaire est la composition chimique et minéralogique des matières premières. Les agrégats doivent posséder une répartition granulométrique spécifique permettant une mise en forme et une densification optimale du produit. La proportion des fines constitue un facteur de conception très important. En effet, les matières fines affectent considérablement les caractéristiques de mise en forme, la densité et les propriétés du matériau. Afin d'améliorer la coulabilité, le temps de prise, le temps de gâchage et d'autres propriétés, des adjuvants sont aussi ajoutés au mélange.

De l'association de tous ces éléments résulte une gamme de produits très variés dont les propriétés sont fonction du mode opératoire, de l'histoire thermique et de la microstructure, et par conséquent de tous les composants de départ à savoir, les agrégats, les fines, les adjuvants et la quantité d'eau de gâchage.

1.2.4 Cuisson et Frittage

Le contrôle de la cuisson est extrêmement important car ceci influence sensiblement la microstructure qui affectera à son tour presque toutes les propriétés du matériau. Les paramètres de cuisson dont il faut tenir compte sont la vitesse de montée en température, le cycle thermique, la température de maintien, et la durée du palier. Le but de cette opération est de rendre le matériau opérationnel en augmentant la cohésion entre les particules qui le constitue, ce mécanisme s'appelle « frittage ». Il est défini comme étant « le processus de traitement thermique, avec ou sans application de pression extérieure, au moyen duquel un système de particules individuelles ou un corps poreux modifie une de ses propriétés dans le sens de l'évolution vers un état de compacité maximale, c'est-à-dire vers un état de porosité nulle » (Aliprandi 1996). La force motrice du frittage est la minimisation de l'énergie totale de l'ensemble des particules par élimination des interfaces solide-vapeur. Le frittage s'effectue par le transport de matière en phase vapeur, solide ou par écoulement visqueux, entraînant ainsi une variation de la géométrie et/ou de la taille des grains et des pores.

Le frittage peut se produire en phase solide ou en phase liquide. En phase solide, le frittage se réalise en deux principales étapes : l'initiation et la densification (figure 1-2). Lors de ces deux étapes, six mécanismes de frittage peuvent intervenir. Pendant l'initiation, les mécanismes qui peuvent agir sont : la diffusion superficielle, la diffusion en volume avec sources sur la surface et l'évaporation-condensation. La diffusion le long des joints, la diffusion en volume avec source sur les joints, et l'écoulement visqueux, constituent les mécanismes pouvant agir lors de la densification. Afin de

déterminer les mécanismes de frittage associés à un type de matériau soumis à des conditions spécifiques, l'équation de retrait est utilisée (Allaire 2002) :

$$\frac{\Delta L}{L} = (2\sqrt{2})^{-1/2} R^{\frac{2(m-n)}{n}} F(T)^{2/n} t^{2/n}$$

$\frac{\Delta L}{L}$: retrait

R : rayon des particules.

F : fonction qui dépend de la température.

t : temps.

m et n : exposants fonction du mécanisme considéré.

En phase liquide (figure 1-3), si la phase solide (particules) est soluble dans le liquide, présent en quantité suffisante pour entourer complètement les particules, le liquide est dit réactif. Par ailleurs, si la phase solide est insoluble dans le liquide, présent en quantité suffisante pour entourer entièrement les particules, le liquide est dit non réactif.

Il existe quatre principales techniques de frittage : naturel, réactif, sous charge et isostatique à chaud. Le frittage naturel consiste à porter les pièces en température sans leur soumettre de force extérieure. Le frittage réactif consiste à former des phases par réaction in-situ dans l'échantillon. Lors du frittage sous charge, une force extérieure est appliquée tout au long du frittage. Le frittage isostatique à chaud est caractérisé par l'application d'une charge sur toute la surface du matériau par le biais d'un gaz.

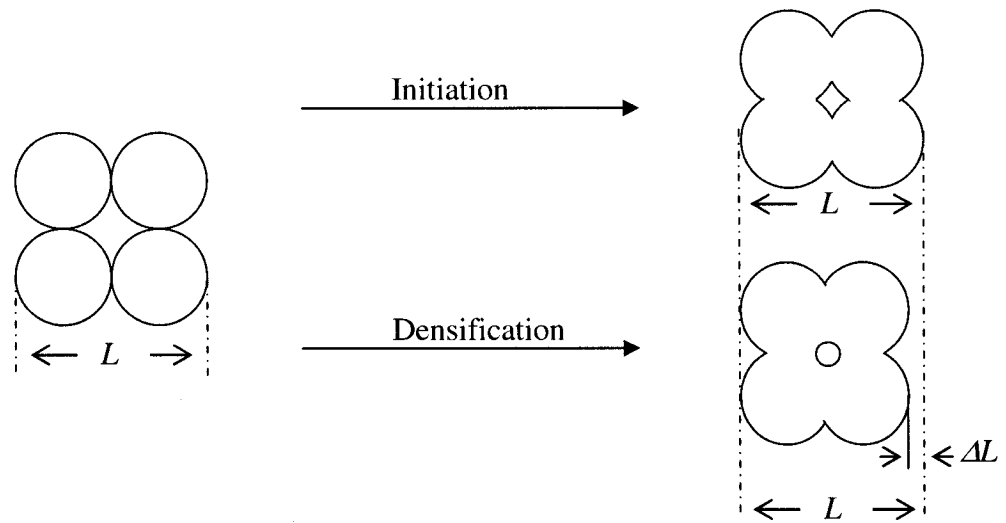


Figure 1-2 : Mécanisme de frittage des céramiques.

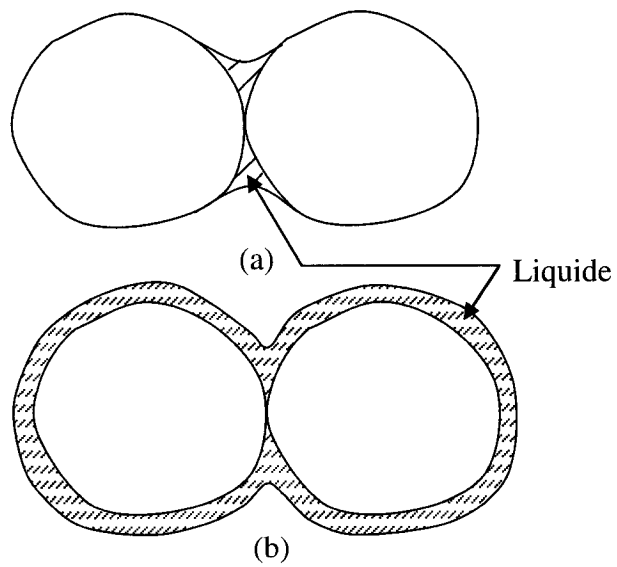


Figure 1-3 : Action du liquide lors du frittage.

a) liquide non réactif, b) liquide réactif.

1.2.5 Propriétés

Les propriétés des réfractaires sont presque toutes contrôlées par trois principaux éléments :

- ✚ Pores : volume, taille, forme, orientation et distribution.
- ✚ Agrégats : nature, distribution, forme, orientation préférentielle et composition.
- ✚ Matrice : nature et composition.

Les matériaux réfractaires sont caractérisés par un faible coefficient d'expansion thermique, une faible conductibilité thermique, un module d'Young élevé et une faible résistance mécanique. Les performances des matériaux réfractaires sont très influencées par ces propriétés. En effet, les propriétés physiques, thermiques et mécaniques des réfractaires détermineront la résistance aux chocs thermiques et aux impacts mécaniques, alors que le comportement à la corrosion sera stipulé par les propriétés chimiques.

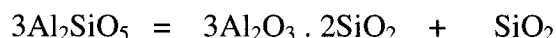
1.2.6 Réfractaires alumineux et alumino-siliceux

Les réfractaires alumineux et alumino-siliceux appartiennent à la famille des réfractaires acides. En se basant sur leur teneur en alumine (% poids), ces matériaux peuvent être subdivisés en trois groupes :

- 1- Très riche en alumine sans silice ($\text{Al}_2\text{O}_3 > 90\%$).
- 2- Alumino-siliceux, riche en alumine ($50\% < \text{Al}_2\text{O}_3 < 90\%$).
- 3- Silico-alumineux, pauvre en alumine ($5\% < \text{Al}_2\text{O}_3 < 50\%$).

Les matériaux réfractaires étudiés dans ce travail appartiennent à la catégorie des très riche en alumine sans silice et des alumino-siliceux riches en alumine. Sur la base du diagramme de phase silice-alumine (figure 1-1), les matières premières très riches en alumine peuvent se présenter sous différentes formes : alumine calcinée, alumine tabulaire et alumine fondue; alors que les alumino-siliceux peuvent être soit des bauxites, des cyanites, des sillimanites ou des andalousites. La différence majeure entre les produits très riches en alumine et alumino-siliceux est la formation, pour ces derniers, de la mullite à haute température. Les paramètres qui affectent la formation de la mullite sont nombreux, on distingue : le choix des matières premières, la taille des grains, le mélange intime des réactifs, la température et le temps de cuisson, l'atmosphère oxydante ou réductrice, la présence de fondants et des impuretés.

Les matériaux alumino-siliceux se transforment en mullite selon la réaction suivante (Aliprandi 1996) :



Cette transformation est irréversible, la mullite étant stable à toutes les températures (Aliprandi 1996).

Les matériaux réfractaires contenant de la mullite montrent d'excellentes propriétés physiques, thermiques et mécaniques telles qu'une faible constante diélectrique, une faible expansion thermique, un point de fusion élevé, une bonne résistance au fluage, une bonne résistance mécanique et thermomécanique et aussi une bonne résistance à la corrosion (Sato 1986).

1.3 Impact mécanique

1.3.1 Mécanique des impacts

Au cours d'un impact mécanique, deux phénomènes sont observés : l'apparition de contrainte au contact projectile-cible et la génération d'une onde de choc. Par conséquent, il se produit un échange de quantité de mouvement et d'énergie cinétique entre le projectile et la cible. Si la vitesse d'impact est suffisamment lente, l'effet de l'onde de choc est négligé. Dans ce cas, l'essai d'impact sera équivalent à un essai de dureté. Lorsque la vitesse de chargement est élevée, l'effet de l'onde de choc doit être pris en considération.

1.3.1.1 Quantité de mouvement

Lors d'un impact mécanique, il se produit un échange de quantité de mouvement entre le projectile et la cible. Dans ce cas, le projectile de masse m_p et de vitesse v_p cèdera une partie de sa quantité de mouvement, $m_p v_p$; par conséquent, une nouvelle quantité de mouvement sera portée par le projectile, $m_p v'_p$. Cette relation est exprimée par (Perrault 2003) :

$$\int_0^t \vec{F} dt = m_p \vec{v}_p - m_p \vec{v}'_p \quad (1-1)$$

"t" représente la durée de l'impact et "Fdt" la quantité de mouvement transférée à la cible pendant l'intervalle de temps "dt".

La conservation de la quantité de mouvement entre le projectile et la cible est exprimée par:

$$m_p v_p + m_c v_c = m_p v'_p + m_c v'_c \quad (1-2)$$

L'indice "c" correspond à la cible.

1.3.1.2 Coefficient de restitution

Le Coefficient de restitution, e , représente une mesure de la quantité d'énergie perdue durant une collision. La valeur de, e , est comprise entre 0 et 1. Dans le cas d'une collision parfaitement plastique, $e = 0$, les deux corps demeurent ensemble après le choc. Dans une collision parfaitement élastique, $e = 1$, aucune énergie n'est perdue. Il y a conservation totale de l'énergie au cours de la collision.

Pour le projectile:

$$\text{- au moment de l'écrasement, on a :} \quad m_p v_p - \int P dt = m_p u \quad (1-3)$$

$$\text{- au moment de la restitution, on a :} \quad m_p u - \int R dt = m_p v'_p \quad (1-4)$$

"u" représente la vitesse du projectile à l'écrasement.

Le coefficient de restitution est donné par :

$$e = \frac{\int R dt}{\int P dt} = \frac{u - v'_p}{v_p - u} \quad (1-5)$$

Si la vitesse du projectile durant l'écrasement est nulle, le coefficient de restitution peut s'écrire :

$$e = - \frac{v'_p}{v_p} \quad (1-6)$$

1.3.1.3 L'énergie cinétique

Au moment de l'impact mécanique, en plus de la quantité de mouvement, il se produit également un échange d'énergie cinétique entre le projectile et la cible. L'énergie

cinétique est donnée par: $E_c = \frac{1}{2} mV^2$

E_c représente l'énergie cinétique en joules, m est la masse en kilogrammes et V est la vitesse en mètres par seconde.

Le travail effectué par la force résultante s'appelle travail net (Evans 1975). La variation d'énergie cinétique d'un corps est égale alors au travail net, i.e.:

$$W_{NET} = \frac{1}{2} mV_f^2 - \frac{1}{2} mV_i^2 = E_c^f - E_c^i = \Delta E_c \quad (1-7)$$

W_{NET} : le travail net en joules ;

V_f : la vitesse finale en mètres par seconde ;

V_i : la vitesse initiale en mètres par seconde ;

E_c^f : l'énergie cinétique finale en joules ;

E_c^i : l'énergie cinétique initiale en joules;

ΔE_c : la variation d'énergie cinétique en joules.

La conservation de l'énergie cinétique pendant un essai d'impact est exprimée par :

$$\frac{1}{2} m V_p'^2 + \frac{1}{2} m V_c'^2 = e^2 \left(\frac{1}{2} m V_p^2 + \frac{1}{2} m V_c^2 \right) \quad (1-8)$$

1.3.2 Théories des impacts mécaniques

L'application d'une force externe sur un corps est définie comme un processus dynamique. Cependant, quand le taux de variation de la force appliquée à travers la surface de contact est faible, le processus de déformation se fait entre les plans d'atome. Le corps peut alors être considéré dans un état d'équilibre statique (ou quasi-statique selon la vitesse de déformation). Dans ce cas, l'impact est dit statique ou quasi-statique (Zukas 1982).

Quand la variation de la force appliquée est trop grande, la déformation du corps se fait section par section. C'est le cas de l'impact dit dynamique. Le comportement dynamique est beaucoup plus difficile à modéliser, ceci étant dû aux conditions complexes de chargement ainsi qu'à l'effet d'inertie.

1.3.2.1 Impact Quasi-statique

- Théorie de Hertz

La théorie élastique de Hertz considère seulement la déformation locale et néglige l'effet de l'onde de choc. C'est une très bonne approximation quand la durée de contact t^* (figure 1-4) est plus grande que la période naturelle de vibration du système, ce qui évite son amplification (Franck 1968). La réponse du matériau sollicité sera dominée par son caractère quasi-statique. Hertz considère qu'après impact, une fissure en forme de cône apparaît à la surface des matériaux fragiles. Il a pu ainsi calculer la distribution de la contrainte et de la déformation dans le matériau (Lawn 1998).

Dans le cas d'un matériau élasto-plastique (figure 1-5), il y'a en plus création d'une zone de déformation quasi-plastique située sous la région où l'impact s'est produit (Wilshaw1971).

Dans le cas des matériaux fragiles, le rayon de contact, a , est donné par :

$$a^3 = \frac{4k Pr}{3E} \quad (1-9)$$

k est le coefficient de dimensionnalité définie par : $k = \frac{9}{16} \left[(1 - \nu^2) + (1 - \nu'^2) \frac{E}{E'} \right]$;

E et E' sont respectivement le module d'Young du projectile et de la cible;

ν et ν' sont respectivement le coefficient de poisson du projectile et de la cible.

La pression p_0 définit l'intensité du champ de contact. Elle est donnée par :

$$p_0 = \frac{P}{\pi a^2} \quad (1-10)$$

La relation entre la contrainte et la déformation lors de la collision est donnée alors par :

$$p_0 = \left(\frac{3E}{4\pi k} \right) \frac{a}{r} \quad (1-11)$$

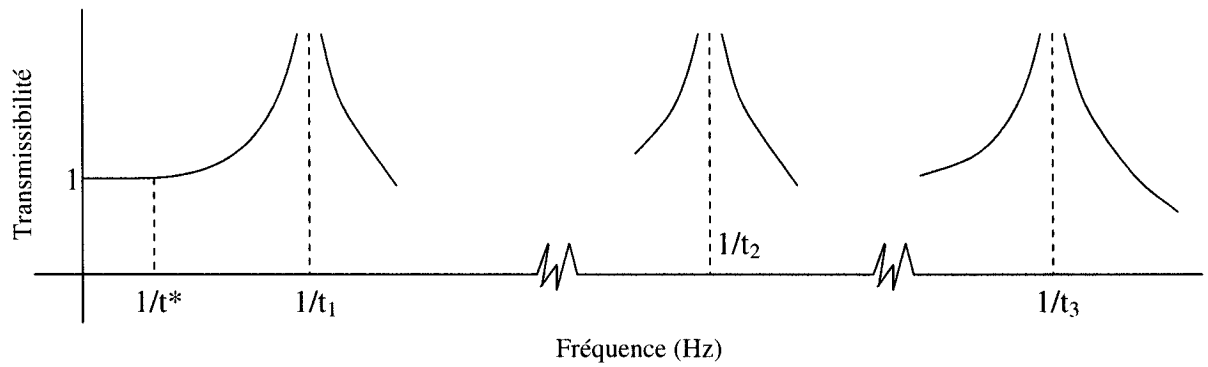


Figure 1-4 : Transmissibilité d'un système à degré de liberté multiple.

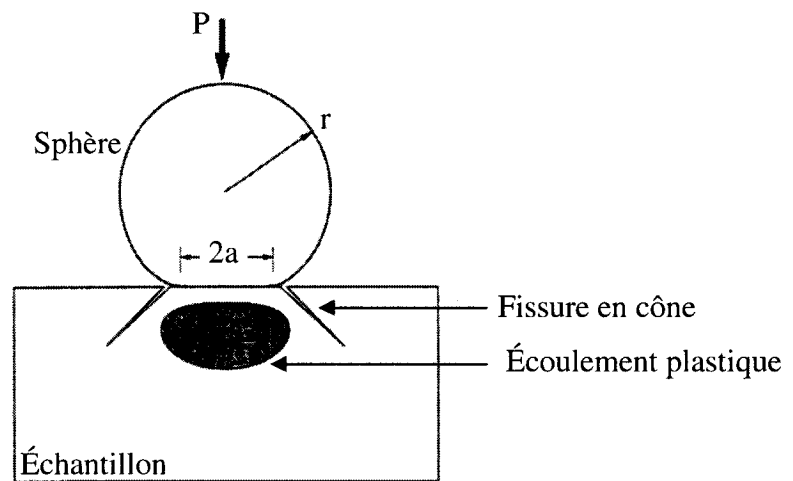


Figure 1-5 : Contact Hertzien entre un projectile sphérique et un échantillon à surface plane.

▪ Modèle Masse – Ressort

En 1940, Lee (Wu 2001) a utilisé le système masse-ressort à un seul degré de liberté (D.L.) afin de simuler un essai d'impact élastique (figure 1-6a); où k correspond à la rigidité élastique de la cible au point d'impact. Dans le but d'étudier l'effet de l'inertie sur l'impact mécanique des composites, Suaris (Suaris 1982) a utilisé un modèle à deux D.L. (figure 1-6b); où k_c représente la rigidité de la cible et k_{co} la rigidité de contact. Lal (1983) a utilisé trois ressorts (trois D.L.) afin de modéliser l'effet de la flexion, le cisaillement et le contact projectile-cible (figure 1-6c). Shivakumar et al (Wu 2001) ont représenté le mécanisme d'impact mécanique par un modèle à quatre degrés de liberté où K_b est la rigidité en flexion, K_s la rigidité en cisaillement, K_m la rigidité de membrane et K_{co} la rigidité de contact (figure 1-6d).

Le modèle à un seul degré de liberté est le plus simple à utiliser. En effet, dans ce modèle, la cible est schématisée par un ressort linéaire élastique de rigidité k . L'équation de mouvement est obtenue en additionnant la force de la pesanteur à la force de rappel du ressort ($F=kX$) :

$$\frac{d^2 X}{d^2 t} = -\frac{k}{m} X + g \quad (1-12)$$

Cependant, pour des vitesses élevées, le modèle à un seul degré de liberté ne peut plus être utilisé. En effet, la rigidité qui est mesurée par des essais statiques ne peut décrire le comportement dynamique du ressort. Aussi, ce modèle ne permet pas de décrire les mécanismes de fissuration et de rupture qui apparaissent à des vitesses élevées.

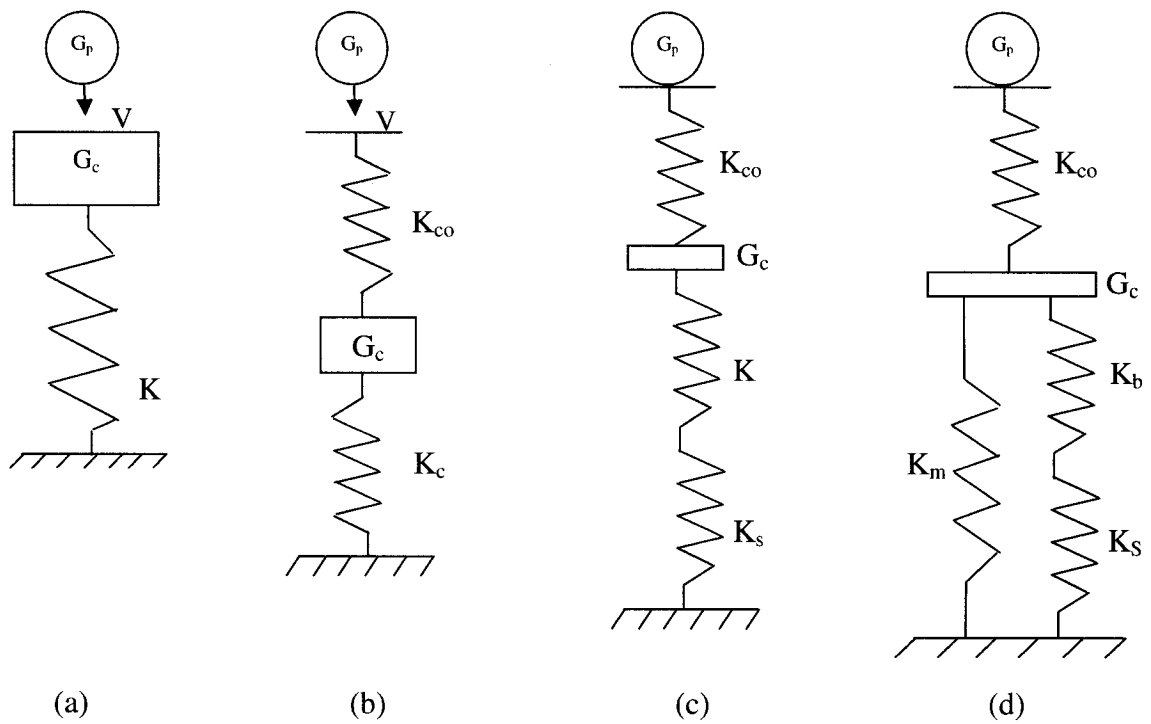


Figure 1-6 : Système masse-ressort pour un système à : (a) un D.L. (b) deux D.L. (c) trois D.L. (d) quatre D.L.

1.3.2.2 Impact dynamique

La déformation dynamique est vue à l'échelle atomique comme des ondes qui sont elles-mêmes considérées comme des impacts successifs entre les atomes adjacents du corps impacté. Chaque atome sera soumis à une accélération jusqu'à une certaine vitesse, à laquelle il transmettra la totalité (ou une partie) de sa quantité de mouvement à ses voisins. La masse, la distance et la force inter-atomique d'attraction et de répulsion déterminent de quelle façon l'impulsion sera transportée d'un point à l'autre.

Les différents types d'ondes générées à l'intérieur du matériau impacté (figure 1-7) seront étudiées dans ce qui suit.

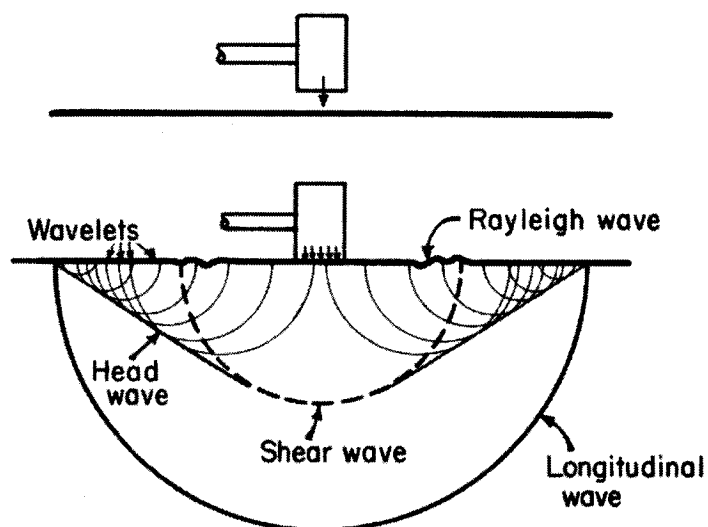


Figure 1-7 : Les différentes ondes générées dans un matériau impacté.

▪ Ondes élastiques

Si l'impulsion transmise à un matériau possède une amplitude qui dépasse la limite d'élasticité, cette impulsion se décomposera alors en ondes élastiques. Deux principaux modes de propagation de ces ondes interviennent dans le matériau; le mode longitudinal et le mode transversal (Allaire 2002).

- *Ondes longitudinales (de dilatation) :*

Le déplacement des particules est parallèle à la direction de propagation d'onde. L'équation qui définit la vitesse de propagation d'onde longitudinale est donnée alors par (Kolsky 1963):

$$V_{\text{long}} = \left(\frac{(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{E}{\rho} \right)^{1/2} \quad (1-13)$$

- *Ondes transversales (de cisaillement) :*

Dans le mode transversal, le mouvement des particules s'effectue perpendiculairement à la direction de propagation d'onde. L'équation qui définit la vitesse d'onde transversale est donnée par :

$$V_{\text{Trans}} = \left(\frac{E}{2\rho(1+\nu)} \right)^{1/2} \quad (1-14)$$

- *Onde de surface (Rayleigh) :* (Wasley 1973)

La propagation d'ondes transversales en surface d'un solide conduit à des ondes dites de surface. La vitesse de propagation de ce type d'onde est donnée par :

$$V_{\text{surf}} = \frac{0.862 + 1.14\nu}{1 + \nu} V_{\text{Trans}} \quad (1-15)$$

Pour une valeur de coefficient de poisson égale à 0,18, la vitesse des ondes de surface est égale à 90% de la vitesse des ondes de cisaillement.

1.3.2.3 Analyse mécanique de l'impact dynamique

Quand la composante hydrostatique de la contrainte atteint un niveau qui dépasse la contrainte d'écoulement dynamique, une première approximation assume que le solide n'a aucune résistance au cisaillement. Le calcul des paramètres d'onde de choc sera basé simplement sur les équations de conservation de Rankine – Hugoniot (Wasley 1973).

1.3.2.3.1 Equations de Conservation

✚ Conservation de masse

$$\rho_0 U_s = \rho (U_s - U_p) \quad (1-16)$$

ρ_0 représente la densité de la partie du matériau qui n'est pas en compression, ρ la densité du matériau en compression (où le choc se produit), U_s la vitesse de l'onde de choc et U_p la vitesse des particules.

✚ Conservation de mouvement

$$(P - P_0) = \rho_0 U_s U_p \quad (1-17)$$

P représente la pression appliquée et P_0 la pression résiduelle. Le terme $\rho_0 U_s$ est appelé "impédance de choc".

✚ Conservation d'énergie

$$E - E_0 = \frac{PU_p}{\rho_0 U_s} - \frac{1}{2} \rho_0 \frac{U_s U_p^2}{\rho_0 U_s} \quad (1-18)$$

Cette équation est utilisée sous une autre forme plus commune :

$$E - E_0 = \frac{1}{2} (P + P_0) (V_0 - V) \quad (1-19)$$

V_0 et V représentent respectivement le volume des particules en équilibre et le volume des particules en compression.

1.3.2.3.2 Les composantes d'impact :

$$\begin{cases} \rho_0 U_s = \rho (U_s - U_p) \\ (P - P_0) = \rho_0 U_s U_p \\ E - E_0 = \frac{PU_p}{\rho_0 U_s} - \frac{1}{2} \rho_0 \frac{U_s U_p^2}{\rho_0 U_s} \\ E - E_0 = \frac{1}{2} (P + P_0) (V_0 - V) \end{cases} \quad (1-20)$$

Les équations (1-20) présentent cinq inconnus : la pression (P), la vitesse des particules (U_p), la vitesse de propagation d'onde de choc (U_s), le volume spécifique V ou la densité (ρ) et l'énergie (E). Afin de déterminer ces paramètres, une cinquième équation est nécessaire. À cette fin, il existe une équation polynomiale empirique qui décrit la relation entre (U_s) et (U_p) connue sous le nom d'équation d'état du matériau :

$$U_s = C_0 + S_1 U_p + S_2 U_p^2 + \dots \quad (1-21)$$

S_1 et S_2 sont des paramètres empiriques, alors que C_0 est la vitesse du son dans le matériau à pression nulle.

Dans le cas des matériaux non poreux, $S_2 = 0$, l'équation (1-21) se réduit à :

$$U_s = C_0 + S_1 U_p \quad (1-22)$$

Les valeurs de C_0 et S_1 sont bien connues dans la littérature (Lawn 1975). Ainsi avec ces cinq équations, les composantes d'impact peuvent être déterminées.

1.3.3 Impact axial

L'étude théorique faite plus haut sera appliquée sur un cas réel, c'est le cas d'un impact axial (figure 1-8). Le projectile 1 est en mouvement et tombe à une vitesse V , alors que la cible est au repos. Après impact, deux ondes compressives se forment : la première se propage dans la cible avec une vitesse U_{s2} , alors que la deuxième se propage dans le projectile avec une vitesse U_{s1} . La zone hors compression dans le projectile garde la même vitesse V , alors que la zone hors compression dans la cible reste au repos (Meyers 1994).

Après le choc, la membrane centrale (interface de choc) reste en mouvement jusqu'à ce que les deux pressions P_1 et P_2 deviennent égales. La vitesse des particules dans la zone hors compression du projectile diminue après l'impact d'une valeur égale à U_p (vitesse de déplacement des particules). Par conséquent, la vitesse résultante, $V - U_{p1}$, est égale à la vitesse des particules dans la zone en compression dans la cible, U_{p2} .

$$U_{p1} + U_{p2} = V \quad (1-23)$$

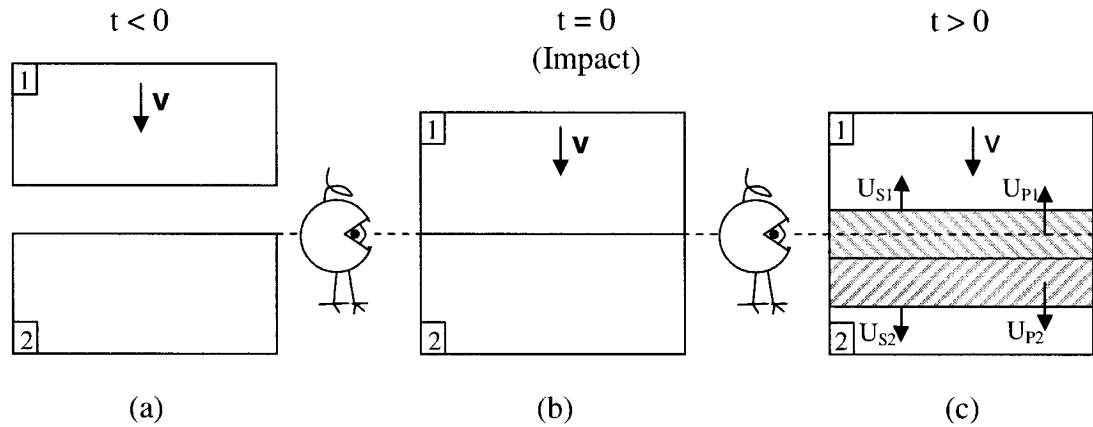


Figure 1-8 : Étapes d'impact axial.

(a) 1 se dirige vers 2 à une vitesse V ; (b) position à l'impact ; (c) position après impact et propagation des ondes.

Zones hachurées : en compression
Zones non hachurées : hors compression

Afin de déterminer la pression d'impact, les équations de conservation sont utilisées :

- pour le projectile : $P_1 = \rho_{01} U_{s1} U_{p1}$ (1-24)

- pour la cible : $P_2 = \rho_{02} U_{s2} U_{p2}$ (1-25)

L'équation d'état pour les deux matériaux est :

- pour le projectile : $U_{s1} = C_1 + S_1 U_{p1}$ (1-26)

- pour la cible : $U_{s2} = C_2 + S_2 U_{p2}$ (1-27)

En substituant U_{s1} et U_{s2} dans les équations (1-24) et (1-25), on aura :

$$P_1 = \rho_{01}(C_1 + S_1 U_{p1})U_{p1} = \rho_{01}C_1 U_{p1} + \rho_{01}S_1 U_{p1}^2 \quad (1-28)$$

$$P_2 = \rho_{02}(C_2 + S_2 U_{p2})U_{p2} \quad (1-29)$$

En substituant U_{p1} par $V - U_{p2}$, on a :

$$P_1 = \rho_{01}C_1(V - U_{p2}) + \rho_{01}S_1(V - U_{p2})^2 \quad (1-30)$$

Si $P_1 = P_2$, les équations (1-28) et (1-29) donnent :

$$U_{p2}^2(\rho_{02}S_2 - \rho_{01}S_1) + U_{p2}(\rho_{02}C_2 + \rho_{01}C_1 + 2\rho_{01}S_1V) - \rho_{01}(C_1V + S_1V^2) = 0 \quad (1-31)$$

La solution de cette équation est donnée par :

$$U_{p2} = \frac{-(\rho_{02}C_2 + \rho_{01}C_1 + 2\rho_{01}S_1V) \pm (\Delta^{1/2})}{2(\rho_{02}S_2 - \rho_{01}S_1)} \quad (1-32)$$

$$\text{Avec } \Delta = (\rho_{02}C_2 + \rho_{01}C_1 + 2\rho_{01}S_1V)^2 - 4(-\rho_{01})(\rho_{02}S_2 - \rho_{01}S_1)$$

En connaissant U_{p2} , on peut alors déterminer les pressions P_1 et P_2 ainsi que la vitesse des particules dans le projectile, U_{p1} , et par conséquent la vitesse des ondes de choc dans le projectile et dans la cible.

1.3.4 Réflexion et réfraction des ondes de choc

Les ondes de choc générées lors d'un impact suivront le même parcours à l'intérieur du matériau si celui-ci est homogène. Cependant dans les matériaux hétérogènes multiphasés, tels que les réfractaires, les ondes de choc subiront des phénomènes de réflexion-réfraction (Allaire 2002).

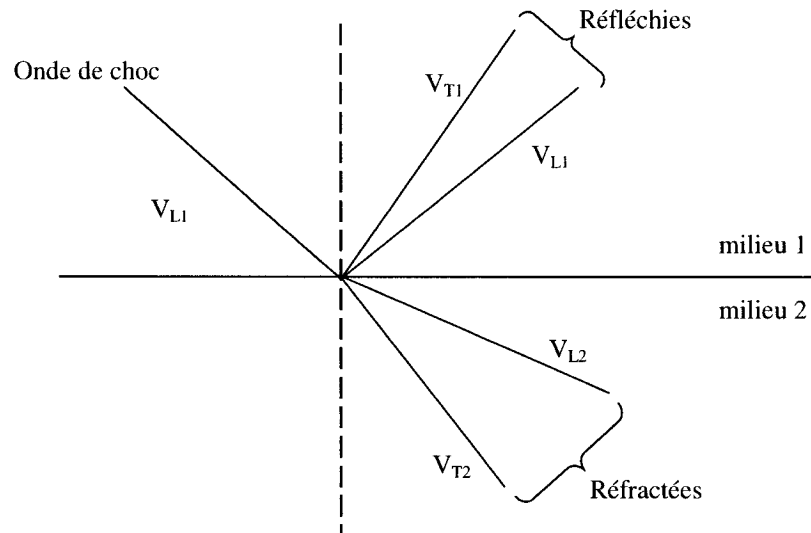


Figure 1-9 : Réflexion et réfraction des ondes de choc.

Lors de la propagation de l'onde de choc dans le matériau impacté, il se produit des phénomènes de réflexion et de réfraction. Tel que montré à la figure 1-9, l'onde de choc sera réfléchi à l'interface, entre deux milieux différents, sous la forme d'une composante longitudinale et d'une composante transversale. De la même façon, la partie réfractée de l'onde de choc fera également intervenir ces deux composantes.

1.3.5 Atténuation de l'onde de choc

Généralement, l'amplitude de l'onde de choc générée au contact projectile-cible diminue continuellement au cours de sa propagation dans un milieu. La propagation d'une onde de choc dans un matériau est accompagnée de phénomènes de réfraction et de réflexion qui contribuent à atténuer l'onde selon un mécanisme dit de diffusion. D'autres mécanismes d'atténuation supplémentaire, dits d'absorption, participent à l'atténuation de l'onde de choc par conversion d'une partie de l'énergie de l'onde en chaleur.

1.3.6 Influence de la température

La Figure 1-10 montre que pour une diminution de la température d'essai, il y a une augmentation de la limite d'élasticité $R_{e0.2}$ et de la résistance à la traction R_m , une diminution de la différence entre ces deux valeurs ($R_m - R_{e0.2}$) et de l'allongement à la rupture, A . Par contre, pour un essai effectué à une température égale ou inférieure à θ_t (définie comme étant la température de transition ductile-fragile), la limite d'élasticité et la résistance à la traction R_m ont la même valeur et l'allongement à la rupture, A , est nul. Ceci signifie que le matériau est devenu parfaitement fragile (Dorlot 1986).

Ce changement de comportement est observable pour chaque classe de matériaux. Toutefois, les mécanismes internes impliqués sont différents pour chaque type. Dans le cas des céramiques réfractaires, considérées comme des matériaux fragiles, la température de transition est très élevée. C'est pourquoi, les déformations plastiques qu'ils subissent avant la rupture sont négligeables.

Notons cependant que si une seconde phase entre dans la composition d'un matériau, elle peut faire diminuer la température de transition associée et rendre ainsi le matériau plus ductile. Ceci pourrait être le cas d'un matériau réfractaire contenant des agents de frittage formant une phase secondaire liquide.

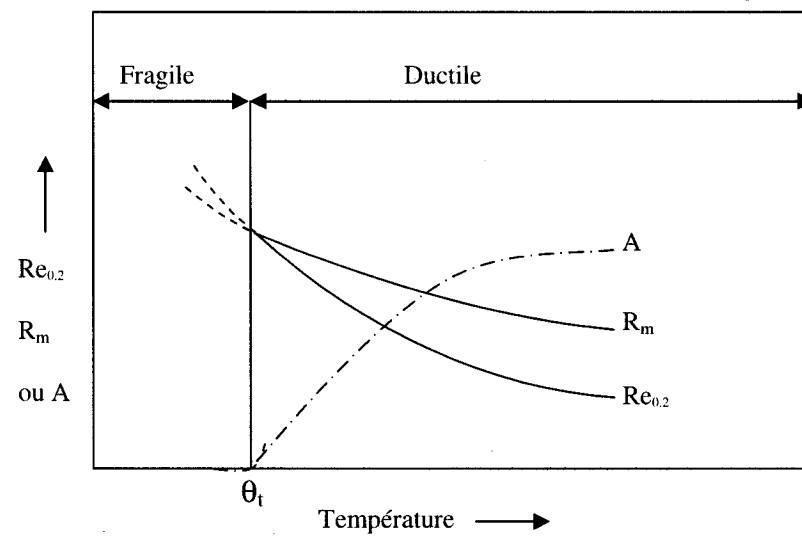


Figure 1-10 : Influence de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques.

1.3.7 Fissuration et rupture

Hormis les processus chimiques de ruine des matériaux, il existe plusieurs autres processus de défaillance essentiellement mécaniques:

- le flambage ;
- la rupture ductile par surcharge ;
- la rupture fragile sous des contraintes généralisées inférieures à la limite élastique ;
- la rupture par fatigue à grand nombre de cycles ou la rupture par fatigue oligocyclique ;
- la rupture par fluage à haute température.

1.3.7.1 Principaux mécanismes de fissuration

Les deux principaux mécanismes de rupture rencontrés dans les matériaux sont : la rupture fragile et la rupture ductile.

✚ Rupture fragile : La rupture fragile est caractérisée par l'absence de déformation plastique macroscopique, et donc par la propagation très rapide des fissures avec faible consommation d'énergie. La rupture est bien nette. Elle est soit trans-cristalline (figure 1-11a) ou inter-cristalline (figure 1-12b).

✚ Rupture ductile : caractérisée par une déformation plastique permanente, accompagnée généralement d'un durcissement du matériau, qui suit la déformation élastique (figure 1-11c).

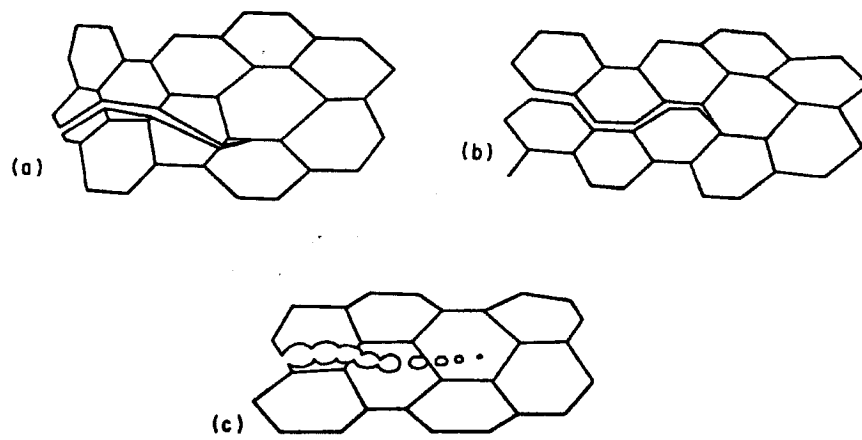


Figure 1-11 : Principaux mécanismes de rupture.

(a) fragile transgranulaire, (b) fragile intergranulaire, (c) ductile.

1.3.7.2 Facteurs contrôlant le comportement à la fissuration

Les fondements de la mécanique de la rupture montre qu'il existe trois facteurs majeurs qui influencent le comportement des matériaux à la fissuration.

✚ Résistance à la rupture: elle peut être définie comme étant l'aptitude du matériau à résister à une singularité (défaut) localisée au sein du matériau. Plusieurs paramètres expérimentaux peuvent décrire cette résistance (module de rupture, ténacité, énergie de rupture, etc.).

✚ Taille du défaut initial : la dimension géométrique des discontinuités, déjà existant dans le matériau, est d'une extrême importance vis-à-vis du comportement à la fissuration.

✚ Charge appliquée: la contrainte appliquée ainsi que son évolution dans le temps sont étroitement liées au comportement et au mécanisme de fissuration.

1.3.7.3 Modes de fissuration

D'un point de vue macroscopique, deux principaux modes de rupture sont observés:

- * mode plan.
- * mode incliné.

Tous les modes de fissuration peuvent être ramenés à l'un des trois modes simples montrés à la figure 1-12 ou à leur superposition.

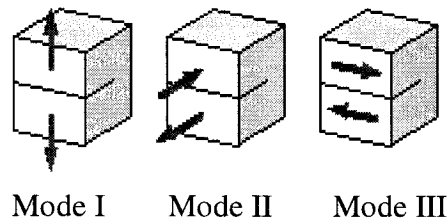


Figure 1-12 : Principaux modes de fissuration des matériaux.

Mode I : mode d'ouverture.

Mode II : mode de cisaillement dans le plan.

Mode III : mode de cisaillement hors plan.

1.3.8 Mécanique de la rupture statique

1.3.8.1 Introduction

La mécanique de la rupture est une science qui étudie l'interaction entre la discontinuité géométrique et le milieu continu avoisinant, ainsi que l'évolution de cette discontinuité.

Griffith (1920) a réalisé que la faiblesse des matériaux par fissuration peut être traitée comme un problème d'équilibre dans lequel la réduction de l'énergie de déformation du corps contenant la fissure, quand celle-ci se propage, peut être égale à l'augmentation de l'énergie de surface due à la croissance de la surface effective. Il développa ainsi la fameuse relation entre la longueur des fissures, a , l'énergie de surface, γ , et la contrainte appliquée, σ :

$$\sigma^2 = \frac{2\gamma E}{\pi a} \quad (1-33)$$

De cette équation découle le critère de propagation d'une fissure elliptique dans une plaque élastique qui est :

$$\sigma^2 > \frac{2\gamma E}{\pi a}$$

$2\gamma = G$ est l'énergie de surface.

Toutefois, cette théorie prévoit que la résistance en compression est huit fois plus grande que celle en tension. Cette condition ne peut être valide pour tous les matériaux.

Irwin (1964) a étendue la théorie de Griffith pour des fissures planes. Il proposa ainsi un nouveau critère de propagation de fissure : l'énergie de déformation restituée (G) doit être supérieur au travail critique (G_c) de la fissure nécessaire pour créer une nouvelle unité de surface.

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} \quad (1-34)$$

G est l'énergie de rupture.

Si U_s représente l'énergie de surface créée et U_e l'énergie élastique libérée par la fissure de longueur $2a$, le critère d'Irwin peut être écrit sous la forme (Allaire 2002):

$$\frac{d^2 U_e}{da^2} \geq \frac{d^2 U_s}{da^2} \quad (1-35)$$

Irwin a montré que le champ de contrainte au front de fissure est complètement déterminé par la quantité K , appelée facteur d'intensité de contrainte. Les indices (I, II ou III) ajoutés à K représentent le mode de chargement (ou d'ouverture de fissure).

Pour le mode I, le facteur d'intensité de contrainte en tension est donnée par :

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1-36)$$

Lorsque la contrainte appliquée devient critique, on parle alors du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} ou ténacité. Cette dernière est exprimée en $\text{MPa m}^{1/2}$.

1.3.8.2 Rupture Hertzienne

L'introduction de la mécanique de rupture dans la théorie d'impact de Hertz n'a été faite qu'en 1967 par Frank. À cause de la complexité de la mécanique d'initiation des fissures en forme de cône, Frank (1968) a traité ce problème en supposant que :

1- la fissure s'initie à partir de défauts de surface où la contrainte de tension est maximale. La fissure ainsi initiée suit la trajectoire de σ_3 (normale en tout point à la contrainte de tension σ_1).

2- le facteur d'intensité de contrainte est exprimé uniquement en fonction de la contrainte principale, σ_1 .

Le facteur d'intensité de contrainte est donné par :

$$K(c) = \chi \frac{\sigma_1}{C^{3/2}} \quad (1-37)$$

$$\text{Avec, } C = c + \frac{R_0}{\cos \alpha_0} \quad (1-38)$$

χ représente le coefficient géométrique de la fissure, c sa longueur, C la dimension du cône "virtuel", R_0 le rayon de contact et α_0 l'angle de la base du cône.

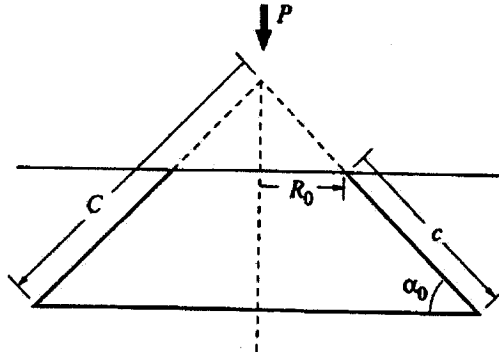


Figure 1-13 : Paramètres géométriques d'une rupture hertzienne en cône.

1.3.9 Mécanique de la rupture dynamique

Malgré le développement brillant dans le domaine de la mécanique de la rupture, la formulation et la solution des problèmes dynamiques sont restées inconnues. Le développement de nouveaux modèles analytiques a contribué amplement à caractériser la rupture dynamique des matériaux fragiles.

Freund (Engel 1976, Lawn 1993), dans ses études sur la propagation des fissures, a développé une équation du facteur d'intensité de contrainte dynamique caractérisant un matériau contenant une fissure en propagation. Il a considéré une fissure semi-infinie qui se propage à une vitesse v , sous un chargement dynamique (constant) $\sigma_\infty(t)$, (figure 1-14a). Le chargement externe, σ_∞ , se transforme en chargement P au front de fissure (figure 1-14b). L'équation du facteur d'intensité de contrainte pour une fissure en propagation selon le mode I est donnée par :

$$K_I(t) = 2P \frac{(1-\nu)^{1/2}}{1-\nu} \sqrt{\frac{C_I}{\pi}} \quad (1-39)$$

C_I représente la vitesse de propagation de l'onde de choc.

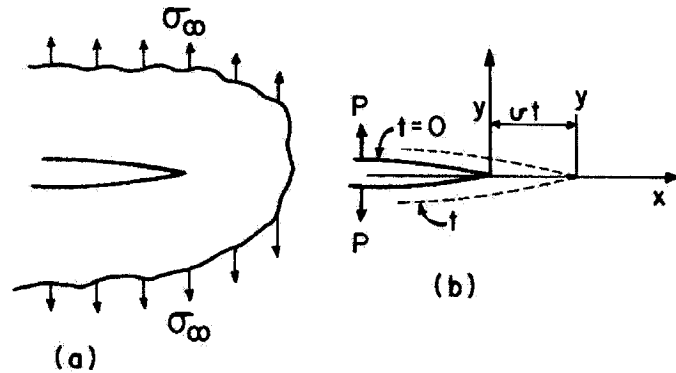


Figure 1-14 : Modèle de Freund : (a) fissure en propagation. (b) état de contrainte au front de fissure.

1.3.9.1 Friction interfaciale

La condition expérimentale qui affecte, considérablement, les hypothèses d'impact mécanique est la friction à l'interface projectile-cible.

Siebel (Freund 1972) a mesuré la contribution de la friction interfaciale lors d'un impact. En assumant que le coefficient de friction est μ , le chargement à l'interface projectile-cible est donné par :

$$P = \sigma_y \left(1 + \frac{2\mu a}{3h} \right) \quad (1-40)$$

P représente le chargement appliqué, σ_y la contrainte de rupture, a le rayon (demi largeur) de l'échantillon et h sa hauteur. Connaissant la valeur de μ , l'erreur introduite par la friction interfaciale est facilement estimée.

1.3.9.2 L'inertie

Généralement, il est commun que l'échantillon, qui dans le cas d'un réfractaire est un matériau hétérogène, soit considéré comme un matériau homogène pour faciliter l'analyse. Ainsi, seulement le mouvement moyen du matériau est décrit. Par contre, le mouvement local dans le volume représentatif est ignoré. Cette représentation conventionnelle du solide hétérogène est adéquate lorsqu'il s'agit d'un taux de chargement faible (statique ou quasi-statique). Toutefois, pour des taux de chargement élevés, l'inertie associée au mouvement local devient un paramètre à prendre en compte (Freund 1973).

Server (1978) a remarqué qu'après impact, des oscillations inertielles se forment au contact projectile-cible. Afin d'utiliser des données liées au projectile pour caractériser l'impact, la durée t_o de ces oscillations doit être prise en compte. Pour des matériaux fragiles, le temps nécessaire pour qu'il y ait rupture est plus faible que t_o , ce qui a permis à Benthia et al (1989) de déterminer la partie du chargement qui sera neutralisée par la force d'inertie (figure 1-15) :

$$P_i(t) = \rho A \ddot{U}_0(t) \left[\frac{1}{3} + \frac{8h^3}{3l^2} \right] \quad (1-41)$$

ρ représente la densité de la cible et A la surface de contact.

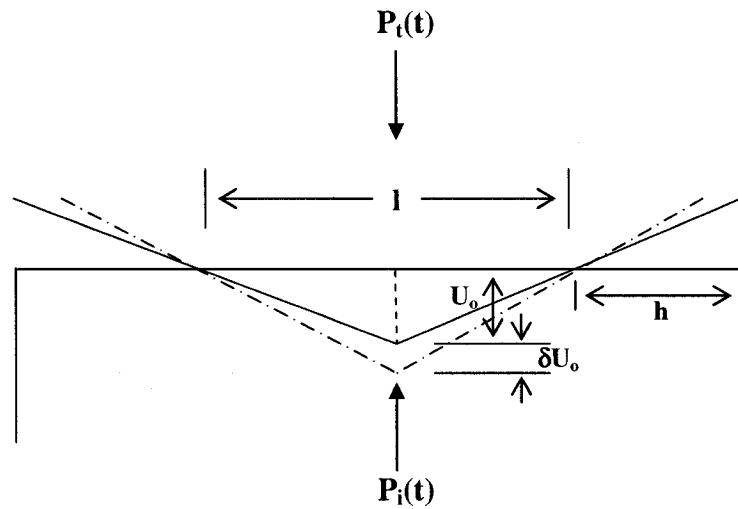


Figure 1-15 : Schéma montrant des oscillations inertielles lors d'un impact.

1.3.9.3 Perte totale d'énergie durant un test d'impact

Les étapes communément connues d'un test d'impact sont (Hamouda 2002) :

- ➡ Etape 1 : collision entre le projectile et la cible;
- ➡ Etape 2 : déformation élasto-plastique de l'échantillon jusqu'à ce que la vitesse du projectile devienne nulle. Plusieurs scénarios sont possibles après cette étape; pour des matériaux fragiles, la séquence suivante est obtenue;
- ➡ Etape 3 : recouvrement élastique de l'échantillon et du projectile;
- ➡ Etape 4 : rebond du projectile.

L'énergie totale (E_t) portée par le projectile est donnée par :

$$E_t = \frac{1}{2} m U_0^2 \quad (1-42)$$

m et U_0 représentent respectivement la masse et la vitesse initiale du projectile.

Généralement lors d'un impact, l'énergie échangée reste dans le système (projectile, échantillon et environnement). L'énergie perdue est alors égale à la somme de l'énergie élastique emmagasinée dans le projectile après l'impact, (E_p), l'énergie perdue sous forme de bruit, (E_b), l'énergie perdue à cause de la friction, (E_f), l'énergie cinétique due au rebond du projectile, (E_r), et l'énergie perdue sous l'effet de l'inertie (E_i).

$$E_t = E_p + E_b + E_f + E_r + E_i \quad (1-43)$$

1.4 Corrélation entre la résistance à l'impact et les propriétés

Les études basées sur la corrélation entre la résistance à l'impact et les propriétés des matériaux réfractaires sont presque inexistantes. Les seuls travaux qui font référence à ce sujet sont ceux entrepris au sein de la chaire REFRAL. Ces travaux représentent une partie du projet de modélisation du comportement général des réfractaires aluminosiliceux soumis à des sollicitations très sévères. La partie concernant les impacts mécaniques a été divisée en deux étapes. La première partie s'intéresse à l'étude des impacts mécaniques sous-critiques, elle a été réalisée par Ratle (1996) et Sebbani (2001). La deuxième étape concernant l'étude des impacts critiques a été réalisée dans le présent travail.

Ratle (1996) a effectué des essais d'impacts répétés sur quelques matériaux réfractaires afin de déterminer leur résistance à l'endommagement par fatigue mécanique. Il a aussi mis en évidence l'effet de la température sur la résistance à la fatigue mécanique. Cependant, aucune différence appréciable de comportement n'a été notée.

Sebbani (2001) a essayé d'établir des corrélations entre la résistance à la fatigue par impact mécanique et les propriétés ainsi que quelques paramètres de performance des réfractaires. Il a ainsi pu établir une corrélation entre cette résistance et les paramètres

$$\sigma_0^2 / E\gamma \text{ et } \sigma_0 \times R_{st}, \text{ i.e., } \sigma_0 \times \left(\frac{\gamma_{wof}}{\alpha^2 E} \right)^{1/2}.$$

γ_{wof} représente l'énergie de rupture;

R_{st} représente la différence de température maximale pour propager de longues fissures pour des chocs thermiques sévères.

1.5 Relation entre la porosité et les propriétés

La porosité représente le facteur qui influence toutes les propriétés y compris la résistance à l'impact mécanique. La connaissance de la relation entre la porosité et les propriétés des matériaux céramiques (matériaux de base des matériaux réfractaires) est le sujet de plusieurs travaux théoriques et pratiques. En effet, Knudsen (1959) est l'un des premiers à avoir étudié l'effet de la porosité sur les propriétés des céramiques. Il a commencé par étudier l'effet de l'empilement des grains et de l'aire de contact intergranulaire sur les propriétés des céramiques. Il a ainsi pu déterminer la relation entre ces deux facteurs et la résistance mécanique du matériau. En comparant trois types d'arrangements : cubique, orthorhombique et rhomboédrique, il a conclu que plus la structure granulaire est compacte (moins poreuse) plus les propriétés élastiques et mécaniques sont élevées. Il a établi ainsi une relation entre l'aire de contact intergranulaire, la porosité et les propriétés élastiques et mécaniques des céramiques. La diminution des propriétés a été attribuée à la réduction de l'aire de contact intergranulaire due à une augmentation de la porosité. L'arrangement cubique représente la meilleure condition à l'obtention d'une bonne résistance élastique et mécanique.

Plusieurs travaux ont été menés afin de déterminer un modèle ou une équation pouvant représenter le comportement des matériaux par rapport à leur porosité. La relation la plus étudiée dans la littérature est celle qui se trouve entre le module d'élasticité et le module de rupture d'une part, et la porosité d'autre part.

1.5.1.1 Porosité - Module d'élasticité

Afin d'exprimer la relation entre le module d'élasticité et la porosité des matériaux céramiques, les premières équations proposées étaient empiriques. La plus commune est l'équation de Spriggs (Dorey 2002):

$$E = E_0 \exp(-bp) \quad (1-44)$$

E_0 représente le module d'élasticité à porosité nulle, p la porosité et b une constante du matériau.

En se basant sur des essais expérimentaux effectués sur l'alumine- α contenant différents niveaux de porosité, Spriggs a remarqué une diminution exponentielle du module d'élasticité avec la porosité. La constante b a été considérée comme étant une constante qui dépend seulement du matériau. Cependant, d'autres auteurs (Knudsen (1962) et Wang (1984b)) ont obtenus des valeurs de b et de E_0 différentes que celles trouvées par Spriggs. Ceci montre que b ne dépend pas uniquement du matériau mais également de la procédure expérimentale et des caractéristiques des pores (taille, volume, forme).

Wang (1984a, 1984b) a développé deux équations théoriques, exprimant la relation entre le module d'élasticité et la porosité, correspondant chacune à un domaine de porosité particulier.

Pour une porosité inférieure à 38% :

$$E = E_0 \exp[-(bp + cp^2)] \quad (1-45)$$

Pour une porosité supérieur à 38% :

$$E = E_0 \exp[-(bp + cp^2 + dp^3 + \dots)] \quad (1-46)$$

b, c, d, ... sont des constantes dépendant du matériau.

Ces équations concordent assez bien avec les résultats expérimentaux (figure 1-17). Cependant, elles présentent un point faible : un nombre élevé de terme doit être ajouté à l'exposant pour que $E = 0$, ce qui fait perdre tout leur sens physique.

1.5.1.2 Relation entre la porosité et la résistance mécanique

La résistance mécanique des matériaux dépend fortement de la porosité, c'est pour cette raison que cette relation est bien élaborée dans la littérature.

Ryshkewitch (1953) a étudié le comportement de la résistance mécanique des céramiques en fonction de la porosité. L'auteur a observé une relation exponentielle entre le module de rupture et la porosité. Cette équation ressemble à celle trouvée par Spriggs (1961):

$$S = S_0 \exp(-ap) \quad (1-48)$$

S_0 représente la résistance mécanique à porosité nulle et a une constante du matériau.

La figure 1-17 montre la courbe de la résistance mécanique de l'alumine- α en fonction de sa porosité basée sur des essais expérimentaux effectués par trois auteurs : Dorey (2002), Coble-Kingery (Spriggs 1961) et Chen (Dorey 2002).

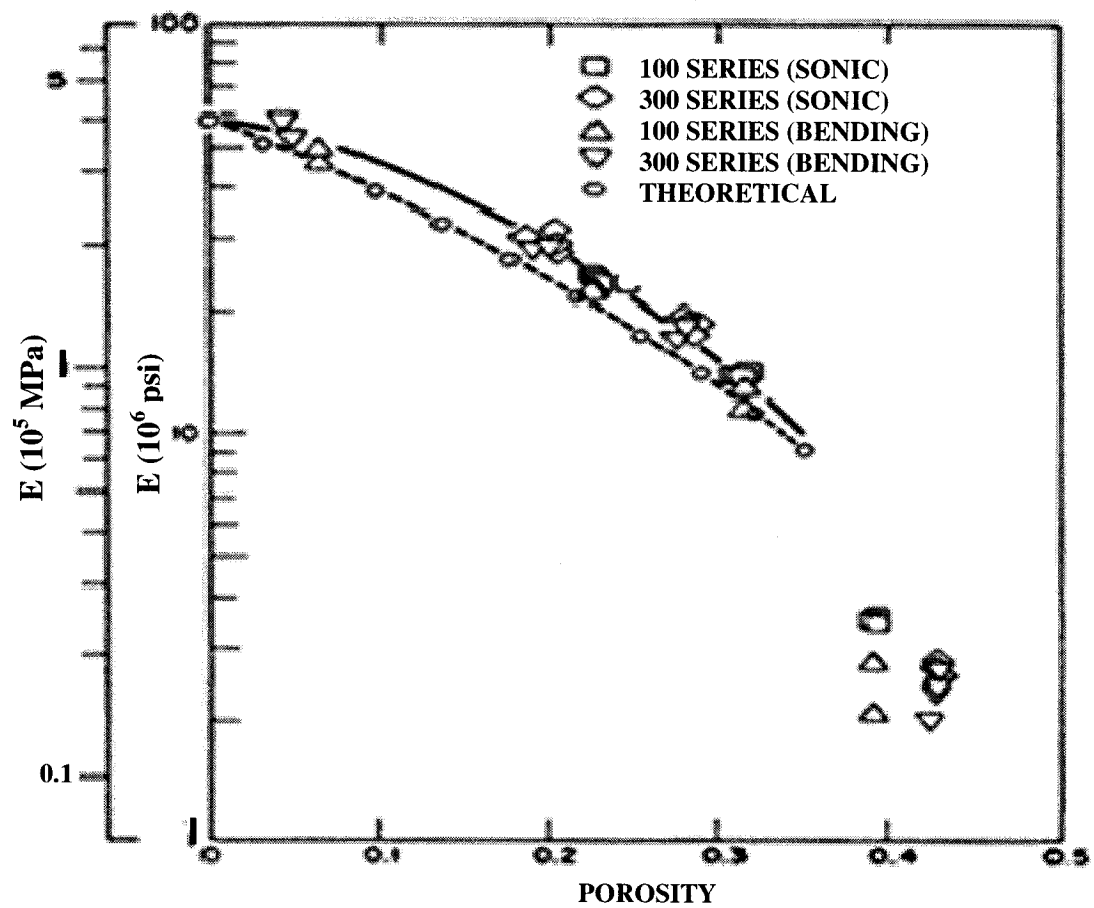


Figure 1-16 : Module d'élasticité vs. porosité de l'alumine- α selon Wang (1989).

Series 100: particules sphériques. Series 300: particules ovales.

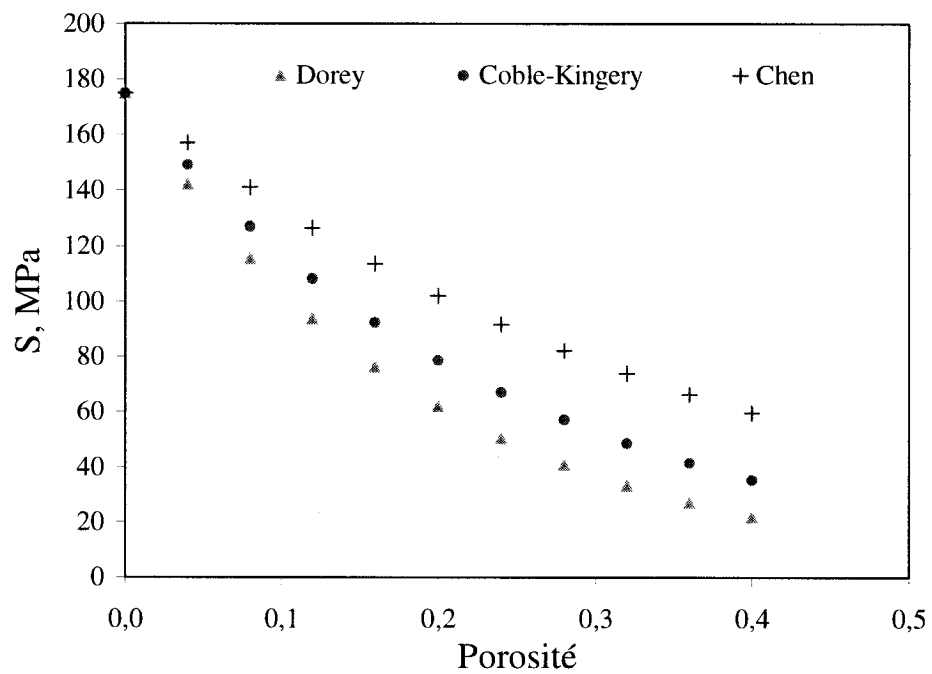


Figure 1-17 : Relation entre la résistance mécanique et la porosité de l'alumine- α .
Dorey (2001), Coble-Kingery (Spriggs 1961) et Chen (Dorey 2001).

1.6 Conclusion

Dans cette revue bibliographique, il a été montré que les chargements dynamiques présentent plusieurs particularités qui les distinguent des chargements quasi-statiques. Le passage presque instantané d'un état de contrainte nulle à un état de contrainte donné s'accompagne d'effets supplémentaires qui s'ajoutent à la contrainte proprement dite. L'application du modèle quasi-statique aux impacts mécaniques a montré ses limites.

La nécessité de tenir compte des pertes d'énergie et de l'influence des ondes de contrainte qui accompagnent ce type de chargement a été montrée. Ainsi, à faible vitesse d'impact, la sollicitation ressemble plus à un essai de dureté. L'approche de Hertz a été utilisée pour décrire cette partie. Lorsque la vitesse devient plus grande, une analyse vibrationnelle est mieux adaptée. Cependant, bien qu'à l'heure actuelle tous les aspects entourant les impacts sont connus, cette connaissance reste fragmentée. Les modèles utilisés sont plus applicables à faible et haute vitesses d'impact. La transition entre ces deux régions n'est pas convenablement modélisée. Une théorie plus globale reste encore à développer.

Pour les impacts critiques, les connaissances sont plus limitées que dans le cas des impacts sous-critiques. C'est particulièrement le cas pour les matériaux réfractaires. Des essais d'impacts mécaniques critiques sur les matériaux réfractaires seront très utiles à la compréhension du comportement de ces matériaux face aux impacts mécaniques sévères.

Au niveau minéralogique, la mullite montrent d'excellentes propriétés physiques, thermiques et mécaniques telles qu'une faible constante diélectrique, une faible expansion thermique, un point de fusion élevé, une bonne résistance au fluage, une bonne résistance mécanique et thermomécaniques et aussi une bonne résistance à la corrosion.

Les études théoriques et expérimentales sur l'effet de la porosité sur le module d'élasticité et la résistance mécanique ont été présentées. Dans la partie expérimentale de ce travail, l'effet de la porosité sur la résistance à l'impact mécanique (impact dynamique) sera étudié afin de la comparer avec la relation établie entre la porosité et le module d'élasticité d'une part et avec la résistance mécanique (impact quasi-statique) d'autre part.

CHAPITRE 2. ÉNONCÉ DU PROBLÈME

L'objectif de cette mémoire consiste à déterminer une méthodologie très rigoureuse de caractérisation de la résistance à l'impact des réfractaires et d'établir la relation entre celle-ci et les principales propriétés physiques et mécaniques.

Les études précédentes (Ratle 1996 et Sebbani 2001) ont permis de conclure qu'il existe une corrélation entre la résistance à la **fatigue** par impact mécanique et le paramètre $\sigma_0 \times R_{st}$. Par conséquent, une maximisation de cette résistance passe par une maximisation de la résistance à l'initiation des fissures, σ_0 . Malgré l'importance que présente la détermination de la résistance à l'impact **critique** des réfractaires, il n'existe quasiment pas d'études concernant ce sujet. Dès lors, quatre principales questions se posent :

1. Comment peut on mesurer de façon précise et rigoureuse la résistance à l'impact critique des réfractaires ?
2. Existe-il une corrélation entre cette résistance et les propriétés des matériaux ?
3. Quelle est la relation entre la résistance à l'impact mécanique et la composition des réfractaires aluminosiliceux ?
4. Est-ce que la porosité représente le principal facteur influençant les propriétés mécaniques ? si oui comment ?

Le présent travail apporte des réponses à ces questions.

CHAPITRE 3. MATÉRIAUX ET PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

3.1 Introduction

Dans cette section, la composition et la technique de préparation des éprouvettes seront présentées. À cet effet, la composition chimique, la minéralogie et les propriétés mesurées de chaque matériau seront données. Par la suite, les procédures expérimentales qui ont permis la mesure des différentes propriétés seront exposées.

3.2 Matériaux et méthodes

Quatre différents bétons réfractaires aluminosiliceux ont été utilisés dans cette étude. Ces bétons ont été mis en forme et séchés au préalable par un des partenaires de la chaire. Le choix des matériaux est fondé sur le fait que les réfractaires aluminosiliceux représentent les matériaux communément utilisés dans les fours de traitement d'aluminium. Les matériaux réfractaires utilisés dans ces fours sont soumis à une température avoisinant les 815°C. Pour cette raison, celle-ci a été choisie comme température de cuisson des matériaux testés. La cuisson est faite pendant 5 heures. La vitesse de chauffage et de refroidissement est de 3°C/min.

3.2.1 Composition chimique et minéralogique

Les matériaux utilisés dans cette étude sont des bétons réfractaires aluminosiliceux couramment utilisés dans les fours de traitement de l'aluminium. La composition chimique de ces bétons est donnée au tableau 3-1. Après cuisson, les bétons réfractaires choisis ont été caractérisés par diffraction-X afin de déterminer, semi-quantitativement, la minéralogie des produits après cuisson (tableau 3-2).

Tableau 3-1 : Composition chimique des matériaux testés tel que spécifiée par le producteur.

Composés	A	B	C	D
Al₂O₃	57,3	74,0	81,1	90,0
SiO₂	30,3	16,0	10,7	0,3
Fe₂O₃	0,8	1,0	1,1	0,1
CaO	1,4	4,1	3,6	3,4
MgO	0,1	-	0,2	-
ZrO₂	3,3	-	-	-
Autres	6,8	4,9	3,3	6,2

Tableau 3-2 : Composition minéralogique des matériaux réfractaires obtenue par diffraction-X après cuisson.

	A	B	C	D
Mullite	37,8	24,1	17,2	-
Corindon	17,9	51,4	49,5	55,1
Zircone	30,4	-	-	-
Grossite	-	7,8	8,1	15,3
Fluorite	-	5,2	6,0	-
SiC	-	5,6	-	-
Gehlenite	-	5,9	6,5	-
Quartz	3,9	-	-	-
Anorthite	4,7	-	-	-
Alumine-β	-	-	-	14,6
Autres	5,3	-	12,7	15

3.2.2 Propriétés et performances des matériaux

La porosité, le module d'Young et le module de rupture à froid et à chaud ont été déterminés selon les normes standard, ASTM. Afin de déterminer la valeur moyenne de chaque propriété. Trois échantillons au minimum ont été testés pour chaque propriété.

3.2.2.1 Porosité

La porosité apparente a été mesurée selon la norme standard ASTM (C830-00). La technique utilisée dans cette norme se base sur le principe d'Archimède. La masse sèche, mouillée et suspendue des échantillons a été mesurée. La masse sèche représente la masse de l'échantillon mesurée après étuvage à 110°C. La masse mouillée est la masse mesurée de l'échantillon après avoir été mis sous vide pendant trente minutes puis introduit dans l'eau pendant la même durée. La masse suspendue est la masse de l'échantillon suspendue dans l'eau. Le calcul de la porosité apparente s'effectue au moyen de l'équation suivante:

$$P_{app} = \frac{m_{hum} - m_{sec}}{m_{hum} - m_{sus}} \quad (3-1)$$

3.2.2.2 Module d'élasticité

Le module d'élasticité est mesuré selon la norme ASTM (C1198-01). Cette technique permet la détermination des propriétés élastiques des céramiques. Le module d'Young est déterminé en mesurant la fréquence de résonance en flexion. Le module de cisaillement est déterminé en mesurant la fréquence de vibration en mode de torsion. Le module d'élasticité a été mesuré à l'aide d'un appareil performant, appelé "SonicByte" (Allaire 2004).

La dimension des échantillons testés est pareille pour tous les matériaux, elle est de 15,24 x 2,54 x 2,54 cm.

3.2.2.3 Module de rupture à froid

Le module de rupture à froid a été mesuré selon la norme standard (ASTM C133-03). Le module de rupture (MOR) est défini comme étant l'effort maximal supporté par une éprouvette parallélépipédique placée dans un dispositif de flexion. La température d'essai est la température au centre géométrique de la face de l'éprouvette soumise à une contrainte en tension. Les essais ont été effectués à température ambiante. Le module de rupture a été mesuré sur des échantillons de mêmes dimensions que dans le cas du module d'Young. Le nombre d'échantillons à tester comprend un minimum de trois éprouvettes. Ils sont prélevés à partir de trois briques différentes. Ils sont ensuite rectifiés, entaillés (3 mm de hauteur, voir figure 3.3) et séchés à 110°C pendant 24 heures.

Le module de rupture est le quotient du moment fléchissant au point de rupture (M_{\max}) par le moment résistant W (module de section) :

$$MOR = \frac{M_{\max}}{W} = \frac{3}{2} \times \frac{PL}{2bd^2} \quad (3-2)$$

b est la largeur de l'échantillon, d sa hauteur, L la distance entre les appuis et P la force de rupture.

3.2.2.4 Module de rupture à chaud

Le module de rupture (HMOR) à chaud a été mesuré selon la norme standard (ASTM C583-00). La technique utilisée est la même que pour le module de rupture à froid. Le

seul facteur qui change est la température. En effet, les éprouvettes sont portées à la température d'essai à 5°C/min et maintenues pendant 1 heure.

3.2.2.5 Résultats

Les résultats des différentes mesures sont donnés au tableau 3-3. Dans ce travail, L'erreur sur les mesures est calculée par la méthode de l'écart type :

$$\sigma(x) = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (3-3)$$

Tableau 3-3 : Propriétés des matériaux étudiés.

	A	B	C	D
Porosité, %	14,3 ± 0,6	17,9 ± 0,7	22,0 ± 0,5	19,7 ± 0,6
E, GPa	58,2 ± 0,8	56,9 ± 1,6	26,5 ± 2,1	55,9 ± 7,3
MOR, MPa	17,3 ± 3,2	16,1 ± 3,1	13,1 ± 1,2	8,7 ± 3,4
HMOR, MPa	25,0 ± 0,9	25,2 ± 0,5	22,9 ± 1,1	11,7 ± 1,5

3.2.2.6 Performance au choc mécanique des matériaux réfractaires

L'appareil et la méthodologie utilisés dans le test d'impact mécanique seront présentés dans cette section.

3.2.2.6.1 Appareil d'impact

La technique utilisée afin de mesurer la résistance à l'impact mécanique est celle de la masse tombante. Elle est basée sur le principe de la force de gravité pour mettre en mouvement le projectile. Le montage utilisé a été développé au CIREP (Ratle 1996). Il est constitué de deux colonnes de guidage sur lesquelles glisse une traverse qui porte le

projectile (figure 3-1, 3-2). La masse du projectile et la hauteur de chute régissent l'énergie portée par le projectile et, par conséquent, transmise à l'échantillon. Celui-ci est supporté par des appuis en céramique dense. Les échantillons ont été entaillés afin de s'assurer que la rupture s'amorce au centre de l'échantillon (figure 3-3). La dimension des échantillons est de 15,24 x 2,54 x 2,54 cm. Le montage comprend également un four électrique qui peut atteindre 1200°C.

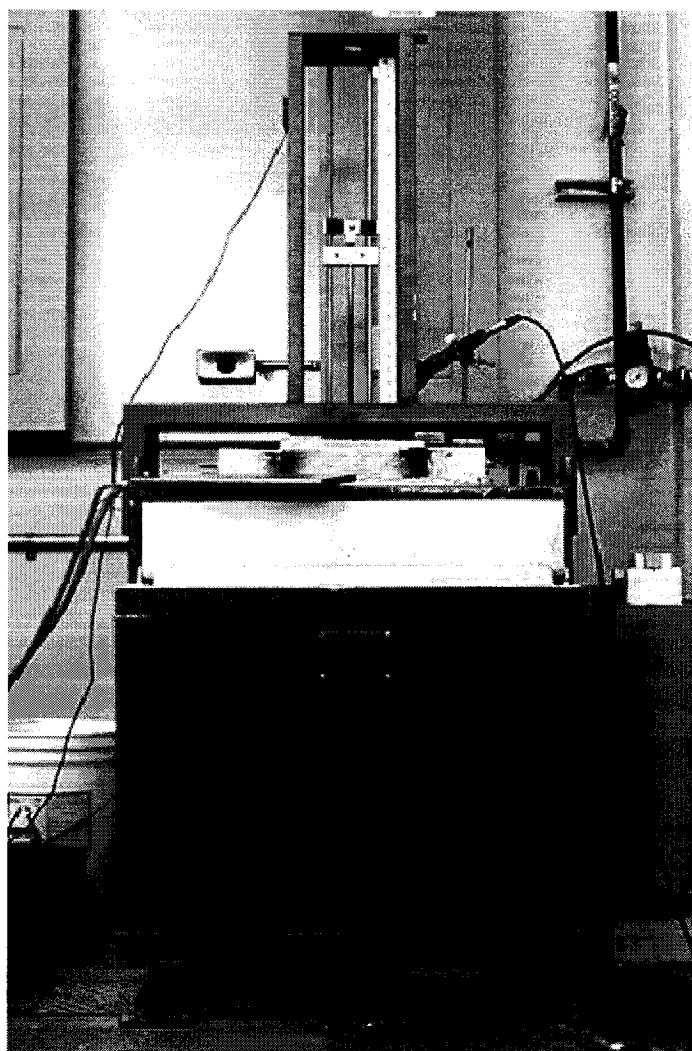


Figure 3-1 : Photo montrant le montage expérimental.

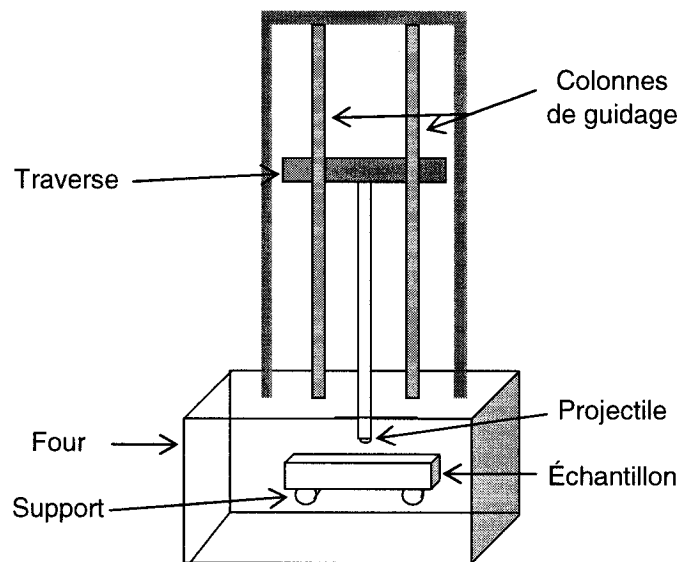


Figure 3-2: Schéma du montage d'impact mécanique.

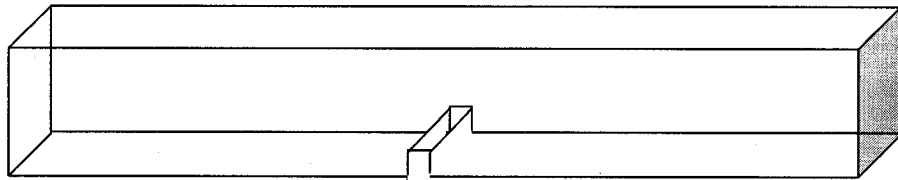


Figure 3-3 : Échantillon à entaille droite.

3.2.2.6.2 Méthode de détermination de la résistance à l'impact critique

Comme les réfractaires sont des matériaux très hétérogènes, obtenir une valeur absolue de leur résistance aux impacts mécaniques critique est très délicat. Cependant, un domaine de résistance à l'impact peut être défini.

Détermination du domaine de la résistance aux impacts mécaniques

Puisqu'un échantillon ne peut être testé qu'une seule fois, il a fallu trouver une façon pour minimiser le nombre d'éprouvettes à tester. Pour cette raison, l'essai a été divisé en deux étapes : préliminaire et principale.

L'étape préliminaire donne une idée sur la hauteur initiale à laquelle le test peut être démarré. Le même échantillon a été soumis à une série d'impact à différentes hauteurs. La première hauteur est de faible grandeur et elle est choisie de façon arbitraire. La hauteur est ensuite augmentée à chaque impact de 1cm jusqu'à ce que l'échantillon brise. Cette hauteur de rupture représente la hauteur initiale, appelée H_i . Celle-ci correspond à la hauteur à laquelle le test principal peut commencer.

L'étape principale consiste à tester trois échantillons sains à la hauteur H_i . Si tous les échantillons ne brisent pas, un autre test est effectué sur trois nouveaux échantillons avec une hauteur supérieure à H_i de 1cm. Cette procédure est répétée jusqu'à ce que les trois échantillons cassent à une hauteur donnée. Celle-ci est appelée hauteur maximale de la résistance à l'impact, H_{max} . Pour déterminer la hauteur minimale de rupture, la même méthode a été suivie mais de manière inverse. La hauteur d'impact est réduite de 1 cm à partir de H_i . À chaque fois, trois nouveaux échantillons sont testés jusqu'à ce qu'aucun échantillon ne rompe. La hauteur correspondante représente la hauteur minimale de la résistance à l'impact, H_{min} .

L'estimateur utilisé de la résistance à l'impact mécanique est représenté par ΔH_c . Le symbole " Δ " ne correspond pas ici à une différence mais fait allusion à la hauteur de chute critique. Le ΔH_c est défini comme étant la valeur moyenne de H_{min} et H_{max} . La figure 3-4 représente un schéma montrant la méthodologie suivie pour la détermination de ΔH_c .

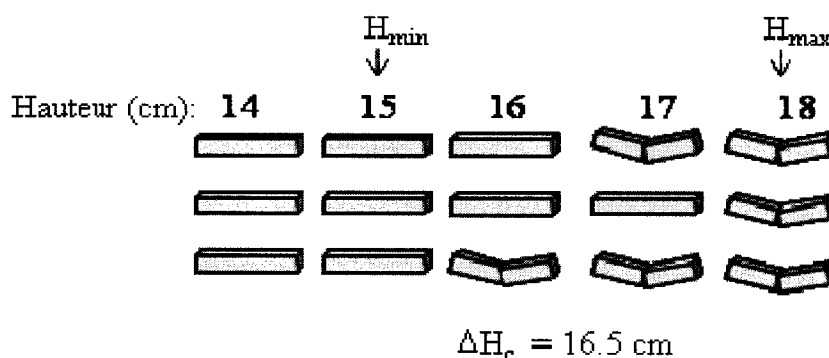


Figure 3-4 : Schéma de la méthodologie suivie pour la détermination de ΔH_c .

3.3 Relation Porosité – Propriétés des réfractaires aluminosiliceux

La porosité (taille et volume des pores) des matériaux réfractaires représente un facteur très important. Les propriétés mécaniques, thermomécaniques et chimiques dépendent fortement de ce paramètre. En effet, la propagation catastrophique ou contrôlée des fissures ainsi que la pénétration des liquides corrosifs dans les réfractaires dépendent beaucoup de la taille et du volume des pores. La connaissance de la relation entre ces deux facteurs et les propriétés mécaniques des réfractaires est très utile dans le choix du matériau le plus résistant aux sollicitations mécaniques rencontrées dans les fours de traitement d'aluminium.

Étant donné le caractère fortement hétérogène des réfractaires, la complexité de la procédure de fabrication des bétons réfractaires ainsi que la difficulté de varier la

porosité de façon uniforme et contrôlée, des céramiques synthétiques à microstructure contrôlée ont été formulées. La taille des pores ainsi que leur fraction volumique ont été mesurées respectivement par la méthode d'analyse d'image et la méthode d'Archimède.

3.3.1 Matériaux

Les matériaux utilisés dans cette étude se divisent en deux catégories :

- Matière céramique.
- Matière organique.

✚ Matière céramique : constituées de particules d'alumine alpha (Alcoa 1000) de taille moyenne égale à $0.5\mu\text{m}$.

✚ Matière organique : constituée de particules de bois dont la taille moyenne est de $95\mu\text{m}$.

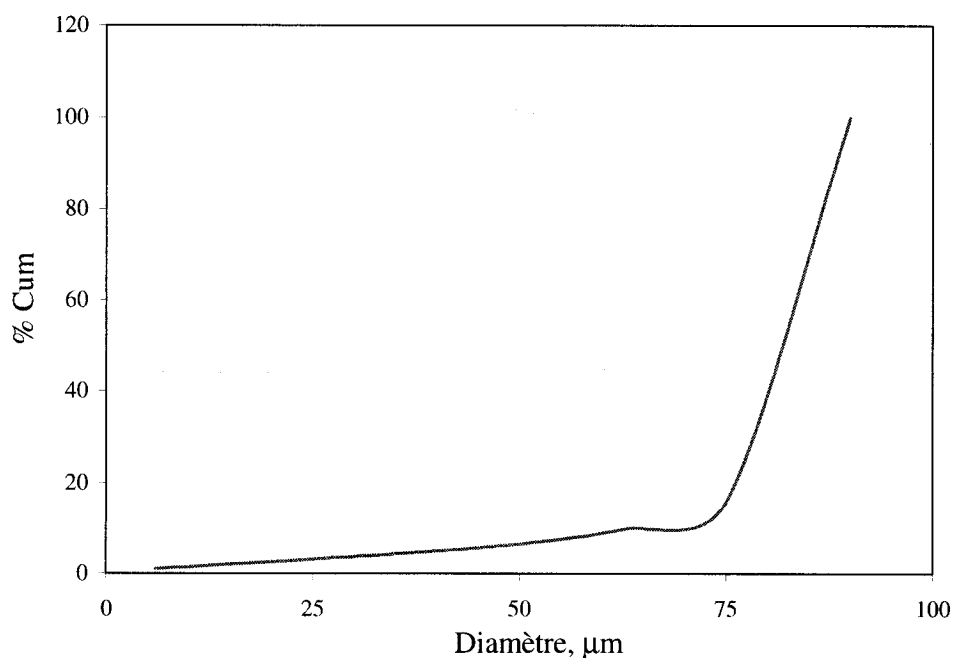


Figure 3-5 : Distribution cumulative des particules de bois (Diffraction Laser).

3.3.2 Méthode

Afin de pouvoir varier le pourcentage de la porosité dans la céramique choisie, une nouvelle technique a été mise en œuvre. La poudre d'alumine est mélangée, pendant 1 heure, avec du polyéthylglycol, *P.E.G.*, qui sert de liant à basse température, et de l'eau qui assure la dispersion et l'homogénéisation des particules d'alumine. La proportion massique de chacun de ces trois constituants est respectivement de 49.5 : 49.5 : 1. Le mélange obtenu est ensuite séché à 90°C pendant 24h. Les agglomérats d'alumine et de *P.E.G.* sont broyés pendant 1 heure et tamisés avec un tamis à 500 µm de diamètre de maille. La matière organique (bois) est ensuite ajoutée en respectant les pourcentages choisis. Le tout est ensuite homogénéisé pendant 30 minutes. La poudre obtenue est pressée à 12 MPa puis cuite à 1500°C pendant 5h. La vitesse de cuisson et de refroidissement est de 2°C/min.

3.3.3 Performance de la méthode

Tel que montré à la figure 3-6, la porosité a été rigoureusement contrôlée. Le frittage, presque achevé, permet une densification optimale de la céramique. La valeur moyenne de la porosité mesurée sans ajout de matière organique, *M.O.*, est de 0.4%. Cette valeur correspond à la porosité résiduelle du matériau cuit à 1500°C.

3.3.4 Analyse d'image

La porosité est définie comme étant la fraction de la phase poreuse dans un matériau par rapport au volume total. Dans le cas d'un matériau homogène et isotrope pour lequel une coupe aléatoire est considérée, la valeur de la porosité en *2D* est fournie par le rapport : surface des vides/surface totale. Ce rapport est rigoureusement représentatif de la porosité en *3D* (Underwood 1970).

La figure 3-7 montre l'étape de seuillage qui représente un des étapes de la technique d'analyse d'image. Le seuillage consiste à choisir les zones, correspondant aux pores, (noir) devant être caractérisées.

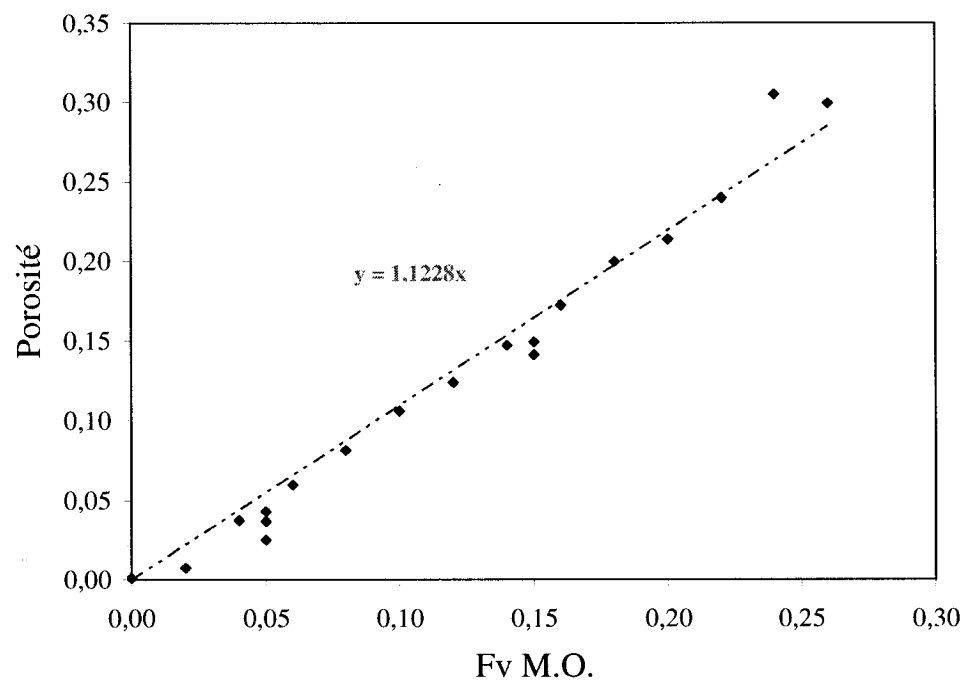


Figure 3-6 : La porosité obtenue en fonction de la fraction volumique des particules de bois ajoutée à l'alumine.

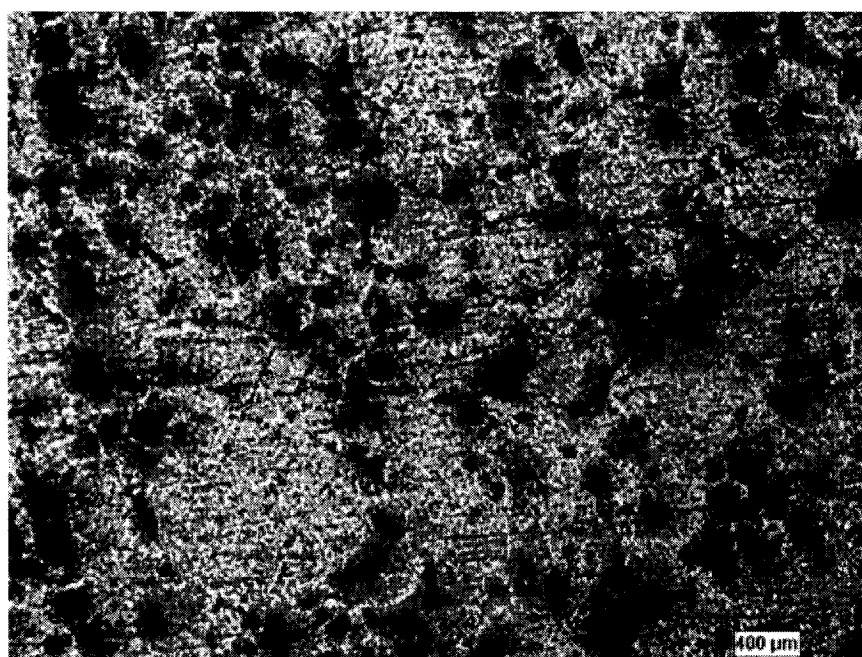


Figure 3-7 : Micrographie montrant l'étape de seuillage.

CHAPITRE 4. ÉTUDE DE LA RÉSISTANCE AUX IMPACTS MÉCANIQUES DES RÉFRACTAIRES

4.1 Introduction

L'impact mécanique représente l'un des facteurs majeurs de dégradation en service des matériaux réfractaires utilisés dans l'industrie d'aluminium. Le revêtement des fours de maintien et de refonte d'aluminium est soumis de manière régulière aux impacts. En effet, la chute de lingots de métal, les opérations d'écumage et d'enlèvement du corindon (utilisant des outils d'impact) représentent les principales causes de dégradation des revêtements réfractaires (Quesnel 1996).

4.2 Composantes de l'impact mécanique

4.2.1 Facteur d'intensité de contrainte dynamique

Le facteur d'intensité de contrainte dynamique est utilisé afin de déterminer l'état de contrainte dans l'échantillon fissuré. Pour un matériau contenant une fissure en propagation selon le mode I, le facteur d'intensité de contrainte est donné par :

$$K_{Id} = 2P \frac{(1-\nu)^{1/2}}{1-\nu} \sqrt{\frac{C_1}{\pi}} \quad (4-1)$$

À la rupture, le facteur d'intensité de contrainte dynamique, K_{Id} , devient égal à la ténacité, K_{IC} .

$$2P_r \frac{(1-\nu)^{1/2}}{1-\nu} \sqrt{\frac{C_1}{\pi}} = K_I = K_{IC} = \sqrt{2E\gamma} \quad (4-2)$$

Par conséquent, connaissant seulement la charge de rupture, P_r , le module d'élasticité, E , le coefficient de poisson du matériau, ν , l'énergie de rupture peut être estimée.

À cause des mécanismes de dissipation d'énergie, la contrainte de rupture effective, $\sigma_{r,eff}$, ne présente qu'une partie de la charge appliquée. Afin d'obtenir des résultats précis, la charge appliquée, P_r , doit être remplacée par la contrainte de rupture effective, $\sigma_{r,eff}$, dans l'équation 4-2.

4.2.2 Contrainte de rupture effective

Lors d'un choc mécanique, l'énergie absorbée par l'échantillon n'est qu'une partie de l'énergie totale transportée par le projectile. En effet, plusieurs phénomènes apparaissent, soit à l'interface projectile-cible ou à l'intérieur de l'échantillon, causant ainsi une dissipation d'énergie. Les mécanismes qui dissipent le plus d'énergie sont la friction interfaciale et l'inertie du matériau. Une caractérisation quantitative de ces deux mécanismes permet de connaître l'énergie réelle de rupture.

4.2.3 La friction interfaciale

La friction interfaciale est gouvernée par plusieurs facteurs, à savoir, l'état de surface, les dimensions et le module d'élasticité du projectile et de la cible. Les études entreprises par Freund (1972) ont révélé que le facteur qui agit le plus sur la friction est la dimension de l'échantillon. L'équation qui détermine la contribution de la friction interfaciale lors d'un impact est donnée par :

$$P = \sigma_y \left(1 + \frac{2\mu a}{3h} \right) \quad (4-3)$$

En supposant que lors d'un impact, le seul phénomène dissipateur d'énergie est la friction, la contrainte réelle de rupture devient alors :

$$\sigma_y = P \left(\frac{3h}{3h + 2\mu a} \right) \quad (4-4)$$

μ représente le coefficient de friction, P la charge appliquée, σ_y la contrainte de rupture, a le rayon (demi largeur) de l'échantillon et h sa hauteur. Connaissant la valeur de μ , l'erreur introduite par la friction interfaciale peut être facilement estimée.

4.2.4 L'inertie

L'inertie est une propriété qui dépend essentiellement de la densité du matériau et de sa section. Lors d'un impact, la contrainte qui sert à neutraliser la force d'inertie est donnée par :

$$P_i = \rho A \ddot{U}_0 \left[\frac{1}{2} + \frac{2\pi^2}{3} \frac{h^3}{l^2} \right] \quad (4-5)$$

ρ représente la densité de l'échantillon, A sa section, U_0 le déplacement du centre de l'échantillon et l la distance entre les appuis.

En connaissant la contribution de l'inertie et de la friction interfaciale, la contrainte de rupture effective est ainsi estimée :

$$\sigma_r^{\text{eff}} = P \left(\frac{3h}{3h + 2\mu a} \right) - \rho A \ddot{U}_0 \left[\frac{1}{2} + \frac{2\pi^2}{3} \frac{h^3}{l^2} \right] \quad (4-6)$$

4.3 Étude expérimentale

Dans cette section, les résultats de mesure de la résistance aux impacts mécaniques seront exposés.

4.3.1 Matériaux et méthodes

Le système d'impact choisi dans cette étude est simple, facile à transporter et utilisable à haute température. Le paramètre qui sert à caractériser la résistance à l'impact est soit la hauteur de chute ou l'énergie transportée par le projectile qui est égale à mgh . m représente la masse du projectile, g la constante gravitationnelle et h la hauteur de chute du projectile.

Comme il a déjà été cité à la section 4.2.2, l'énergie transportée au cours d'un essai d'impact ne sert pas en totalité à la rupture. Pour des essais servant à mesurer la résistance absolue à l'impact, il faut tenir compte de tous les phénomènes parasites causant une dissipation d'énergie. Dans notre cas, l'étude de la résistance à l'impact est une étude comparative, ce qui permet d'ignorer les phénomènes parasites dus au montage puisqu'ils sont les mêmes pour tous les matériaux testés. Cette technique a déjà été utilisée par Ratle (1997) et Sebbani (2001) pour caractériser la résistance à la fatigue par impact mécanique des réfractaires. Les résultats obtenus montrent que la méthode est une technique rigoureuse pour caractériser de manière comparative la résistance à l'impact mécanique.

4.3.2 Résultats et discussion

Dans cette section, les résultats des tests de mesure de la résistance aux impacts mécaniques à température ambiante et à haute température seront présentés et discutés.

4.3.2.1 Impact à température ambiante

Tel que montré au tableau 4-1, l'étendue du domaine de la résistance aux impacts mécaniques est différent pour les quatre matériaux. La dimension de ce domaine peut donner une idée sur le degré d'hétérogénéité des matériaux testés. Plus l'étendue de la hauteur critique de rupture est grande plus le matériau est hétérogène. En se basant sur le

tableau 4.1, les quatre matériaux peuvent être classés par ordre décroissant de leur degré d'hétérogénéité :

- 1- B
- 2- A et D
- 3- C

Le tableau 4-2 montre les valeurs moyennes de la résistance à l'impact désignée par ΔH_c . Le matériau qui représente la résistance aux impacts mécaniques la plus élevée est A, suivi de B, C et D.

Tableau 4-1 : Résultats des essais d'impact mécanique à température ambiante.

Hauteur, cm	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
Energie, mJ	241	268	294	321	348	375	401	428	455	482	508	535
A								N	O	O	O	
								N	O	N	O	
								N	N	N	O	
B					N	O	O	O	O			
					N	N	O	O	O			
					N	N	N	N	O			
C				N	O	O						
				N	N	O						
				N	O	O						
D		N	N	N	O							
		N	N	O	O							
		N	O	O	O							

Rupture : O = Oui N = Non

Tableau 4-2 : Résistance à l'impact des matériaux à température ambiante.

Matériaux	ΔH_c (cm)
A	17.5 ± 1.3
B	15.0 ± 1.6
C	13.0 ± 1.0
D	12.0 ± 1.6

4.3.2.2 Impact à température élevée

Les résultats de mesure de la résistance aux impacts mécaniques à haute température (815°C) sont présentés au tableau 4-3. À haute température la résistance aux impacts mécaniques est plus élevée qu'à température ambiante. En effet, la microstructure des matériaux réfractaires subit des changements importants à haute température. Ces changements peuvent être sous forme de mécanismes de renforcement sensibles à la température et à la taille des grains: microfissuration, fermeture des fissures et des pores, formation de ponts entre les lèvres des fissures (Evans 1984). Cette transformation de la microstructure, se produisant à cette température, conduit à une amélioration des propriétés mécaniques de ces matériaux réfractaires aluminosiliceux.

Tel que montré au tableau 4-4, le matériau qui représente la résistance aux impacts mécaniques la plus élevée est *B*, suivi de *A*, *C* et *D*. Le matériau *A* possédant la meilleure résistance aux impacts à basse température chute à la deuxième position à haute température, alors que le matériau *B* qui a la deuxième meilleure résistance aux impacts à température ambiante monte en première position à température élevée. En effet, ceci est certainement dû aux mécanismes de renforcement cités plus haut.

Tableau 4-3 : Résultats des essais d'impact mécanique à 815°C.

Hauteur, cm	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29
Energie, mJ	455	482	508	535	562	589	615	642	669	696	722	749	776
A					N	O	N	O	O				
					N	N	O	N	O				
					N	N	N	O	O				
B								N	N	N	O	O	
								N	O	N	N	O	
								N	O	O	O	O	
C		N	O	N	N	O	O						
		N	N	O	O	N	O						
		N	O	N	O	N	O						
D		N	O	O									
		N	N	O									
		N	N	O									

Rupture : O = Oui N = Non

Tableau 4-4 : Résistance à l'impact des matériaux à 815°C.

Matériaux	$H\Delta H_c$ (cm)
A	23.0 ± 1.6
B	26.0 ± 1.6
C	20.5 ± 1.9
D	19.0 ± 1.0

4.3.2.3 Relation entre la résistance à l'impact mécanique et la composition

L'analyse chimique des matériaux testés montre une différence assez remarquable dans leur composition (voir tableaux 3.1 et 3.2). Les matériaux *A*, *B* et *C* sont des réfractaires aluminosiliceux, alors que le matériau *D* est un réfractaire alumineux. Aussi, à la différence des autres matériaux, le matériau *D* contient plus d'impuretés. D'autre part, l'analyse minéralogique montre une présence de mullite, avec des quantités différentes, dans les matériaux *A*, *B* et *C* (figure 4-1). Comme il a été montré dans la revue bibliographique (voir paragraphe 1.2.6), la présence de mullite dans les réfractaires est très bénéfique. Les bétons réfractaires contenant de la mullite montre une résistance mécanique excellente. Ceci peut expliquer la mauvaise tenue aux impacts mécaniques du matériau *D* par rapport aux autres matériaux.

En se basant sur *l'analyse microscopique* des quatre matériaux testés (figure 4-2, 4-3, 4-4 et 4-5), il a été conclu que :

- Les matériaux *A* et *B* montre la même microstructure, à l'exception de la porosité qui est plus élevée pour le matériau *B*. Ceci peut expliquer la bonne tenue aux impacts mécaniques à température ambiante du matériau *A* par rapport aux autres matériaux.
- Le matériau *C* montre des agrégats moins poreux, une porosité apparente supérieure à *A* et *B*, et une matrice plus ou moins semblable à celle de *A* et *B*.
- Le matériau *D* possède des agrégats de grande taille et très poreux, une faible quantité de matrice et une porosité apparente plus élevée. Ceci explique vraisemblablement la mauvaise tenue de ce matériau face aux sollicitations mécaniques et thermomécaniques.

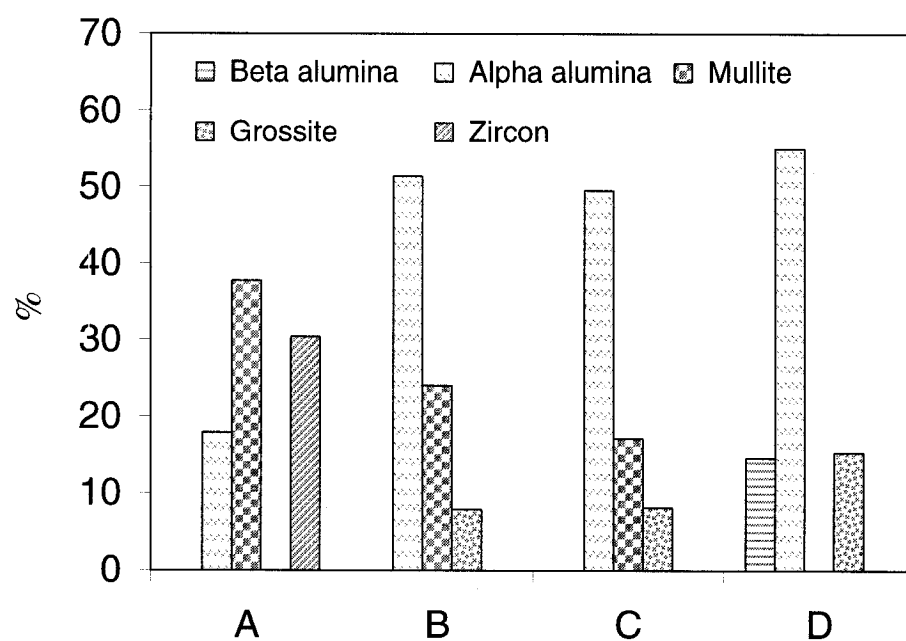


Figure 4-1 : Composition minéralogique des matériaux testés.

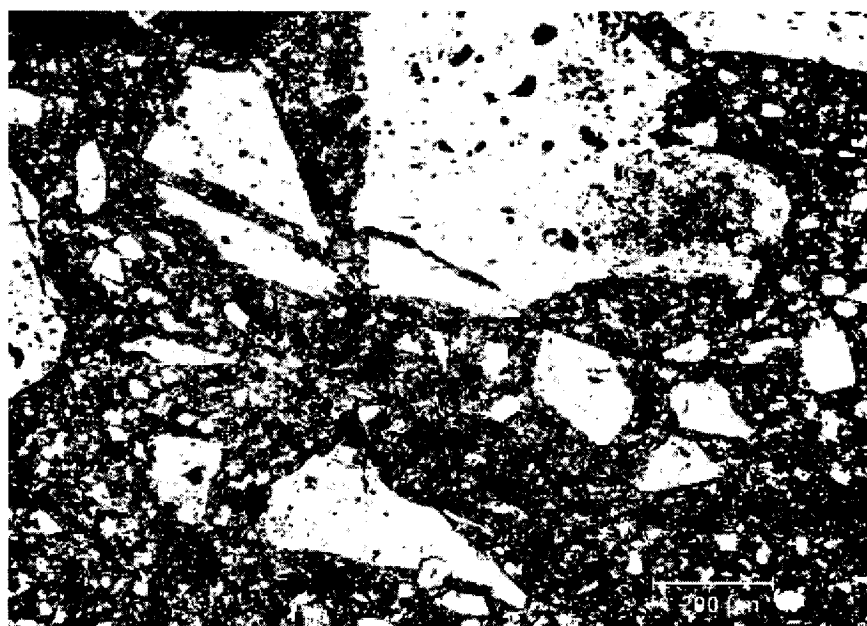
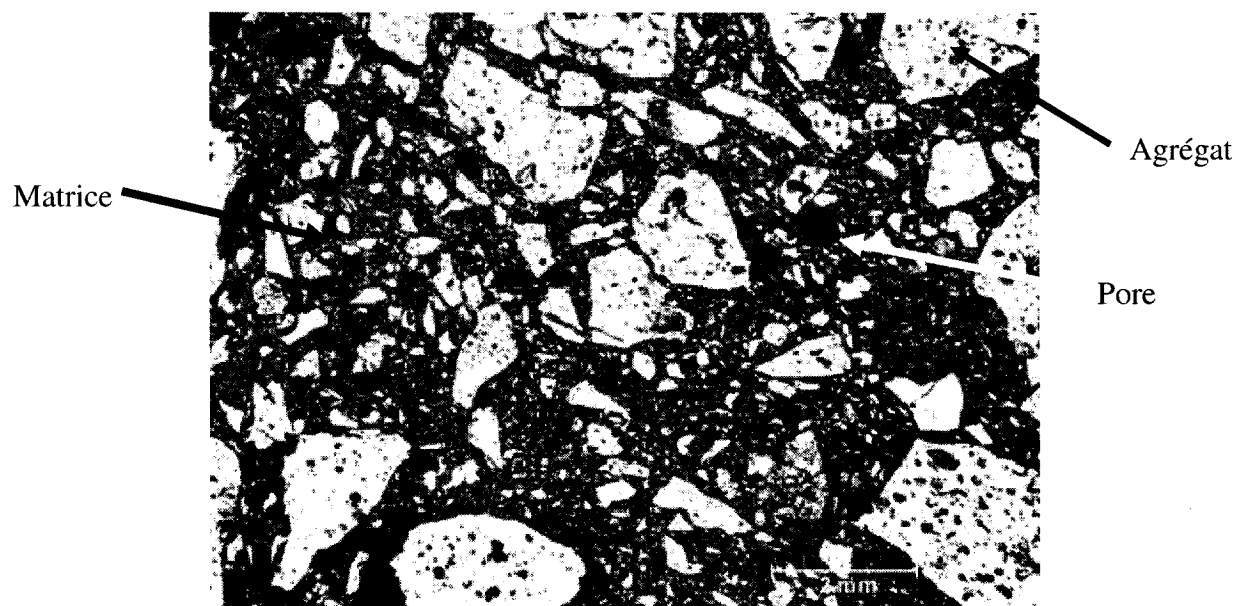


Figure 4-2 : Micrographies montrant la microstructure du matériau A.

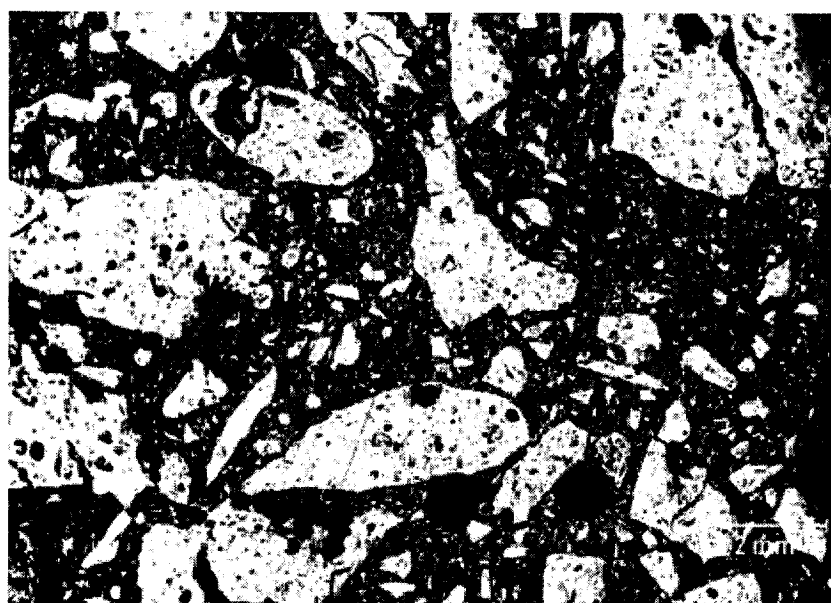
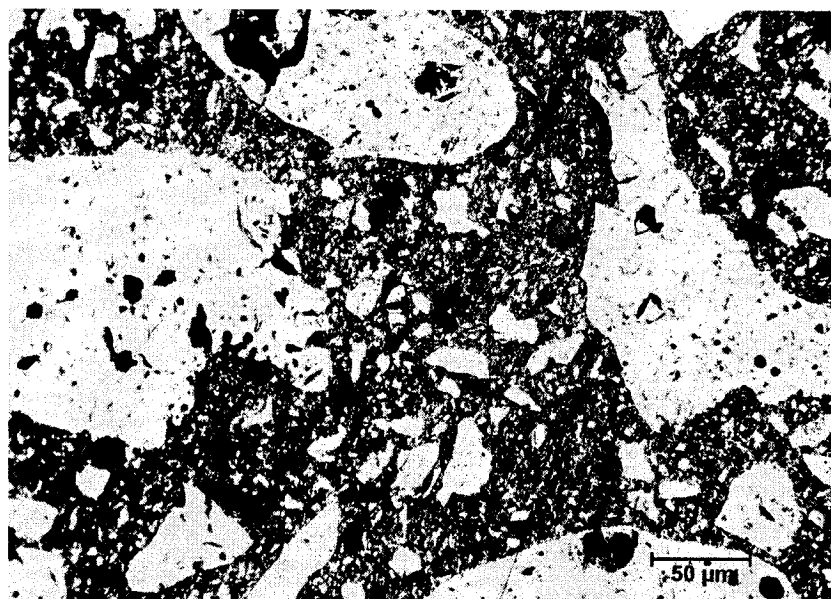


Figure 4-3 : Micrographies montrant la microstructure du matériau B.

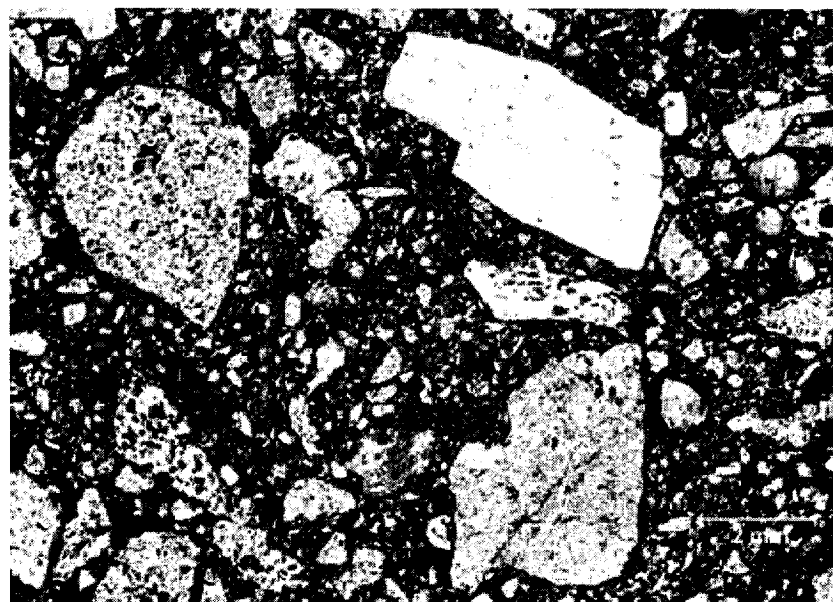


Figure 4-4 : Micrographies montrant la microstructure du matériau C.

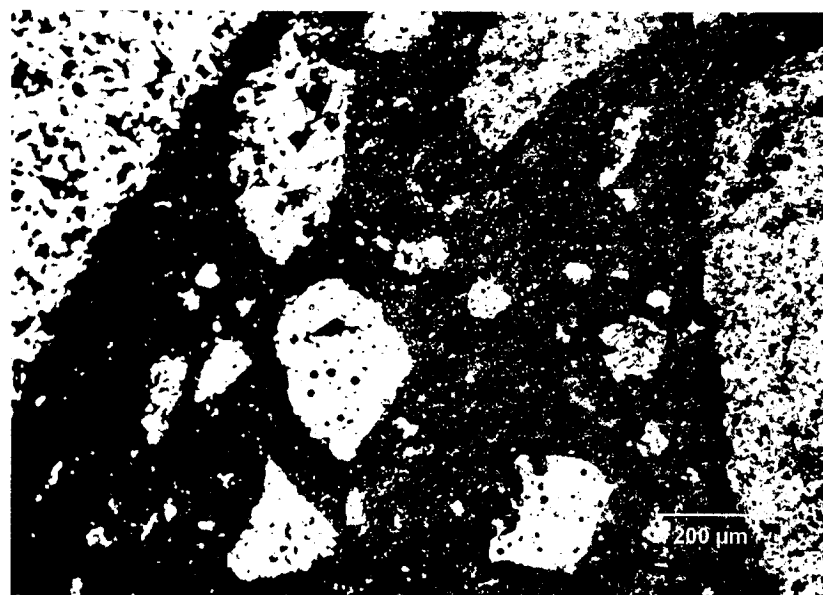


Figure 4-5 : Micrographies montrant la microstructure du matériau D.

4.4 Conclusion

Dans ce chapitre, une nouvelle méthode rigoureuse pour mesurer la résistance aux impacts mécaniques *critique* des réfractaires à température ambiante et à haute température a été présentée. Les matériaux testés ont été classés en se basant sur leur résistance à l'impact mécanique critique. Aussi, l'étendue du domaine de la résistance à l'impact de chaque matériau peut donner une idée sur leur degré d'hétérogénéité.

Les résultats à température ambiante et à haute température montrent que la classification de la résistance des quatre matériaux choisis est influencée par la température. En effet, les transformations microstructurales qui apparaissent à haute température affectent considérablement les propriétés des matériaux. Les matériaux contenant de la mullite montrent une résistance à l'impact mécanique critique supérieure. L'analyse microscopique a montrée que plus la quantité de la matrice ainsi que la densité des agrégats sont faibles, plus la résistance à l'impact mécanique critique des matériaux est médiocre.

CHAPITRE 5. RELATION RÉSISTANCE À L'IMPACTS MÉCANIQUE – PROPRIÉTÉS

5.1 Introduction

Ratle (1996) et Sebbani (2001) ont corrélé la résistance *à la fatigue* par impact sous-critique (propagation contrôlée des défauts) des réfractaires avec leurs propriétés mécaniques et thermiques. Cependant, ils n'avaient pas étudié le comportement de tels matériaux soumis à des impacts *critiques* (propagation catastrophique des défauts). En effet, les matériaux réfractaires sont davantage soumis en service à des sollicitations mécaniques critiques que sous-critiques. Dans ce qui suit, une étude théorique et expérimentale sur la relation entre la résistance aux impacts mécaniques critiques des matériaux réfractaires et certaines de leurs propriétés physiques et mécaniques sera présentée.

Les travaux de Ratle (1996) ont permis de conclure que la résistance à la *fatigue* par impact dépend principalement du module de rupture et dans une moindre mesure de la ténacité. Sebbani (2001) a démontré que la résistance à la *fatigue* par impact dépend davantage des défauts critiques que sous critiques. Afin de pouvoir comprendre la relation entre la résistance à l'impact mécanique *critique* et la microstructure ainsi que les corrélations qui sont établies dans cette partie, une étude théorique sur la relation entre le module de rupture et la microstructure, d'une part, et le module d'élasticité et la microstructure, d'autre part, sera abordée.

La relation entre la porosité et les propriétés des céramiques réfractaires a été étudiée dans la littérature de façon exhaustive, cependant aucune étude n'a été entreprise afin d'établir la relation entre les caractéristiques des pores (taille et volume des pores) et les principales propriétés mécaniques. Dans la partie expérimentale de ce chapitre, une

relation a été établie entre les caractéristiques des pores et les propriétés des céramiques. Cette relation a été ensuite comparée aux relations établies entre la porosité en générale et les propriétés mécaniques des bétons réfractaires aluminosiliceux testés.

5.1.1 Relation module de rupture-microstructure

Pour des défauts qui n'interagissent pas, la contrainte de rupture dépend principalement de la taille des défauts par :

$$\sigma_0 = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a_c}} \quad (5-1)$$

σ_0 représente la contrainte de rupture et a_c la taille critique du défaut.

La contrainte de rupture peut être calculée en utilisant l'expression du module de rupture qui est donnée par :

$$MOR = \frac{3PL}{2bh^2} = \sigma_0 \quad (5-2)$$

P est la charge en MPa (chargement à contrainte contrôlée), L la distance entre les appuis, b l'épaisseur de l'échantillon et h sa hauteur.

Puisque K_{IC} est constant, le module de rupture dépendra exclusivement de la taille du défaut critique, a_c , présent dans le matériau sous forme de fissure ou de pore.

D'un autre côté, le facteur de concentration de contrainte (facteur amplifiant la contrainte nominale au front de fissure, voir équation Eq. 5-3) est plus important dans le cas des fissures que dans le cas des pores (rayon de courbure plus grand pour les pores,

voir fig 5-1). Par conséquent, le module de rupture est plus influencé par la taille des fissures que par celle des pores (Quinn 1991, Zhang 1999).

$$\sigma_y = \sigma_0 \left(1 + 2(a/\rho)^{1/2} \right) \quad (5-3)$$

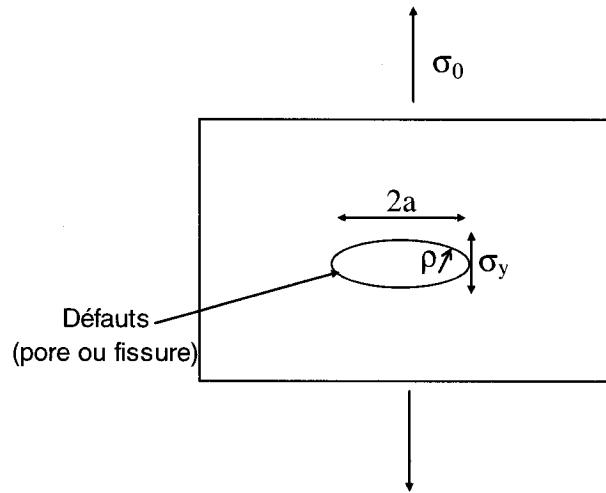


Figure 5-1 : Schéma montrant la concentration de la contrainte au front du défaut

5.1.2 Relation entre le module d'élasticité et la microstructure

Le module d'élasticité dépend des défauts mais de manière différente que le module de rupture. En effet, en plus de la taille des défauts, le module d'élasticité dépend également de leur densité. En se basant sur le modèle d'Hasselman (1996) pour des matériaux contenant des fissures elliptiques, le module d'élasticité est proportionnelle à la densité des fissures, N , et à leur taille, a , par :

$$E = E_0 (1 + 2\pi N a^2)^{-1} \quad (5-4)$$

E et E_0 sont respectivement le module d'élasticité du matériau avec et sans fissures.

L'équation peut être généralisée pour tous les défauts elliptiques incluant les pores. La distinction entre les défauts critiques, a_c , et sous critiques, a_{sc} , permet d'écrire l'équation 5-4 sous une autre forme :

$$E = V_c \left[E_0 (1 + 2\pi N_c a_c^2)^{-1} \right] + V_{sc} \left[E_0 (1 + 2\pi N_{sc} a_{sc}^2)^{-1} \right] \quad (5-5)$$

V_c et V_{sc} sont respectivement le volume des défauts critiques et sous critiques.

5.2 Étude expérimentale

Vu le caractère très hétérogène des matériaux réfractaires, leur comportement n'est pas simple à prévoir. Comme il sera montré dans cette partie, le matériau D montre un comportement différent par rapport aux autres matériaux testés (voir paragraphe 4.3.2.3). Sur les figures suivantes, les points correspondants au matériau D seront entourés de petit cercle afin de le distinguer parmi les autres matériaux.

5.2.1 Matériaux et méthodes

Les caractéristiques des matériaux testés dans cette étude ont été décrits au chapitre 3.

La corrélation entre la résistance aux impacts mécaniques et les propriétés a été réalisée par le biais du coefficient de corrélation, $\text{Corr}(x,y)$:

$$\text{Corr}(x, y) = \frac{\text{cov}(x, y)}{[V(x)]^{1/2} [V(y)]^{1/2}} \quad (5-6)$$

$V(x)$ et $V(y)$ représentent respectivement les variances de x et y et $\text{cov}(x,y)$ la covariance entre x et y . L'erreur a été calculée en utilisant la méthode de la déviation standard.

Les résultats de corrélation entre les différentes propriétés des matériaux sont présentés au tableau 5-1.

Tableau 5-1 : Coefficient de corrélation entre les propriétés mesurées.

	Porosité	E	MOR	ΔH_c	$H\Delta H_c$	HMOR
Porosité	-	-73,4	-68,7	-91,1	-51,7	-41,0
E	-73,4	-	18,1	43,3	38,1	-12,7
MOR	-68,7	18,1	-	91,4	82,4	94,4
ΔH_c	-41,0	43,3	91,4	-	66,3	74,0
$H\Delta H_c$	-51,7	38,1	82,4	66,3	-	77,5
HMOR	-82,8	-12,7	94,4	74,0	77,5	-

5.2.2 Résultats et discussion

5.2.2.1 Impact mécanique à température ambiante

5.2.2.1.1 Corrélation entre la résistance aux impacts mécaniques et le module de rupture

La figure 5-2 montre la relation entre la résistance aux impacts mécaniques et le module de rupture. La résistance à l'impact mécanique, ΔH_c , augmente avec le module de rupture et le coefficient de corrélation calculé entre ces deux grandeurs est de 91,4%. Cette bonne corrélation peut être expliquée par le fait que dans chacun des tests visant la détermination de ΔH_c ou du module de rupture, l'échantillon est soumis à l'action d'une sollicitation à contrainte imposée où la seule variable est la vitesse de chargement. Comme le module de rupture dépend essentiellement de la taille des défauts critiques, ΔH_c le sera également. Dans leur étude sur la résistance à la fatigue mécanique, Ratle

(1996) et Sebbani (2001) ont observé une bonne corrélation entre la résistance à la fatigue par impact et le module de rupture.

Dans le cas de la fatigue mécanique, les chocs répétés permettent aux fissures sous critiques d'avancer jusqu'à ce qu'elles atteignent une taille critique qui représente la condition de rupture. Ainsi, le matériau possédant la taille des fissures sous-critiques la plus élevée :

- 1- atteindra la condition critique de rupture avec un nombre d'impacts inférieur aux autres matériaux. Ce matériau aura donc une faible résistance à la fatigue mécanique ;
- 2- aura le module de rupture le plus faible.

5.2.2.1.2 Corrélation ΔH_c - E

La figure 5-3 montre la relation entre ΔH_c et le module d'élasticité, E . Le coefficient de corrélation calculé est de 43,3%. Ratle (1996) et Sebbani (2001) n'ont pas pu corréler la résistance à la fatigue par impact et le module d'élasticité. Ceci est probablement dû au fait que le module d'élasticité est une propriété qui dépend à la fois de la densité des défauts et de leur taille dans le matériau, alors que ΔH_c dépend essentiellement de la taille du défaut critique.

5.2.2.1.3 Corrélation ΔH_c - Porosité

La figure 5-4 montre la relation entre ΔH_c et la porosité. La valeur du coefficient de corrélation entre ces deux propriétés est de -91,1%.

En général, lorsqu'on s'adresse à l'effet de la porosité sur les propriétés, on fait davantage allusion à la fraction volumique des pores dans le solide. Outre le volume des

pores, il existe d'autres caractéristiques qui influencent elles aussi les propriétés des matériaux, on distingue : la taille, la densité et la forme des pores. La taille des pores est le paramètre qui influence le plus la résistance mécanique des matériaux. Ceci a été démontré dans la partie théorique de ce chapitre. Afin de confirmer cette hypothèse ainsi que pour déterminer la relation entre la taille des pores et la porosité, des expériences sur des céramiques ont été réalisées (voir chapitre 3, paragraphe 3.3). Une étude par analyse d'image, sur des éprouvettes contenant différent pourcentage de porosité, a permis de mettre en évidence la relation entre la taille moyenne des pores et la porosité. Il a été observé que la taille des pores est proportionnelle à la porosité, tel que montré à la figure 5-5.

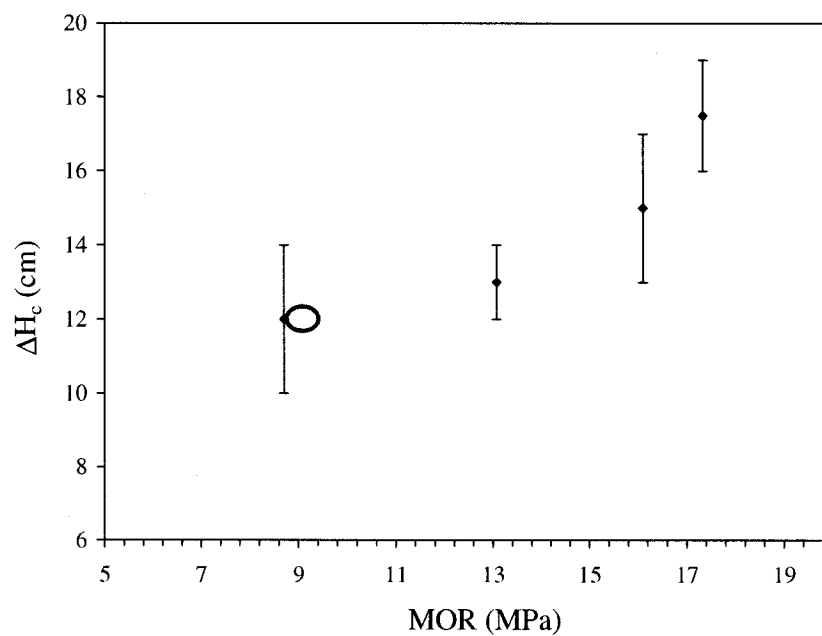


Figure 5-2 : Résistance à l'impact mécanique vs. module de rupture à température ambiante.

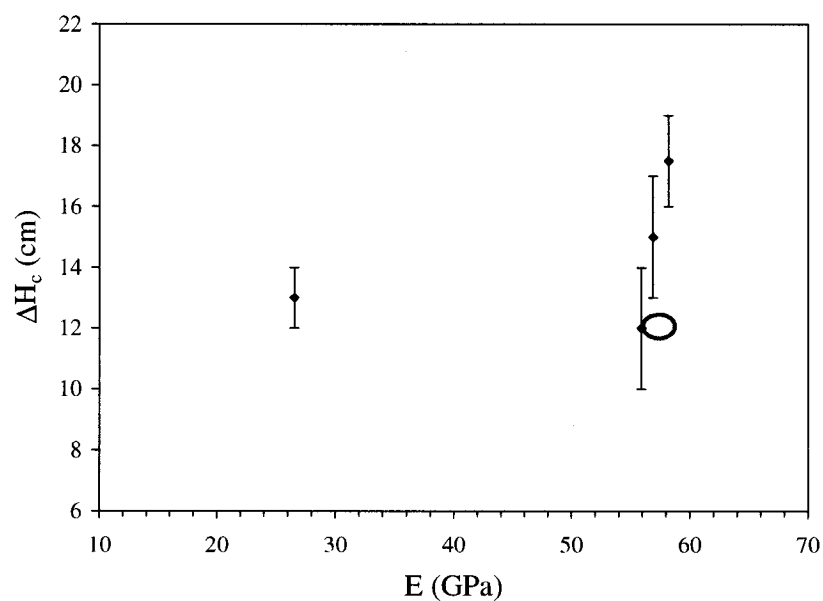


Figure 5-3 : Résistance à l'impact mécanique vs. module d'élasticité à température ambiante.

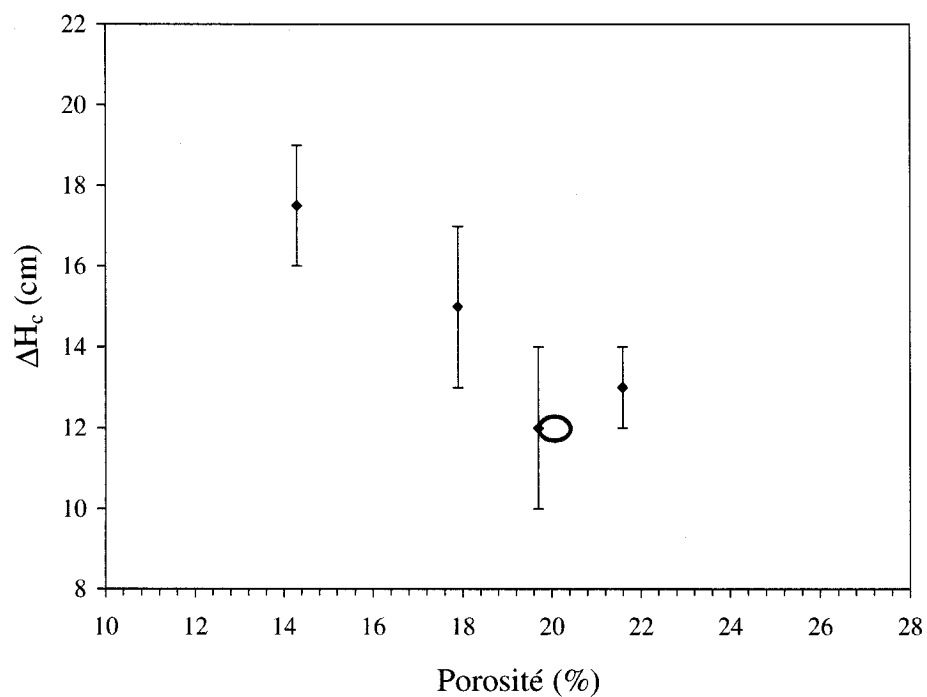


Figure 5-4 : Résistance à l'impact mécanique vs. porosité à température ambiante.

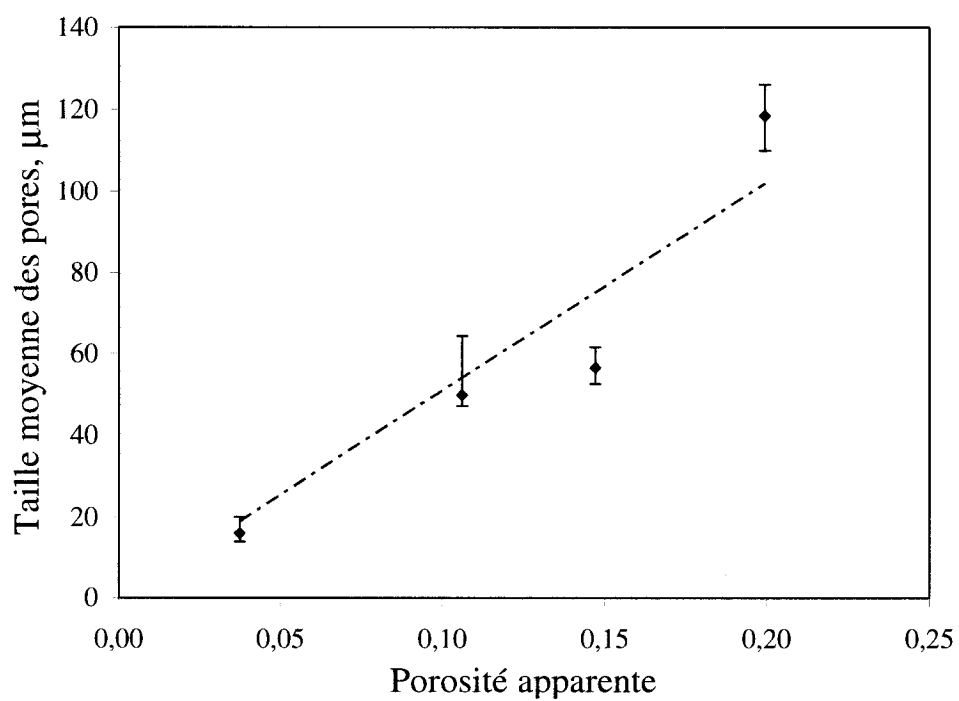


Figure 5-5 : Relation entre la taille des pores et la porosité de l'alumine alpha.

5.2.2.2 Impact mécanique à haute température

Les résultats des essais d'impact obtenus à haute température sont fournis aux sections suivantes. La résistance aux impacts mécaniques et le module de rupture à haute température sont respectivement désignés par $H\Delta H_c$ et $HMOR$.

5.2.2.2.1 Corrélation entre $H\Delta H_c$ et $HMOR$ et entre $H\Delta H_c$ et MOR

La figure 5-6 montre la relation entre la résistance aux impacts et le module de rupture à haute température. Le coefficient de corrélation entre $H\Delta H_c$ et $HMOR$ est de 77,5%. Il est inférieur à celui trouvé entre le ΔH_c et MOR qui est de -91,4% (figure 5-2). Ces résultats confirment les conclusions avancées au chapitre 4, qui montrent que la résistance aux impacts mécaniques à haute température des matériaux réfractaires est fortement influencée par leur minéralogie (% de mullite). La figure 5-7 montre la relation entre le module de rupture à froid et la résistance à l'impact mécanique à chaud. Une bonne corrélation entre ces deux propriétés est observée. Les transformations microstructurales qui se produisent à haute température n'affectent pas beaucoup la relation entre ces deux propriétés mécaniques mesurées à des températures différentes.

5.2.2.2.2 Corrélation entre $H\Delta H_c$ - E

La figure 5-8 montre la relation entre la résistance aux impacts mécaniques à chaud, $H\Delta H_c$, et le module d'élasticité à froid, E . Le coefficient de corrélation entre ces deux propriétés est de 38,1%. Le $H\Delta H_c$ est une propriété mesurée à haute température alors que le module d'élasticité est mesuré à température ambiante. Puisque E dépend fortement de la microstructure du matériau qui est liée sensiblement à la température de

service, le module d'élasticité mesuré à température ambiante ne correspond pas à la microstructure du matériau porté à haute température.

5.2.2.2.3 Corrélation entre $H\Delta H_c$ et la porosité

Tel que montré à la figure 5-9, aucune corrélation n'a pu être établie entre la résistance aux impacts mécaniques à chaud et la porosité. En effet, le coefficient de corrélation calculé est de -51,7%. Il est inférieur à celui trouvé entre la résistance aux impacts à température ambiante et la porosité qui est de -91,1%. En effet, la porosité à haute température ne correspond pas à celle mesurée à froid.

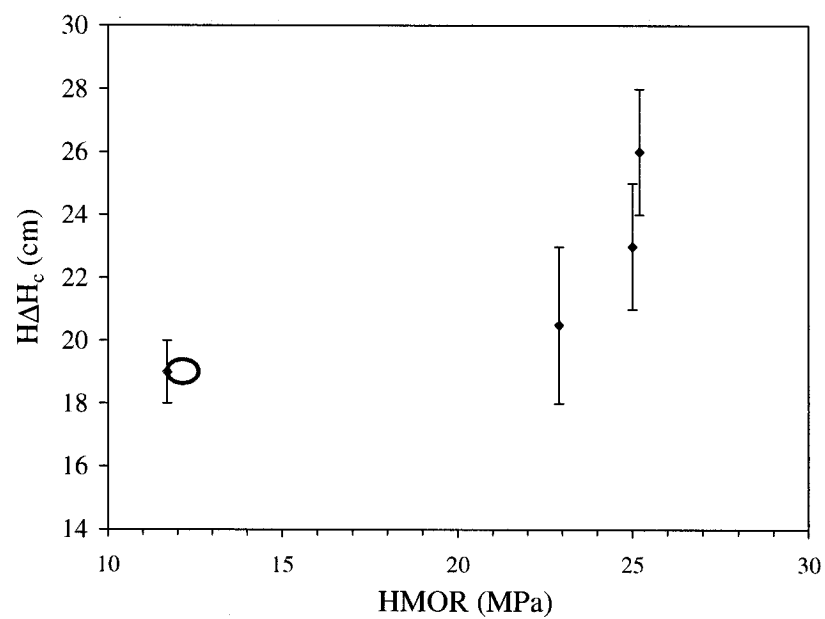


Figure 5-6 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. module de rupture à chaud.

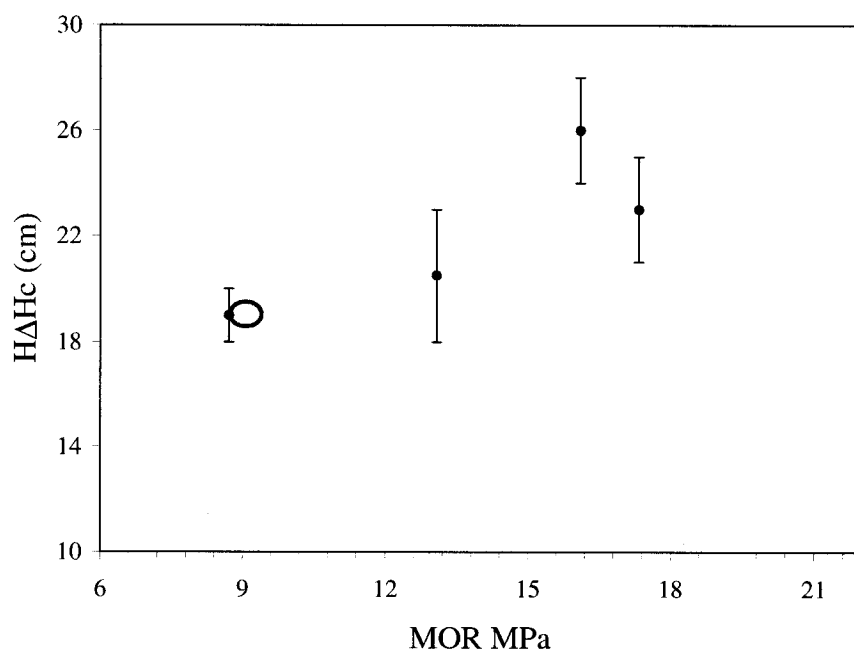


Figure 5-7 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. module de rupture à froid.

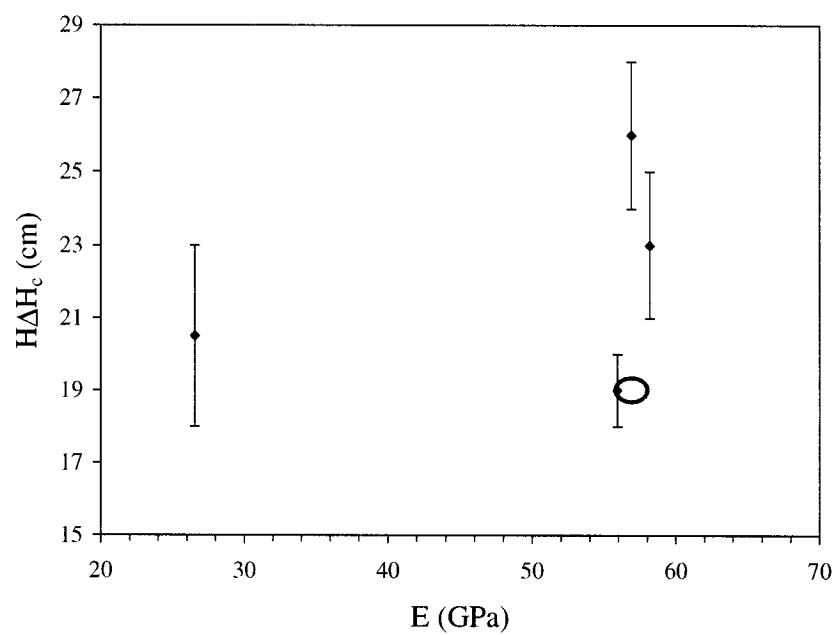


Figure 5-8 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. module d'élasticité à froid.

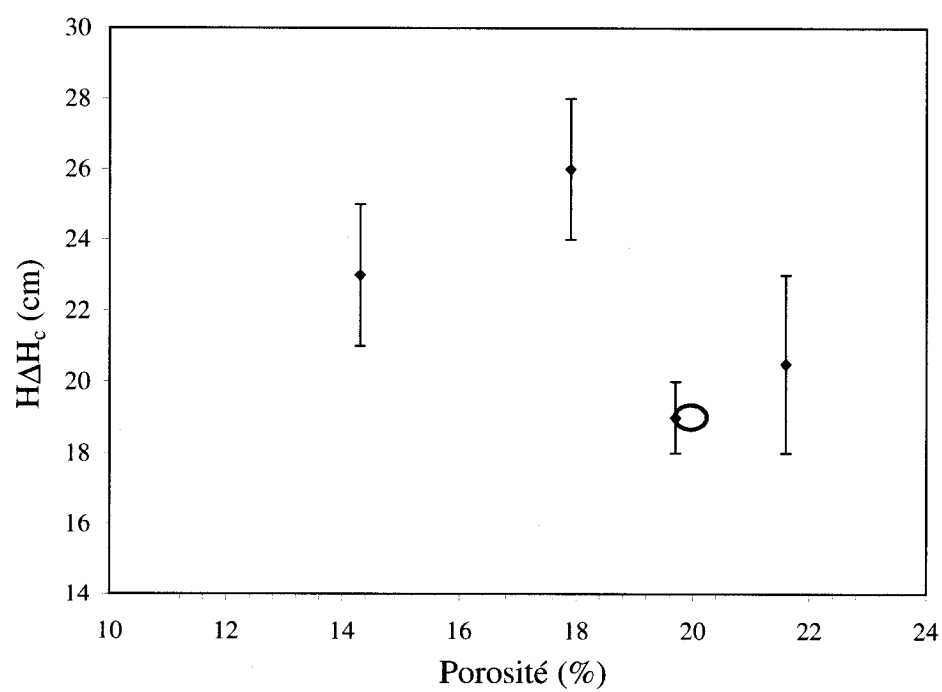


Figure 5-9 : Résistance à l'impact mécanique à chaud vs. Porosité.

5.2.3 Relation porosité – propriétés

Dans le cas des céramiques utilisées dans cette étude, le seul paramètre qui change est la porosité. La variation des propriétés mécaniques est attribuée seulement à la variation de la porosité. Cependant, dans le cas des bétons réfractaires, en plus de la porosité, la composition chimique et minéralogie changent aussi. Le fait d'obtenir presque le même comportement mécanique pour les céramiques et les réfractaires, par rapport à la porosité, permet de constater que la porosité et le paramètre qui affecte le plus les propriétés mécaniques des réfractaires. Cette partie de l'étude consiste à déterminer l'effet de la porosité sur le module d'élasticité et le module de rupture des céramiques alumineux d'une part, et sur le module d'élasticité, le module de rupture à froid et à chaud et la résistance à l'impact mécanique à froid et à chaud, d'autre part.

La figure 5-10 montre une comparaison entre les résultats obtenus et ceux trouvés par Dorey (2001), Coble-Kingery (Spriggs 1961) concernant le module de rupture en fonction de la porosité. La variation du module de rupture suit une loi exponentielle : $(S = S_0 \exp(-ap))$. La constante a trouvée par Dorey et Coble est égale à 5,2 et 4, respectivement. Dans notre cas, elle est égale à 11 ($MOR = 179.8e^{-11.049P}$). Cette différence est attribuée à la taille des particules de bois utilisée dans notre étude qui est de 95 μm . La taille finale des pores est entre 20 et 120 μm . Par comparaison, la taille des particules d'amidon utilisées par Dorey (2001) était de 15 μm et la taille moyenne des pores obtenue est de 14 μm . À la figure 5-11, l'effet de la porosité sur les bétons réfractaires est présenté ($MOR = 41.56e^{-0.0618P}$). La détérioration des propriétés mécaniques est due à la diminution de l'aire de contact intergranulaire. Une comparaison des figures 5-10 et 5-11 montre un comportement identique du module de rupture, des céramiques et des bétons réfractaires, par rapport à la porosité. Malgré la différence de la composition chimique et minéralogique des bétons testés, la porosité reste le principal facteur qui affecte la résistance mécanique.

La figure 5-12 montre l'effet de la porosité sur le module d'élasticité de la céramique étudiée et sa comparaison avec les résultats trouvés par Spriggs (Dorey 2002) et Wang (1984b). Dans le cas de la céramique étudiée, la diminution du module d'élasticité diminue de façon exponentielle est plus prononcée ($E = 537.03e^{-10.006P}$) que dans le cas des matériaux utilisés par Spriggs et Wang. Ceci a été attribué aussi à la taille des pores obtenue à partir des particules de bois. Sachant que le module d'élasticité dépend à la fois de la taille et de la densité des pores, cette diminution est moins importante que celle remarquée pour le module de rupture. La figure 5-13 montre l'effet de la porosité sur le module d'élasticité des bétons réfractaires étudiés ($E = 241e^{-8.8861P}$). La comparaison des figures 5-12 et 5-13 montre que le comportement du module d'élasticité pour les bétons réfractaires en fonction de la porosité n'est pas similaire à celui pour la céramique. Même si la porosité influence le module d'élasticité des bétons réfractaires étudiés, elle ne représente pas le facteur principal.

Les figures 5-14 et 5-15 représentent l'effet de la porosité sur la résistance à l'impact mécanique à froid et à chaud des bétons réfractaires testés. Le comportement de la résistance à l'impact mécanique à froid par rapport à la porosité est semblable à celui du module de rupture, alors que le comportement de la résistance à l'impact mécanique à chaud en fonction de la porosité, qui varie considérablement à haute température, est très différent par rapport à celui du module de rupture. Ceci montre que la résistance à l'impact mécanique à froid dépend fortement de la porosité. Puisqu'on ne peut utiliser les valeurs de porosité obtenues à froid, dans le but de déterminer son effet sur le module de rupture à chaud et sur la résistance à l'impact à chaud, aucune conclusion ne peut être tirée de ces résultats. Cependant, rien ne laisse croire que la porosité ne jouera pas le rôle principal dans le comportement mécanique des bétons réfractaires à haute température.

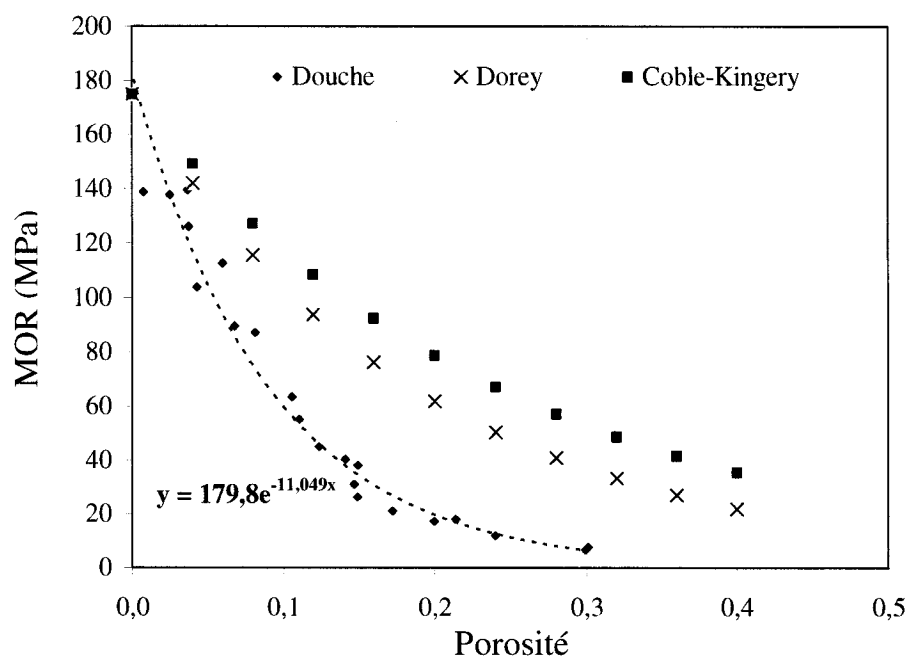


Figure 5-10 : Effet de la porosité sur le module de rupture des céramiques d'alumine

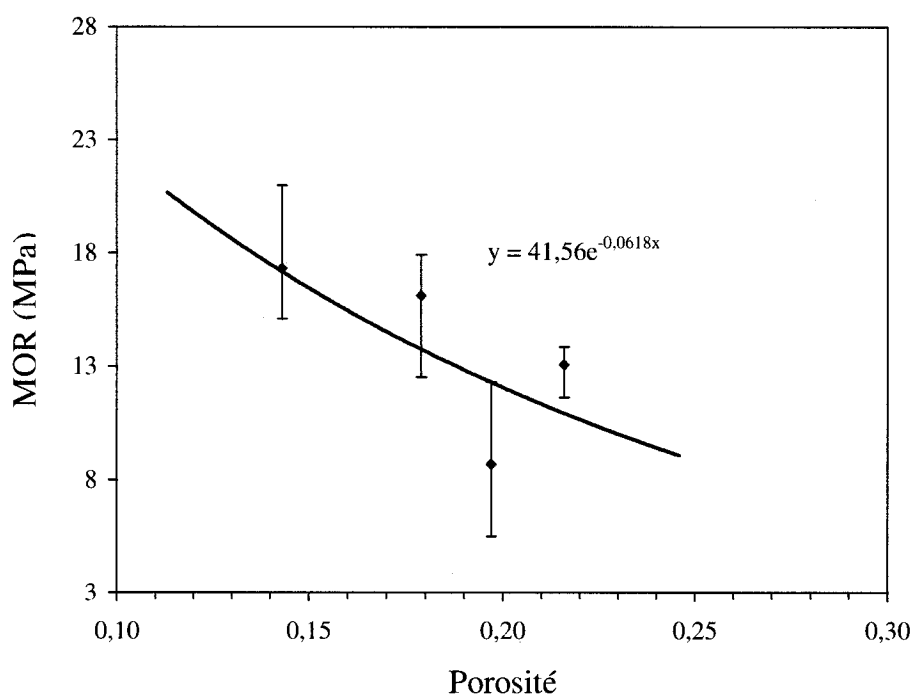


Figure 5-11 : Effet de la porosité sur le module de rupture des bétons réfractaires étudiés

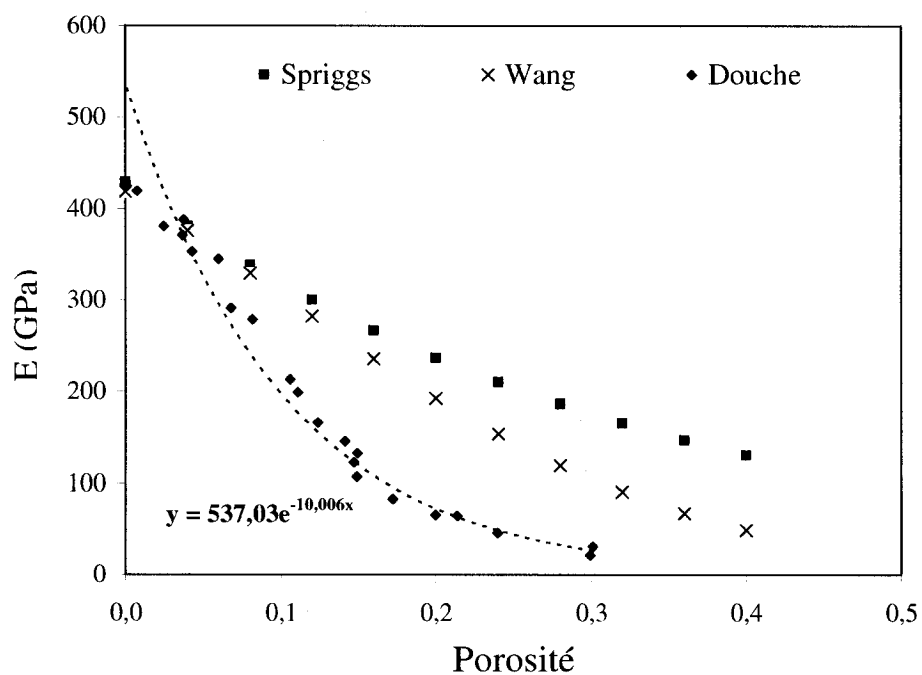


Figure 5-12 : Effet de la porosité sur le module d'élasticité des céramiques d'alumine

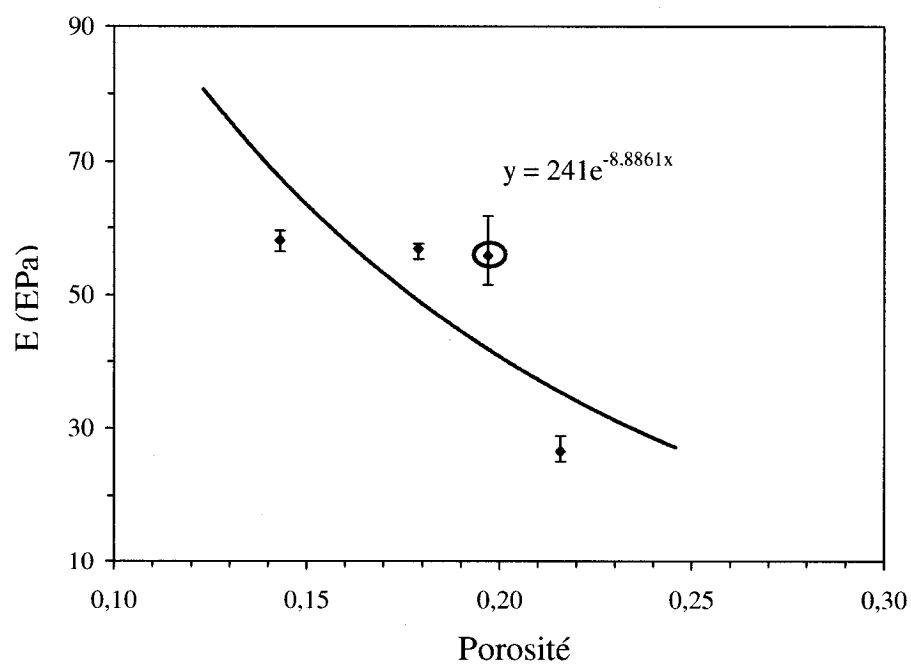


Figure 5-13 : Effet de la porosité sur le module d'élasticité des bétons réfractaires étudiés

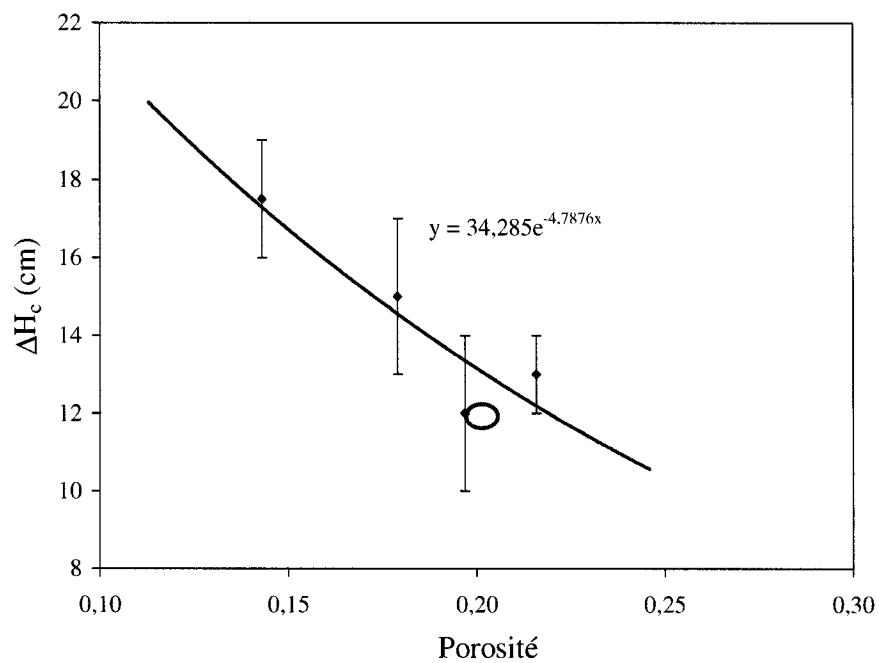


Figure 5-14 : Effet de la porosité sur la résistance à l'impact à température ambiante des bétons réfractaires étudiés

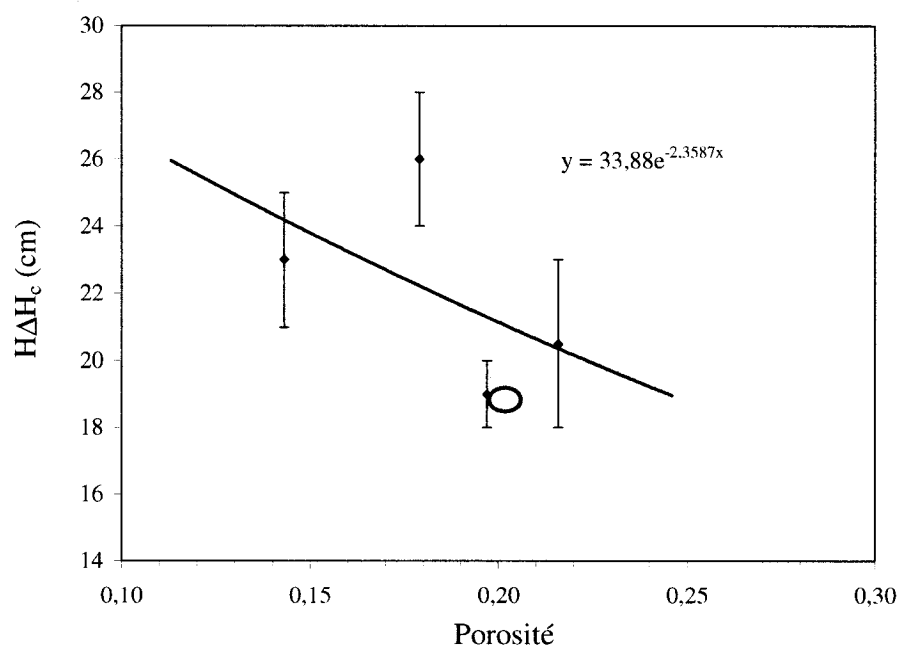


Figure 5-15 : Effet de la porosité sur la résistance à l'impact des bétons réfractaires étudiés. $T = 815^{\circ}\text{C}$

5.3 Conclusion

Dans ce chapitre, il a été sujet d'établir une corrélation entre la résistance à l'impact mécanique *critique* des bétons réfractaires étudiés et les principales propriétés mesurées, tant à basse qu'à haute température. La résistance des réfractaires aux impacts mécaniques à température ambiante, ΔH_c , et à haute température, $H\Delta H_c$, a été en effet corrélée avec les principales propriétés des matériaux.

À température ambiante, la résistance aux impacts mécaniques des réfractaires a été corrélée uniquement avec le module de rupture et la porosité. Aucune corrélation n'a pu être établie avec le module d'élasticité. En effet la résistance à l'impact et le module d'élasticité ne dépendent pas des mêmes paramètres microstructuraux. Le module d'élasticité dépend de la taille ainsi que de la densité des défauts alors que la résistance à l'impact dépend uniquement de la taille des défauts.

À température élevée, la résistance aux impacts mécaniques a été corrélée avec le module de rupture à chaud. Par contre, aucune corrélation n'a été établie entre cette résistance et la porosité. En effet, à cause des transformations microstructurales (microfissuration, fermeture des fissures et des pores, formation de ponts entre les lèvres des fissures) subies par les matériaux réfractaires à 815°C, la porosité change.

Une nouvelle méthode de création et de contrôle de la porosité dans les céramiques monophasées a été présentée. Ceci a permis la détermination de la relation entre la porosité et la taille des pores, d'une part, et les propriétés mécaniques de la céramique étudiée, d'autre part. Cette étude a permis de confirmer les corrélations établies entre la résistance à l'impact mécanique et le module de rupture (fonction de la taille des défauts), d'une part, et la porosité (fonction de la taille des pores), d'autre part.

CHAPITRE 6. CONCLUSION GÉNÉRALE

La revue bibliographique a permis de bien comprendre le phénomène d'impact mécanique uniaxial. L'étude théorique présentée dans le chapitre 4 a démontré que le module de rupture est davantage influencé par la taille des fissures que par celle des pores, et que le module d'élasticité est proportionnel à la densité et à la taille des défauts microstructuraux contenus dans le matériau.

Au niveau expérimental, à l'aide d'une nouvelle technique de mesure, la résistance à l'impact mécanique de quelques matériaux réfractaires a été déterminée de façon rigoureuse, tant à basse qu'à haute température. La résistance à l'impact à haute température, $H\Delta H_c$, est supérieure à celle mesurée à basse température, ΔH_c . Ceci est dû aux phénomènes de renforcement que le matériau subit à haute température (microfissuration, fermeture des fissures et des pores, formation de ponts entre les lèvres des fissures).

À température ambiante, la résistance aux impacts mécaniques des réfractaires est bien corrélée avec le module de rupture et la porosité. À 815°C, une bonne corrélation entre la résistance aux impacts mécaniques et le module de rupture à chaud a été établie. Par contre, aucune corrélation avec la porosité (mesurée à froid) n'a pu être confirmée. Ceci est attribué aux transformations microstructurales qui se produisent à haute température et qui conduisent à une variation de la porosité au sein du matériau. La résistance aux impacts mécaniques, tant à basse qu'à haute température, ne montre pas une bonne corrélation avec le module d'élasticité. En effet la résistance à l'impact ainsi que le module d'élasticité ne dépendent pas des mêmes paramètres microstructuraux. Le module d'élasticité dépend de la taille et de la densité des défauts alors que la résistance à l'impact dépend uniquement de la taille des défauts.

L'effet de la minéralogie sur la résistance à l'impact, surtout à haute température, a été aussi mis en évidence. Les bétons contenant plus de mullite montrent un bon comportement mécanique, tant à température ambiante qu'à 815°C.

Une nouvelle méthode de création et de contrôle de la porosité dans les céramiques monophasées a été présentée. Ceci a permis la détermination de la relation entre la porosité et la taille des pores, d'une part, et les propriétés mécaniques de la céramique étudiée, d'autre part. Cette étude a permis de confirmer les corrélations établies entre la résistance à l'impact mécanique et le module de rupture (fonction de la taille des défauts), d'une part, et la porosité (fonction de la taille des pores), d'autre part.

Perspectives

Le phénomène d'impact mécanique des réfractaires est encore mal exploré. Après cette étude, la prochaine étape consiste à vérifier si ces résultats sont valides pour d'autres familles de matériaux réfractaires.

Sachant que les matériaux réfractaires sont soumis aussi à des sollicitations thermiques et chimiques, l'interaction entre les impacts mécaniques critiques et les autres sollicitations a besoin aussi d'être explorée.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

ALLAIRE, C. 2002. *Matériaux céramiques, notes de cours*. École Polytechnique de Montréal.

ALLAIRE, C., ALLAIRE, J., CARBONNEAU, A. 2004. « Room and high temperature measurement of the elastic properties of refractories using a new apparatus and set-up». *TMS Light Metals, 133rd Technical TMS Annual Meeting*. 629-636.

ALIPRANDI, G. 1996. *Matériaux réfractaires et céramiques techniques*. Paris : SEPTIMA. 612p.

ASTM. 2004. *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio for Advanced Ceramics by Sonic Resonance*. Philadelphia : American society for testing and materials. Annual book of ASTM standards. 15.01. C 1198– 01.

ASTM. 2004. *Standard Test Method for apparent porosity, apparent specific gravity and bulk density of refractory shapes by vacuum pressure*. Philadelphia : American society for testing and materials. Annual book of ASTM standards. 15.01. C830-00.

ASTM. 2004. *Standard Test Method for Modulus of rupture of Refractory Materials at Elevated temperatures*. Philadelphia : American society for testing and materials. Annual book of ASTM standards. 15.01. C 583-00.

ASTM. 2004. *Standard Test Method for Cold crushing and Modulus of rupture of Refractories*. Annual book of ASTM standards. 15.01. C 133-03.

- BENTHIA, N. MIDNESS, S. BENTUR, PIGEON, A. M. 1989. «Impact Testing of Concrete Using a Drop-weight Impact Testing Machine». *Experimental Mechanics*. 29 :1. 63-69.
- DOREY, R.A. YEOMANS, J.A. SMITH, P.A. 2002. «Effect of pore clustering on the mechanical properties of ceramics». *J. Eur. Ceram. Soc.* 22. 403-409.
- DORLOT, J. M. BAÏLON, J. P. MASOUNAVE, J. 1986. *Des matériaux*. Montréal : École Polytechnique de Montréal.
- ENGEL, P. A. 1976. *Impact Wear of Materials*. Amsterdam. New York : Elsevier Scientific Pub. Co. 339 p.
- EVANS, A. G. 1975. «Strength Degradation by Projectile Impact». *J. Am. Ceram. Soc.* 58 : 9. p. 428-432
- EVANS, A. G. 1984. «Toughening mechanisms in zirconia alloys». *Advances in Ceramic*. 12. 193-212.
- FRANCK, F.C., LAWN, F. R. S., LAWN, B.R. 1968. «On the theory of Hertzian fracture». *Proc. Roy. Soc.* 229:A. 291–306.
- FREUND, L. B. 1972. *J. Mech. Phys. Sol.* 20.141.
- FREUND, L. B. 1973. *J. Mech. Phys. Sol.* 21. 47.
- GRIFFITH, A. 1920. «The phenomena of rupture and flow in solids». *Philisophical transaction*. 221. 163-198.

HAMOUDA, A. M. S. 2002. «Effect of energy losses during an impact event on the dynamic flow stress». *Journal of Materials Processing Technology*. 124. 209-215

HASSELMAN, D. P. H. 1996. *On the nature of crack propagation during thermal shock of brittle ceramics*. Fracture mechanics of ceramics, 11, Edited by Bradt, Plenum Press, New York. 485-494.

IRWIN, R. 1964. *App. Mat. Res.* 65-3

KNUDSEN, F. P. 1959. «Dependence of mechanical strength of brittle polycrystalline specimens on porosity and grain size». *J. Am. Ceram. Soc.* 42 : 8. 376-384.

KNUDSEN, F. P. 1962. «Effect of porosity on Young's modulus of alumina». *J. Am. Ceram. Soc.* 45. 94-95.

KOLSKY, H. 1963. *Stress Waves in solids*. New York : Dover. 213 p.

LAL, K. M. 1983. «Residual Strength Assessment of Low Velocity Impact Behavior of 8-poly Graphite-Epoxy Laminates». *J. Reinf. Plas. Comp.* 2, 226-238.

LAPOUJADE, P. 1986. *Traité Pratique sur l'utilisation des Produits Réfractaires*. ÉDITION VIAL.

LAWN, B. WILSHAW, R. 1975. «Indentation Fracture: Principles and Applications». *Journal of Materials Science*. 10 . 1049–1081.

LAWN, B. R. 1993. *Fracture of Brittle Solids*. 2^{ed}. Cambridge : Cambridge University Press. U.K. 398 p.

LAWN, B. 1998. «Indentation of Ceramics with Spheres: A Century after Hertz». *J. Am. Ceram. Soc.* 81 : 8. 1977-94.

MEYERS, M. A. 1994. *Dynamic Behavior of Materials*. New York ; Toronto : John Wiley & Sons, Inc. 668 p.

PERRAULT, M. 2003. *Statique et dynamique*. Notes de cours, École de Technologie Supérieure.

QUESNEL, S., AFSHAR, S., ALLAIRE, C. 1996. «Corrosion of refractories at bellyband of melting and holding furnaces». *TMS Light Metals Proceedings*. 661-667.

QUINN, G. D., MORRELL, R. 1991. «Design data for engineering ceramics: A review of the flexural test». *J. Am. Ceram. Soc.* 74 : 9. 2037-66.

RATLE, A. 1996. *Corrélation entre la Résistance à l'Impact Mécanique et au Choc Thermique des Réfractaires*. Mémoire de maîtrise en génie métallurgique. École Polytechnique de Montréal. 177p.

RIGAUD, M. 2003. *Matériaux réfractaires, notes de cours*. École Polytechnique de Montréal.

RYSHKEWITCH, E. 1953. «Compression strength of porous sintered alumina and zirconia». *J. Am. Ceram. Soc.* 36 : 2. 65-68.

SATO T., M. SHIZUKA, M. SHIMADA. 1986. «Sintering and characterisation of mullite alumina composites». *Ceram. Int.* 12 : 2. 61-65.

SEBBANI, M. J. E., ALLAIRE, C. 2001. «Mechanical impact fatigue of refractories». *British Ceramic Transaction*. 100 : 5. 193 – 196.

SERVER, W. L. 1978. «Impact Three Point Bend Testing for Notched and Precracked Specimens». *Journal of Testing and Evaluation JTEVA*. 6 : 1. 29-34.

SPRIGGS, R. M. 1961. «Expression for effect of porosity on elastic modulus of polycrystalline refractory materials, particularly aluminium oxide». *J. Am. Ceram. Soc.* 44. 628-629.

SUARIS, W., SHAH, S. P. 1982. «Inertial Effect in the Instrumented Impact Testing of Cementitious Composites». *J. Cement. Concrete Aggregates*. 3 : 2. 77-83.

UNDERWOOD, E. E. 1970. *Quantitative Stereology*. ADDISON-WESLEY, Reading, Mass.

WANG, J. C. 1984a. «Young's modulus of porous materials, Part 1». *J. Mater. Sci.* 19. 801-808

WANG, J. C. 1984b. «Young's modulus of porous materials, Part 2». *J. Mater. Sci.* 19. 809-14.

WASLEY, R. J. 1973. *Stress Wave Propagation in Solids*. New York : M. Dekker. 279 p.

WILSHAW, T. R. 1971. «The Hertzian Fracture Test». *J. Phys. D : Apply. Phys.* 4. 1567-83.

WU, K. Q., YU, T. X.. 2001. «Simple Dynamic Models of Elastic-plastic Structures Under Impact». *International Journal of Impact Engineering*, 25. 735–754.

ZHANG, Y., UCHIDA, N., UEMATSU, K., HOTTA, T., NAKAHIRA, K., NAITO, M. 1999. «A direct examination of the fracture strength-defect size relationship in alumina ceramics». *Novel Synthesis and Processing of Ceramics, Key Engineering Materials*. 159 : 1. 269-274.

ZUKAS, J. A., NICHOLAS, T., SWIFT, H. F., GRESCZUK, L. B., CURRAN, D. B. 1982. *Impact dynamics*. New York ; Toronto : Wiley. 452 p.