



HAL
open science

Etude du comportement en fatigue en compression des biocéramiques (Al_2O_3 , ZrO_2) utilisées pour la conception des prothèses ostéo-articulaires

Samir Hamza

► **To cite this version:**

Samir Hamza. Etude du comportement en fatigue en compression des biocéramiques (Al_2O_3 , ZrO_2) utilisées pour la conception des prothèses ostéo-articulaires. Autre. Université Paul Verlaine - Metz, 2002. Français. NNT : 2002METZ036S . tel-01749598

HAL Id: tel-01749598

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01749598v1>

Submitted on 29 Mar 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>



UNIVERSITÉ DE METZ

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE - METZ	
N° inv.	20021135
Cote	S/M7 02/36
Loc	

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE METZ

Discipline : Mécanique

Présentée par

Samir HAMZA

Titre :

**ÉTUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE EN COMPRESSION
DES BIOCÉRAMIQUES (Al_2O_3 , ZrO_2) UTILISÉES POUR LA
CONCEPTION DES PROTHÈSES OSTÉO-ARTICULAIRES**

Soutenue publiquement le 19 décembre 2002 devant le jury composé de :

Z. AZARI : Professeur à l'Université d'AMIENS
A. LAKSIMI : Professeur à l'Université de Technologie de CONPIEGNE
A. IMAD : HdR, Ecole des Hautes Etudes Industrielles, LILLE
G. PLUVINAGE : Professeur à l'Université de METZ (France)
N. SLIMANE : Professeur émérite à la Faculté de Médecine de TUNIS
J. GILGERT : Maître de Conférences à l'ENIM, Metz
M. KHADHRAOUI : Professeur à l'Université de Provence, MARSEILLE

Président
Rapporteur
Rapporteur
Directeur de Thèse
Co-directeur de Thèse
Examineur
Examineur

BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE DE METZ



022 486259 8



UNIVERSITÉ DE METZ

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE METZ

Discipline : Mécanique

Présentée par

Samir HAMZA

Titre :

ÉTUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE EN COMPRESSION DES
BIOCÉRAMIQUES (Al_2O_3 , ZrO_2) UTILISÉES POUR LA CONCEPTION DES
PROTHÈSES OSTÉO-ARTICULAIRES

Soutenue publiquement le 19 décembre 2002 devant le jury composé de :

Z. AZARI :	Professeur à l'Université d'Amiens	Président
A. LAKSIMI :	Professeur à l'Université de Technologie de Compiègne	Rapporteur
A. IMAD :	HdR, Ecole des Hautes Etudes Industrielles, Lille	Rapporteur
G. PLUVINAGE :	Professeur à l'Université de Metz (France)	Directeur de Thèse
N. SLIMANE :	Professeur émérite à la Faculté de Médecine de Tunis (Tunisie)	Co-directeur de Thèse
J. GILGERT :	Maître de Conférences à l'ENIM, Metz	Examineur
M. KHADHRAOUI :	Professeur à l'Université de Provence (Univ. Aix-Marseille I)	Examineur

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé entre le Laboratoire de Fiabilité Mécanique (LFM) à l'université de Metz et le Laboratoire de Recherche en Biomécanique et Biomatériaux Orthopédiques (LRBBO) à l'Institut National d'Orthopédie M.T. KASSAB à Tunis. C'est grâce à la coopération Franco-tunisienne à travers le projet CMCU entre la Faculté de Médecine de Tunis et l'Université de Metz que ce travail a pu se concrétiser.*

Je tiens à adresser mes remerciements aux personnes qui ont rendu possible cette coopération : Professeur Rehid MECHMECHE, Doyen de la Faculté de Médecine de Tunis ; Professeur Mekki KSOURI, Directeur de l'Institut National des Sciences Appliquées et de Technologie ; Professeur Gérard PRIEUR, Attaché Scientifique à l'Institut Français de Coopération en Tunisie ; Professeur Noureddine SLIMANE, Directeur du Laboratoire LRBBO, Professeur émérite à la Faculté de Médecine de Tunis et Professeur Guy PLUVINAGE, Directeur du Laboratoire LFM à l'Université de Metz.

Qu'il me soit permis ici de remercier chacun, au travers de ceux qui m'ont fait l'honneur de participer au jury. Le Professeur Guy PLUVINAGE, responsable scientifique français du projet CMCU, Directeur de ma thèse qui a bien voulu m'accueillir depuis 1999 dans son laboratoire et qui n'a cessé de me prodiguer conseils et encouragements. Professeur Noureddine SLIMANE, responsable scientifique tunisien du projet CMCU* qui a influencé ma façon d'aborder l'aspect clinique. La profondeur de ses réflexions et la précision de ses remarques m'ont été d'une grande utilité, qu'il trouve ici mon respect et mes considérations les plus profondes. Docteur Joseph GILGERT, Maître de Conférences à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Metz qui m'a été d'une grande utilité pour la conduite des essais de fatigue. Je suis particulièrement reconnaissant au Professeur Zitouni AZARI, pour son aide et ses nombreuses suggestions. Mes remerciements s'adressent également au Professeur Abdelwahed LAKSIMI de l'Université de Technologie de Compiègne, Docteur Abdellatif IMAD, Habilité à l'Ecole des Hautes Etudes Industrielles à Lille et Professeur Mustapha KHADHRAOUI de l'Université de Provence (Université Aix-Marseille I) de m'avoir fait l'honneur de juger ce travail.*

Mes remerciements vont également à tous ceux qui m'ont aidé, de près ou de loin, à achever ce travail. Je cite en particulier Dr Ph. JODIN, de l'université de Metz et Dr K. JENDOUBI, de l'École Supérieure des Sciences et Techniques de Tunis.

Enfin, j'ai conscience de la condition inestimable de toute ma famille dans l'aboutissement de ce travail. Je ne saurais les remercier de m'avoir supporté pendant les moments difficiles tout au long de ce travail.

() Comité Mixte de Coopération Universitaire*

A mon père et ma mère

A ma femme et mes enfants, Zied et Jawhar

A mon neveu Mouheb

A mes frères et sœurs

TABLE DES MATIÈRES

INTRODUCTION GÉNÉRALE	7
CHAPITRE I : ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE	
1. TENDANCE ACTUELLE DU MARCHÉ DES BIOMATÉRIAUX	10
2. COMPORTEMENT EN SERVICE DES BIOMATÉRIAUX	11
2.1. Problèmes liés au descellement des implants	12
2.2. Problèmes liés à l'usure et à la rupture des implants	13
2.3. Avantages et inconvénients des biocéramiques	14
3. MISE EN ŒUVRE ET TECHNIQUES DE FRITTAGE DES CÉRAMIQUES	17
4. PRÉPARATION DES PIÈCES EN ALUMINE	18
5. CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES DE L'ALUMINE FRITTÉE	18
6. MESURES DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES CÉRAMIQUES	20
6.1. Mesure du module d'Young	20
6.2. Mesure de la résistance en flexion	21
6.3. Mesure de la dureté et de la ténacité	21
7. COMPORTEMENT A L'USURE DE L'ALUMINE	22
7.1. Influence de la charge sur l'usure	24
7.2. Influence de la morphologie des surfaces sur l'usure	26
7.3. Influence de la porosité sur l'usure	27
8. ETUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DES CÉRAMIQUES	27
8.1. Chargement physiologique associé à la liaison coxa-fémorale	28
8.2. Techniques expérimentales pour essais de fatigue sur les céramiques	32
8.2.1. Systèmes de mise en charge pour essais de fatigue sur les céramiques	32
8.2.2. Critères de choix des éprouvettes pour essais de fatigue sur les céramiques	33
8.2.3. Techniques de mesure de la propagation des fissures sur les céramiques	34
8.3. Tenue à la fatigue sous corrosion des céramiques	37
8.4. Endurance en fatigue des céramiques	38

8.5. Tenue à la fissuration des céramiques	40
8.5.1. Mécanisme de rupture fragile	41
8.5.2. Modèles de propagation des fissures de fatigue	44
8.5.3. Modèle de propagation basé sur l'évolution de ΔK et de K_{max}	46
8.5.4. Déformation plastique en bout de fissure	47
8.5.5. Influence du rapport de contraintes R sur la propagation des fissures de fatigue dans le cas des céramiques	49
8.5.6. Influence de la taille du grain de la céramique sur la propagation des fissures	49
8.5.7. Fatigue en compression des céramiques	51
8.6. Chargement en mode mixte sur disque brésilien	52
8.6.1. Fatigue dans les disques brésiliens	52
a. Historique	52
b. Conditions de chargement	52
8.6.2. Méthodes de calcul du facteur d'intensité de contraintes pour un disque brésilien chargé en compression	53
a. Chargement en mode I	53
b. Chargement en mode I+II	54
c. Chargement en mode II	58
9. CONCLUSION	58
CHAPITRE II : MATÉRIAUX ET TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES	
1. CHOIX DU TYPE DE CHARGEMENT ET DES ÉPROUVETTES	60
2. MATÉRIAUX UTILISÉS	61
2.1. Caractéristiques mécaniques des biocéramiques d'alumine et de zircon	61
2.2. Conditions d'élaboration des éprouvettes en biocéramiques	62
3. TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES	64
3.1. Machine d'essais utilisée	64
3.2. Géométrie des éprouvettes utilisées	66
3.3. Conditions d'essais	66
3.4. Montage de suivi de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue	67

3.4.1. Méthode utilisant un binoculaire optique	67
3.4.2. Méthode utilisant une mini caméra CCD	68
3.5. Premier montage utilisé pour la conduite des essais sur éprouvette type CT	68
3.6. Deuxième montage utilisé pour la conduite des essais	69
4. CONCLUSION	71

CHAPITRE III : RÉSULTATS DES ANALYSES PAR ÉLÉMENTS FINIS

1. MODÉLISATION NUMÉRIQUE	72
2. PROGRAMMATION	72
2.1. Organisation du processus de calcul avec la méthode des éléments finis	73
2.2. Unité de mesure	74
2.3. Préparation du modèle de calcul	74
3. RÉSULTATS DE CALCUL	76
3.1. Modélisation et analyse des contraintes sur cotyle d'une PTH	76
3.2. Modélisation et analyse des contraintes sur les éprouvettes type CT	82
3.3. Modélisation et analyse des contraintes sur les disques brésiliens	87
4. CONCLUSION	95

CHAPITRE IV : RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX ET DISCUSSION

1. INTRODUCTION	96
2. ÉTUDE DE LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE	98
2.1. Étude de la propagation des fissures par fatigue sur éprouvettes type CT	98
2.1.1. Évolution de la longueur des fissures en fonction du nombre de cycles	98
2.1.2. Évolution de la propagation des fissures par fatigue en fonction de ΔK et K_{Max} sur les éprouvettes type CT chargées en mode I	100
2.1.3. Prédiction de la durée de vie sur la zircone	105
2.1.4. Courbe d'endurance pour les biocéramiques	106

2.2. Étude de la propagation des fissures par fatigue sur disques brésiliens chargés en compression en mode I et en mode mixte I+II de rupture	108
2.2.1. Évolution de la longueur de fissure de fatigue (a) en fonction du nombre de cycles (N_p) sur des disques brésiliens chargés en mode I	108
2.2.2. Évolution de la propagation des fissures de fatigue en compression en fonction de ΔK et K_{Max} pour les disques brésiliens chargés en mode I	109
2.2.3. Évolution de la longueur de fissures de fatigue en compression pour les disques brésiliens chargés en mode I+II	112
2.3. Comparaison des résultats sur la propagation des fissures de fatigue sur éprouvettes CT et disques brésiliens	113
3. ÉTUDE DE L'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE EN COMPRESSION	114
3.1. Directions de fissuration pour une entaille sollicitée en mode I et en mode I+II	115
3.2. Modélisation de la durée de vie des biocéramiques par l'approche volumétrique	116
3.2.1. Principe	116
3.2.2. Distribution des contraintes au fond d'entaille	117
3.2.3. Gradient relatif de contrainte	117
3.2.4. Fonction poids et contrainte pondérée	120
3.2.5. Contrainte effective	121
4. CONCLUSION	125
CONCLUSION GÉNÉRALE	126
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	129
ANNEXES	140

NOTATIONS

- A : aire sous la courbe charge-déplacement
- B : épaisseur d'une éprouvette
- COD : ouverture de la fissure (Crack Opening Displacement)
- $CTOD$: ouverture en fond de fissure (Crack Tip Opening Displacement)
- CT : éprouvette compacte de traction (Compact Tension)
- E : module d'Young
- G : énergie libérée par la relaxation des contraintes
- J : intégrale curviligne de Rice
- K : facteur d'intensité de contraintes
- K_I : facteur d'intensité de contraintes en mode I
- K_{II} : facteur d'intensité de contraintes en mode II
- K_{IC} : valeur critique du facteur d'intensité de contraintes en état plan déformation (en mode I)
- K_{op} : facteur d'intensité de contrainte nécessaire pour ouvrir totalement la pointe de la fissure
- K_{max} : valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte
- N : nombre de cycles à la rupture
- N_D : nombre de cycles à la limite de fatigue
- N_{obs} : nombre de cycles jusqu'à ce qu'une fissure puisse être observée
- R : rapport de contraintes = $\sigma_{min} / \sigma_{Max}$
- R' : rapport local de chargement $K_{eff}^{min} / K_{eff}^{Max}$
- P : intensité de la charge appliquée
- U : énergie totale du système
- w : densité d'énergie de déformation
- W : longueur d'une éprouvette de rupture (CT)
- a : dimension déterminer d'une fissure
- a_0 : dimension initiale d'une fissure
- a_c : dimension critique d'une fissure
- m : pente de la droite moyenne des résultats d'essais pour les courbes S-N
- u : déplacement dans la direction x
- v : déplacements dans la direction y
- w : déplacements dans la direction z
- r : rayon
- φ : fonction poids

Δ : différence
 ΔK : différence des facteurs d'intensité de contraintes
 ΔK_{th} : valeur de seuil de la différence des facteurs d'intensité de contraintes
 ΔK_{eff} : facteur d'intensité de contraintes efficace
 $\Delta\sigma$: intervalle de contrainte
 $\Delta\sigma_C$: valeur de référence pour la résistance à la fatigue à 2.10^6 cycles
 $\Delta\sigma_D$: limite de fatigue
 α : angle
 β : angle
 γ_p : énergie de déformation plastique
 γ_s : énergie de surface effective
 γ : énergie de rupture
 δ_c : valeur critique de l'ouverture en fond de fissure
 ε_{ij} : tenseur de déformation
 θ : angle à partir du front de la fissure
 ν : coefficient de poisson
 χ : gradient relatif de contrainte
 σ_{ij} : tenseur de contrainte
 σ_0 : contrainte nominale
 σ_C : valeur critique de la contrainte
 σ_{Max} : contrainte maximale
 σ_{min} : contrainte minimale
 σ_{moy} : contrainte moyenne
 σ_x : contrainte dans la direction x
 σ_y : contrainte dans la direction y
 σ_z : contrainte dans la direction z
 σ_{ef} : contrainte effective
 x_{ef} : distance effective
 da/dN : vitesse de propagation d'une fissure de fatigue
 $f(a/w)$: fonction de (a/w) , utilisée dans l'estimation de K_I sur la base de la charge appliquée lors d'un essai sur une éprouvette CT
PTH : Prothèse Totale de Hanche
FEA : Analyse par Eléments Finis (Finite Element Analyses)

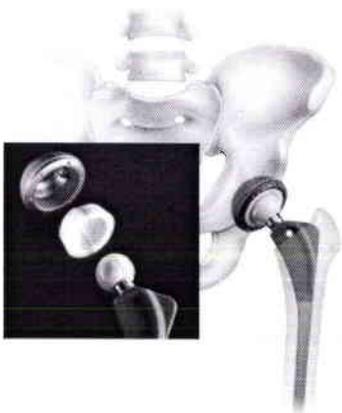
INTRODUCTION GÉNÉRALE

INTRODUCTION GÉNÉRALE

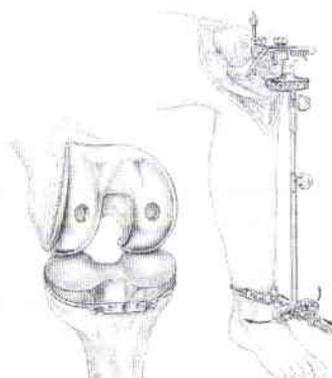
La mobilité c'est la vie, mais elle exige aussi son tribut. Le risque de traumatisme ne cesse d'augmenter, surtout lors des activités sportives et de transport par route. Les orthopédistes et chirurgiens sont confrontés à de nouvelles tâches du fait des fractures osseuses compliquées au niveau de la **hanche**, des **genoux**, des **chevilles**, **d'épaules**, des **articulations des doigts**, etc., des phénomènes d'usure dus à une sollicitation permanente et de l'augmentation de l'espérance de vie humaine. Grâce aux biomatériaux qui permettent de remplacer les structures lésées et d'obtenir une guérison rapide, il est aujourd'hui plus facile de résoudre les problèmes d'orthopédie.

La chirurgie orthopédique et la traumatologie représentent des niveaux de risque souvent très élevés au niveau des (prothèses de hanche, de genou, fracture du bassin...). Chaque année, le nombre de prothèses totales de hanche implantées dans le monde s'élève à environ 600.000 prothèses. Certains choix peuvent-ils s'imposer ? Jusqu'à quel point les prothèses totales sont-elles perfectibles ? Les réponses appartiendront toujours à l'avenir et le partage difficile à faire entre ce qui est, ce qui sera et ce qui restera.

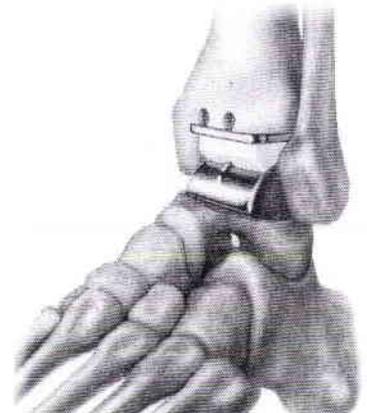
De nombreux couples de matériaux pour prothèse totale furent testés, parfois implantés trop rapidement chez l'homme après des essais *in vitro* insuffisants et durent être abandonnés. En arthroplastie totale de hanche les matériaux dits "classiques" polyéthylène, Co-Cr-Mo, acier 316L... conservent leur crédit malgré leurs défauts et leurs limites. Ils donnent tout leur intérêt aux recherches actuelles qui visent à l'utilisation de matériaux ou couples de matériaux "nouveaux" tels : céramique-polyéthylène, céramique-céramique et alliage de titane $TiAl_6V_4$.



Prothèse Totale de Hanche (PTH)



Prothèse Totale de Genou (PTG)



Prothèse Totale de Cheville (PTC)

Durant les deux dernières décennies, l'intérêt pour les céramiques à usage technique n'a cessé d'augmenter. En effet, on a fini par s'apercevoir qu'en dépit de leur fragilité, les céramiques peuvent concurrencer les métaux du point de vue résistance mécanique et les surpasser dans plusieurs autres propriétés (dureté, rigidité, résistance à la corrosion, résistance à l'usure, résistance à la compression...).

Ainsi l'alumine et la zircone, qui sont les biocéramiques les plus utilisées en orthopédie pour la fabrication des implants et des prothèses ostéo-articulaires, ont été largement étudiées en vue de mieux connaître leurs performances et d'améliorer leurs points faibles, en particulier leur faible ténacité. Mais il reste à étudier d'avantage leur comportement en fatigue, objet de notre étude.

Pour des applications biomédicales, l'évaluation de la durée de vie des biomatériaux et des structures en service est capitale. Un des risques majeurs de rupture de prothèses en biocéramique est la rupture par fatigue. Les caractéristiques de cette rupture sont les suivantes : amorçage dans une zone de concentration de contrainte et propagation en compression d'une fissure de fatigue.

Les implants étant sollicités en compression, la propagation des fissures se fait essentiellement par traction induite. Ce mode de sollicitation conduit à une propagation de fissure sensible :

- à l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ;
- à l'amplitude maximale du facteur d'intensité de contraintes ;
- à la fermeture de fissure par un mécanisme de type "shielding".

Ce mode de fissuration est très sensible à l'état microstructural des biocéramiques et conduit notamment à des fissurations intergranulaires. Ceci est d'autant plus grave que la fissuration par fatigue conduit très souvent à une rupture brutale qui provoque un accident. Dans de nombreux cas pratiques, le stade d'amorçage peut être très important (jusqu'à 90% de la vie d'une pièce cas des céramiques). L'étude de la propagation de fissure visera à établir les lois de propagation dans les biocéramiques et les paramètres de nature intrinsèques, extrinsèques et microstructuraux qui l'affectent.

Les essais de fatigue sur les biocéramiques ont été conduits sur une machine d'essai servo-hydraulique INSTRON de capacité dynamique ± 100 KN. Cette machine est équipée d'une chaîne d'acquisition avec des contrôleurs de charge, de déplacement et de déformation. Dans le

cas des biocéramiques utilisées pour la fabrication des prothèses ostéo-articulaires, l'étude de la tenue à la fatigue de ces produits, porte essentiellement sur le comportement à l'amorçage et à la propagation des fissures pour des conditions de chargement déterminées.

L'objectif principal de ce travail est d'étudier le comportement en fatigue en compression des biocéramiques utilisées pour la conception des prothèses en orthopédie, et de montrer les avantages et les inconvénients dans l'utilisation des prothèses totales avec couples alumine-alumine et alumine-zircone. Nous montrerons qu'il est possible de prévoir la dégradation des éléments en biocéramiques jusqu'à rupture finale, en particulier l'étude de l'amorçage et de la propagation des fissures macroscopiques.

Le *premier chapitre* qui est consacré à l'état de l'art correspond à une étude bibliographique sur les biocéramiques utilisées en orthopédie comme éléments des prothèses ostéo-articulaires, en particulier, le comportement en fatigue en compression de ces matériaux fragiles en mode I et en mode mixte I+II.

Le *deuxième chapitre* est consacré aux caractéristiques mécaniques et métallurgiques des biocéramiques de type alumine (Al_2O_3) et zircone (ZrO_2) et aux techniques utilisées pour la conduite des essais expérimentaux de fatigue en compression sur des éprouvettes du type CT et disques brésiliens.

Il est également primordial d'optimiser le dimensionnement des têtes et des colyles en biocéramiques afin d'éviter ou de réduire les champs de contraintes élevées, objet du *troisième chapitre* où l'Analyse par Eléments Finis (FEA) s'avère un outil indispensable pour évaluer les contraintes, les zones critiques et prédire les origines potentielles de rupture.

Le *quatrième chapitre* correspond à la discussion de l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus sur l'amorçage et la propagation des fissures sous chargement cyclique en compression. La Modélisation de la durée de vie des biocéramiques s'appuie sur "l'approche volumétrique" développée dans le Laboratoire de Fiabilité Mécanique.

Enfin nous présentons dans la *conclusion générale* une synthèse des principaux résultats et nos réflexions concernant le comportement en fatigue en compression de l'alumine et de la zircone. Un avis d'utilisation des prothèses ostéo-articulaires en biocéramiques est proposé.

Chapitre I

ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1. TENDANCE ACTUELLE DU MARCHÉ DES BIOMATÉRIAUX

Le domaine des nouveaux biomatériaux, notamment les biocéramiques, les polymères biodégradables et les Alliages à Mémoire de Forme (AMF), constituent des axes de recherche stratégiques et hautement prioritaires pour l'industrie de la santé. Aujourd'hui, dans 20% de son activité, le médecin et le chirurgien font appel aux biomatériaux. Par exemple, 14 à 16 % de la population nord-américaine porte des implants. Le marché mondial des biomatériaux, selon la revue "Scientific American" est estimé à 13 milliards de dollars dont 2,4 milliards de dollars seulement en orthopédie.

Le nombre et la complexité des interventions vont sans cesse croissants. Il en découle un besoin accru de nouvelles techniques, de nouveaux produits et de nouveaux matériaux : les biomatériaux. Cette appellation qui regroupe tous les matériaux qui interagissent avec les systèmes biologiques [1, 2]. Les métaux, les polymères et les biocéramiques sont largement utilisés, bien que de développement plus récent, ont trouvé des applications nombreuses illustrées par le Tableau I.1.

Tableau I.1 : *Utilisation des biomatériaux en médecine [3].*

Domaine	Biocéramique
Dentaire	Porcelaine, alumine, zircon
Articulaire	Alumine, zircon, hydroxyapatite (HAP)
Restauration osseuse	HAP, phosphate tricalcique (TCP), bioverres
Implants de l'oreille interne	Bioverres, HAP
Valves cardiaques	Carbone
Implants oculaires	HAP
Renforcement de prothèses	Fibres céramiques

Les biocéramiques d'alumine (Al_2O_3) et de zircon (ZrO_2) sont des matériaux de plus en plus utilisées dans la fabrication des éléments des prothèses ostéo-articulaires (Prothèses Totales de Hanches, de Genoux, d'Épaules et de Chevilles...), pour leur très excellente biocompatibilité et leur très bon comportement à l'usure.

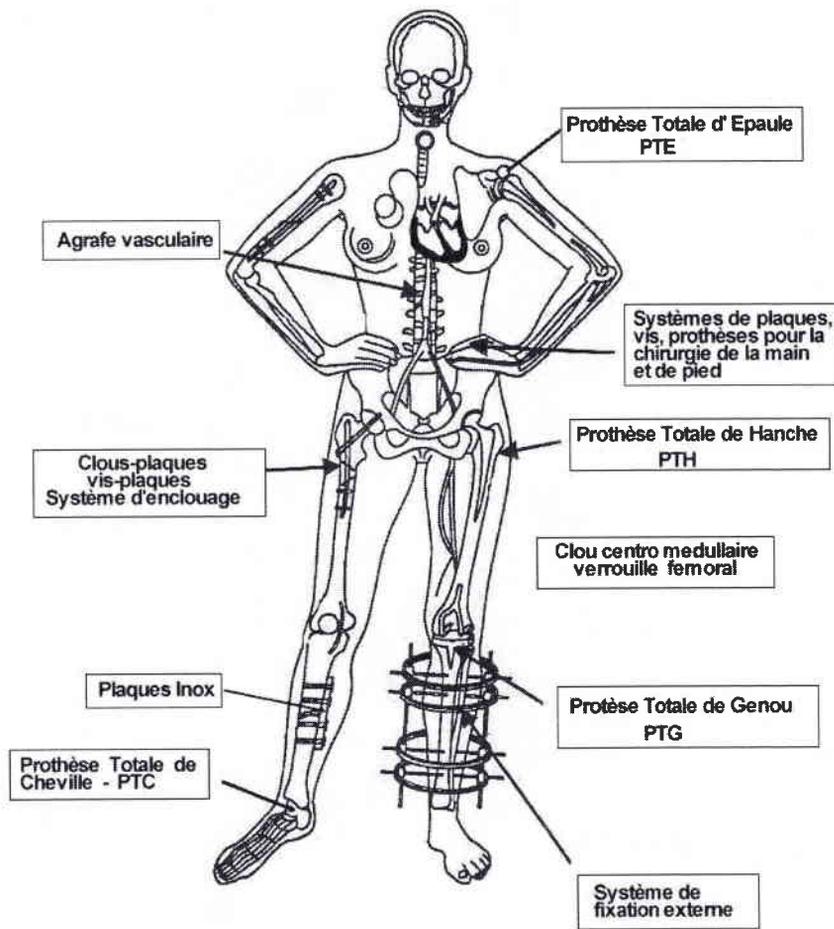


Figure I.1 : Emplacements des implants orthopédiques [4].

2. COMPORTEMENT EN SERVICE DES BIOMATÉRIAUX

L'analyse des implants ayant fonctionné pendant plusieurs années chez des patients correctement suivis devrait permettre de vérifier si les prévisions faites lors de la conception du produit ont été confirmées.

Il en va pour les matériaux comme pour le dessin des implants ou les techniques de mise en place : rares sont ceux que l'on doit prescrire définitivement et encore plus rares sont ceux qui ne représentent que des avantages.

A partir de quelques cas bien étudiés, nous chercherons les raisons de certains échecs en vue de définir les propriétés des matériaux qu'il conviendrait d'étudier particulièrement dans l'optique de la réalisation des implants orthopédiques.

L'étude de la tenue en service des implants orthopédiques peut être faite sur des implants temporaires (plaques, clous, vis ...) qui sont normalement retirés lorsque leur présence n'est plus indispensable et sur des implants permanents, lorsqu'on a pu les récupérer soit en cas d'échec de la prothèse, soit après décès du patient [5].

Les problèmes d'échec en service des biomatériaux sont particulièrement liés au descellement des implants cimentés, à l'usure de certains matériaux (polyéthylène...) et leur faible tenue à la fatigue (alumine, zircone...) et à la corrosion (biomatériaux métalliques...).

2.1. Problèmes liés au descellement des implants

Des essais de fatigue ont révélé que la plupart des ciments (PMMA) avaient des limites de fatigue 40 fois plus faibles que celles des métaux utilisés en orthopédie [6]. On voit de plus en plus apparaître des prothèses sans ciment. Leur fabrication est basée sur une nouvelle conception des systèmes d'ancrages biologiques [7, 8, 9].

Une usure trop importante du polyéthylène ou de la céramique entraîne l'accumulation de débris dans la néo-articulation. Ceux-ci sont responsables de la formation d'un pannus ostéolytique retrouvé initialement au niveau du calcar et des ancrages inférieurs du cotyle. Cette ostéolyse par granulome peut s'étendre si l'usure se poursuit de façon importante (figure I.2 a).

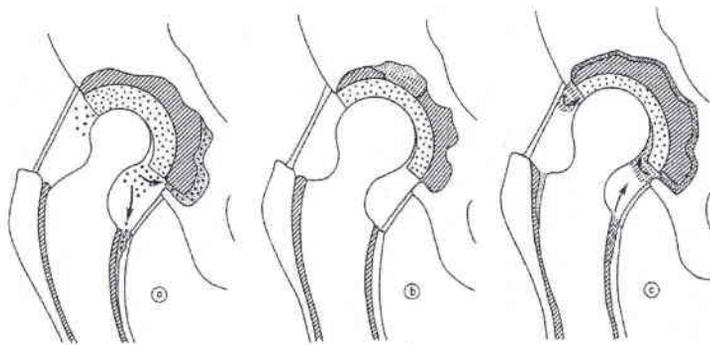


Figure I.2 : Mécanismes possibles du descellement cotyloïdien [10].

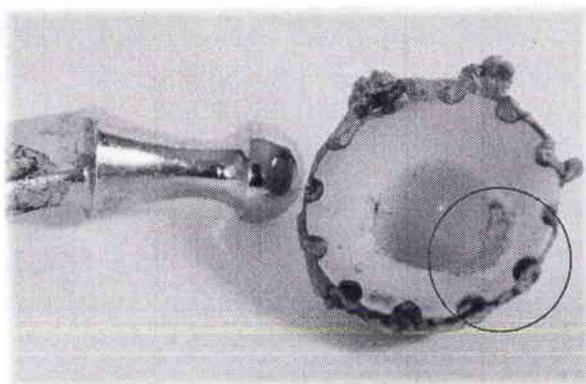
Si le cotyle est trop fin, le polyéthylène peut subir un fluage : cette modification de son épaisseur perturbe la répartition des forces, avec transmission de contraintes au ciment auquel il ne peut résister. Le méthacrylate va se morceler par fatigue et donner naissance à un granulome avec ostéolyse péri prothétique (figure I.2 b).

A l'inverse, un descellement avec mobilisation des pièces prothétiques peut être le primum moyen d'une usure rapide survenant secondairement : la mobilité anormale d'une tige prothétique trop fine ou d'un cotyle mal scellé, entraîne une friction os/ciment avec libération de débris de méthacrylate dans la néo-articulation. Interposé entre tête et cotyle, ce puissant abrasif entraîne une usure sévère (figure I.2 c).

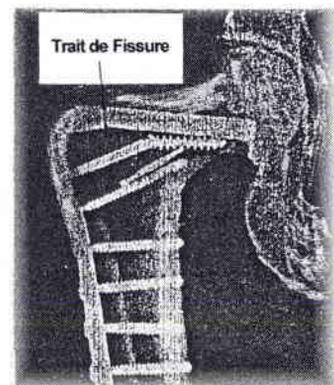
2.2. Problèmes liés à l'usure et à la rupture des implants

Sous l'action des sollicitations mécaniques et de l'environnement, l'usure des polymères (le polyéthylène...) se traduit par des endommagements encore mal expliqués : déformation viscoplastique par fluage (figure I.3a), enlèvement de matière, fissurations. Au niveau des mécanismes d'endommagement, l'examen des pièces (prothèses) ayant fonctionné révèle la présence de glissements, de rayures, de fissures et même de ruptures résultant de l'usure adhésive, de l'usure abrasive (libération de particules...) et de la fatigue-corrosion ou la corrosion sous contrainte.

La présence de fissures observées sur les implants orthopédiques peut résulter d'un chargement physiologique répétitif (figure I.3b). Des expériences en laboratoire ont montré que ces fissures synoviales sont dues à la corrosion sous contraintes. Des défauts de surface (rayures de fabrication ou provoquées en cours d'implantation...) peuvent aussi être à l'origine de l'amorçage et de la propagation de ces fissures avant la rupture brutale.



(a)



(b)

Figure I.3 : -(a) Localisation de la zone de déformation par fluage à l'interface métal-polyéthylène sur un cotyle d'une Prothèse Totale de Hanche (PTH) [11].
-(b) exemple de cas de rupture par fatigue sur plaque d'ostéosynthèse.

Pour les céramiques, il est important de contrôler leur qualité sans perdre de vue que ces biomatériaux sont bien plus fragiles que les alliages métalliques ou les composites, et qu'ils sont fabriqués par des techniques de frittage conduisant à des structures hétérogènes où la porosité peut dans une certaine mesure, induire des amorçages de fissures et provoquer la rupture de l'implant. Pour diminuer la fragilité des céramiques on agit pour améliorer la contrainte de rupture (σ_r) de ces matériaux. Pour ceci, on diminue la taille des défauts internes (porosités...) ou externes (rayures...) et on améliore la conception de l'implant en minimisant l'existence des trous ou des filetages, sources de concentration de contrainte. On peut aussi agir sur la microstructure de la céramique par l'ajout d'autres composants plus ductiles (cas de la zircone) [12, 13].

2.3. Avantages et inconvénients des biocéramiques

Les prothèses en biocéramiques, obtenues par frittage à très haute température et sous très forte pression d'une poudre de zirconium et d'alumine, offrent d'excellentes propriétés de glissement. Il a été démontré [15-17] que la cupule en polyéthylène résiste mieux lorsque la tête de la prothèse est en biocéramique plutôt qu'en métal. Les risques de granulome inflammatoire et de descellement de la prothèse s'en trouvent diminués. Les très faibles coefficients de friction des biocéramiques sur le polyéthylène assure une excellente mobilité articulaire. Ces qualités expliquent que les prothèses en biocéramiques, autorisées depuis 1970, ont été largement utilisées par les chirurgiens orthopédistes [18-21]. Le seul inconvénient majeur est leur fragilité. Fragilité imprévisible, due à des fissures microscopiques qui ne peuvent être décelées par aucun procédé. Ce qui explique que le but des travaux de cette thèse est d'étudier le comportement à la fatigue en compression des biocéramiques d'alumine et de zircone utilisées pour la fabrication des prothèses en orthopédie.

3. MISE EN ŒUVRE ET TECHNIQUES DE FRITTAGE DES CÉRAMIQUES

La technique de frittage permet d'obtenir des pièces présentant une densité élevée (porosité fermée très faible), une structure cristalline fine et des caractéristiques mécaniques élevées. La compression et le frittage de poudres sont des procédés utilisés dans de nombreux domaines industriels pour élaborer des composites métalliques ou métal-céramique [22-25].

Le frittage s'opère en deux étapes : compression de la poudre, puis frittage des pièces comprimées dans des fours continus ou discontinus, à haute température (figure I.4a).

Le frittage peut s'opérer de la manière suivante : la poudre est mise dans un moule (compression), c'est le frittage sous charge (hot-pressing). Ce procédé permet de créer une forte liaison entre les particules. Celles-ci se soudent par diffusion en surface ou par diffusion en volume de la matière, ce qui entraîne un retrait important de la pièce. Après soudage des différents grains, les trous disparaissent progressivement. On pense que le processus se fait en deux phases : tout d'abord les gros pores absorbent les plus petits, et de ce fait grossissent. Puis leur taille va diminuer, les gaz s'échappant à travers les grains en suivant les lignes de défauts de la structure cristalline, jouent ici le rôle de véritables "cheminées d'évacuation". En finale, le produit est pratiquement exempt de pores (figure.I.4 b4).

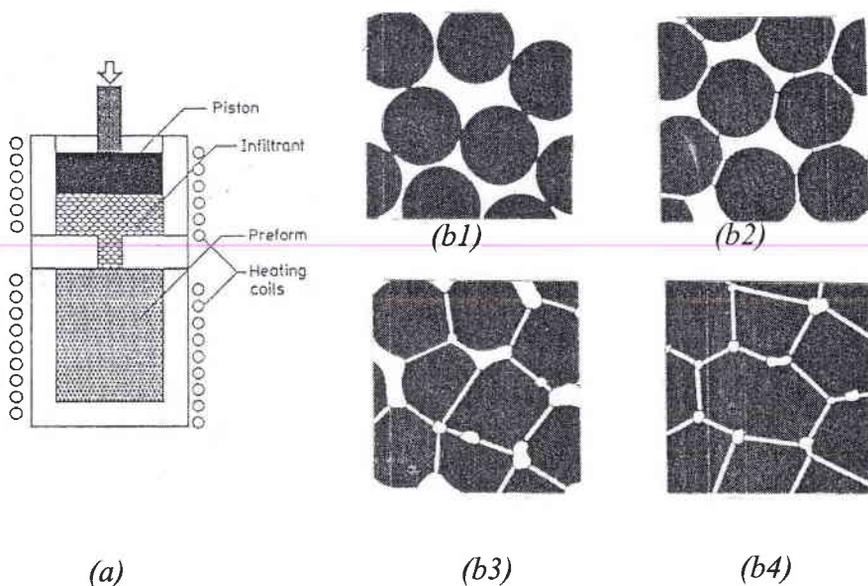


Figure I.4 : - (a) Principe du procédé de frittage - (b1, b2, b3 et b4) étapes de variation de la microstructure du céramique au cours du pressage à haute température [22].

Ce procédé de mise en œuvre appelé métallurgie des poudres présente des avantages sur deux plans :

- Economique : l'obtention de pièces aux côtes finales à partir de poudres permet d'éliminer l'usinage prescrit par la gamme de fabrication.

- Métallurgique : il est possible d'éliminer les ségrégations subies dans les pièces moulées. Mais la plupart du temps, si on adopte la métallurgie des poudres conventionnelle, il faut "vivre avec les porosités".

A cause de la haute température de fusion du céramique, de sa dureté et de sa grande fragilité, le cycle d'élaboration du céramique commence par le choix de la poudre, puis la mise en forme et ensuite le frittage qui est l'étape de consolidation du matériau sous l'action de la chaleur. Le frittage se fait en phase solide. Le schéma de la figure I.5 montre les principaux procédés de transformation des céramiques.

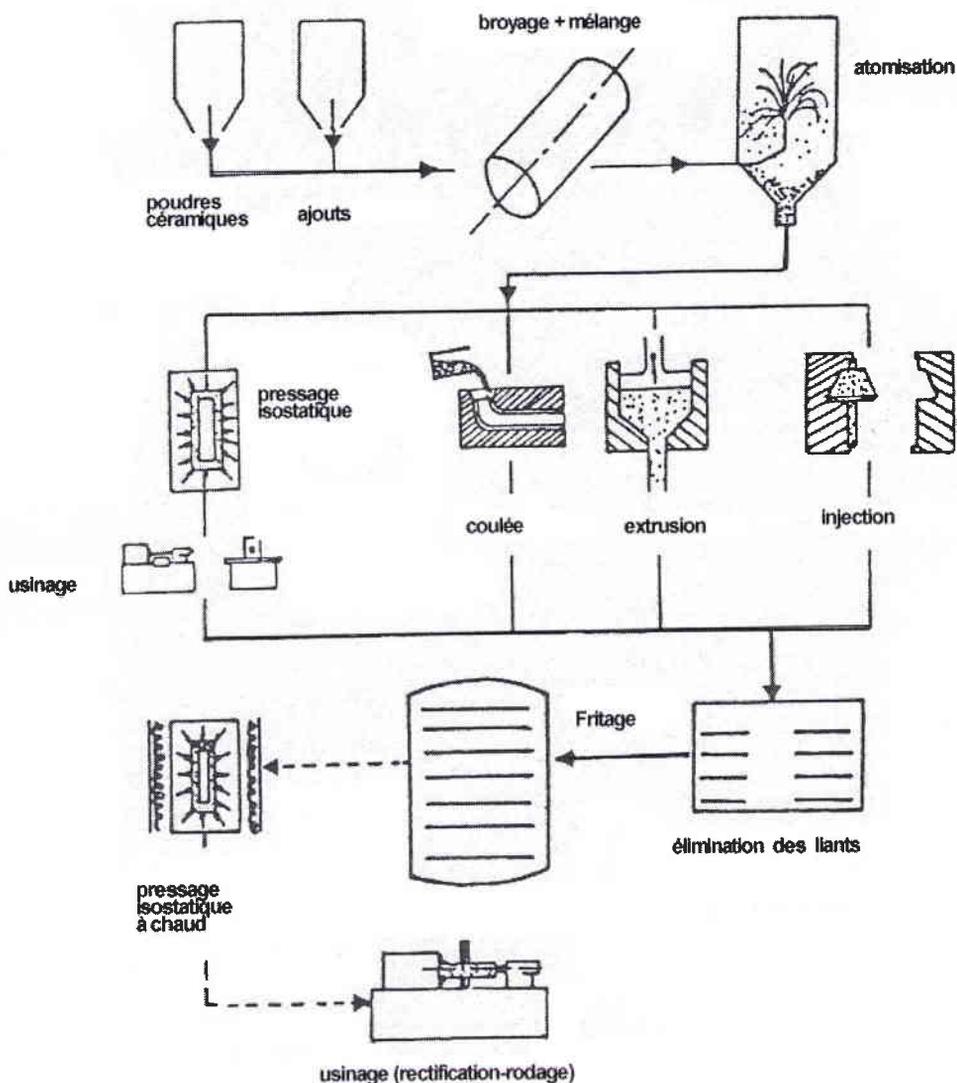


Figure I.5 : Principaux procédés de transformation des céramiques [22].

4. PRÉPARATION DES PIÈCES EN CÉRAMIQUE

La préparation des pièces stables nécessite de vaincre les forces d'attraction de Van der Waals par les forces de répulsion électrostatique seules ou avec répulsion stérique en plus.

La force de Van der Waals résulte de la présence de dipôles dans toute molécule contenue dans le volume de chaque particule ; les dipôles peuvent être permanents ou induits. Leur importance est d'autant plus grande que les particules sont fines, ce qui est généralement le cas pour les poudres utilisées lors de la mise en œuvre des céramiques techniques. Quand deux particules de rayon R sont à une distance S_0 , l'énergie potentielle d'attraction E_p entre elles est exprimée comme suit [24, 26] :

$$E_p = -\frac{A}{6} \left[\frac{2R^2}{(a - 4R^2)} + \frac{2R^2}{a^2} + \ln \frac{(a^2 - 4R^2)}{a^2} \right] \quad (\text{I.1})$$

avec $a = S_0 + 2R$; A est la constante de Hamaker.

On peut constater que plus R est faible à S_0 constante, plus l'énergie d'attraction est élevée. De plus à R constant, plus S_0 est petit et plus E_p est grande, ce qui traduit le cas des suspensions à haute teneur en poudre et diminue la distance entre grains en facilitant l'agglomération puis la sédimentation par effet de gravité [24, 27]. Nous concluons que plus la **poudre est fine** et plus la **concentration** de la suspension en poudre est élevée, plus nous aurions une suspension qui flocule rapidement. La mise au point des céramiques poreuses illustre bien cette tendance (figures I.6a et I.6b)

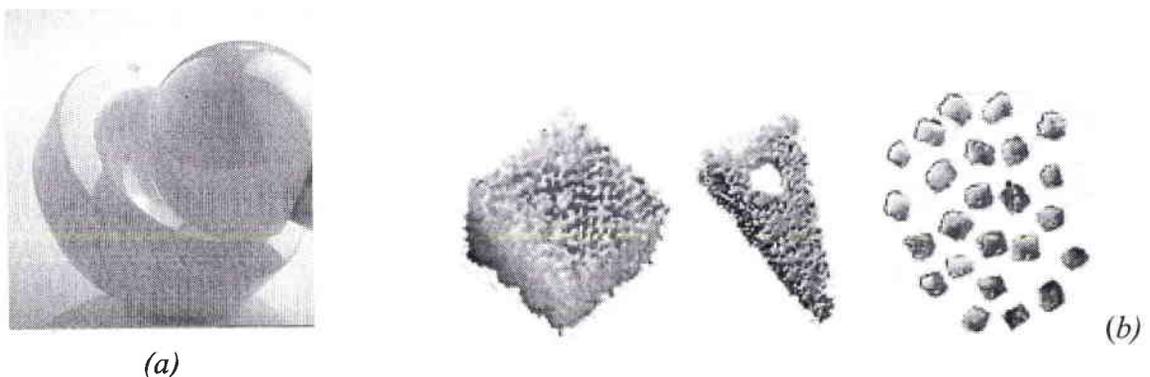


Figure I.6 : -(a) Tête et Cotyle pour Prothèse Totale de Hanche fabriquée en céramique
-(b) gamme de substance osseuse conçue à partir de poudre d'alumine poreuse à très haute pureté (99,9%) [28].

5. CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES DE L'ALUMINE FRITTÉE

L'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) est l'état le plus oxydé de l'aluminium, ce qui lui confère une très haute résistance à toutes les formes de corrosion. Sa forme frittée est obtenue par compression à chaud à une température d'environ $1600^\circ C$. La céramique d'alumine ainsi obtenue doit être de très haute pureté ($> 99,5\%$ d'alumine), caractérisée par une masse volumique supérieure à ($> 3,93 g/cm^3$) et des grains de faibles tailles ($< 6 \mu m$). Les autres composants sont surtout l'oxyde de magnésium (MgO), l'oxyde de silicium (SiO_2) et l'oxyde de zirconium (ZrO_2). Ce matériau qui mérite l'appellation d'alumine orthopédique présente une sécurité suffisante pour son utilisation. La contrainte de résistance à la cohésion de cette céramique peut être estimée à partir de l'équation classique de la mécanique linéaire de la rupture telle que :

$$\sigma_c^* = \frac{K_I}{f \cdot \sqrt{\pi a}} = K_I \cdot \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{a}} \quad (1.2)$$

K_I : facteur de résistance à la rupture ;
 a : longueur de la fissure ;
 E : module d'Young ;
 γ_s : énergie de surface effective ;
 f : Facteur de correction géométrique.

Connaissant la valeur théorique de la contrainte de décohésion σ_c^* , on peut calculer la longueur critique de la fissure tolérable par cette céramique qui est de l'ordre de 80 microns. Cette valeur est nettement plus grande que la taille des gros grains.

Ainsi, toute la résistance mécanique de l'alumine va dépendre de la capacité d'éliminer les micro-fissures lors de la fabrication de ce matériau. D'autres paramètres portant sur la technique de fabrication et les précautions à prendre lors de la pose de l'implant influent aussi sur la résistance mécanique et sa durée de vie.

Les principales caractéristiques mécaniques de l'alumine orthopédique définies selon la Norme ISO sont regroupées dans le tableau I.2 suivant.

Tableau I.2 : Caractéristiques mécaniques de l'alumine (Al_2O_3) [22-29].

	Alumine de haute densité	ISO standard 6474
Pourcentage d'alumine pure (% en poids)	> 99.9	≥ 99.5
Masse volumique (g/cm^3)	>3.98	> 3.90
Taille moyenne du grain (μm)	1-6	< 7
Dureté (HV)	2300	> 2000
Resistance en compression (MPa)	4500	4000
Module d'Young (GPa)	420	380
Ténacité statique en traction, K_{IC} (MPa \sqrt{m})	5-6	-

Ce matériau ainsi défini présente :

- une excellente résistance à toutes les formes de corrosion ;
- une bonne biotolérance sous forme massive et sous forme de fines particules ;
- une densité élevée et une structure cristalline très fine permettant d'obtenir un excellent état de surface après polissage ;
- une mouillabilité élevée : la surface externe étant appauvrie en ions oxygène, il y a attraction des molécules d'eau (H_2O) et formation d'un film macromoléculaire qui joue un rôle important dans les processus d'usure et de frottement. C'est un matériau hydrophile contrairement au polyéthylène qui est hydrophobe. La mouillabilité de l'alumine est très bonne, comparée aux autres matériaux (figure I.7) ;
- une dureté élevée : c'est un des matériaux les plus durs après le diamant. Ce dernier est utilisé pour le rectifier et le polir ;
- et un module d'élasticité élevée (380 à 420 GPa), très supérieur à celui des alliages métalliques ; (200 GPa pour l'acier inoxydable 316L).

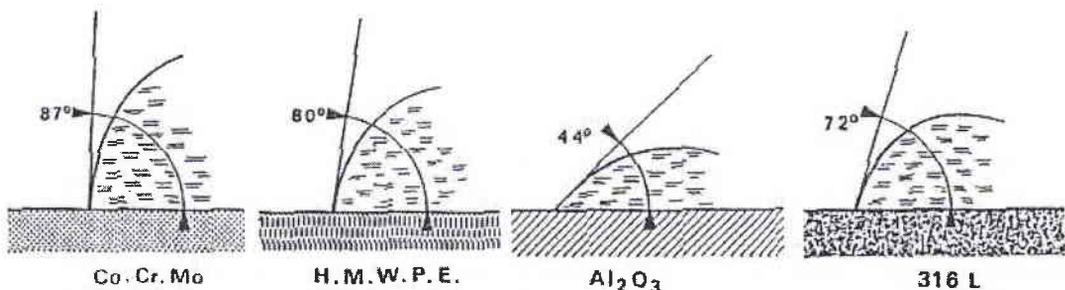


Figure I.7 : Angles de mouillabilité de divers matériaux de frottement [16].

Dureté et densité élevées, structure cristalline très fine, indice de rugosité très bas et mouillabilité élevée, constituent un ensemble de propriétés permettant d'obtenir des caractéristiques tout à fait remarquables en ce qui concerne l'usure et la friction, qu'il s'agisse de frottement alumine-alumine ou alumine-matériau dur tels que le carbure de silicium, le carbure de tungstène ou encore alumine-matériaux plus mous, tel que le polyéthylène [16].

Si la résistance en compression est très élevée en comparaison avec d'autres matériaux (Tableau I.3), la résistance en flexion est beaucoup plus faible et peut en restreindre les indications d'emploi. On notera également que le module d'élasticité élevé est supérieur à celui des alliages métalliques utilisés en orthopédie. Il semble être très éloigné de celui du méthacrylate de méthyle (300 MPa), et de celui de l'os cortical (250 MPa environ).

Tableau I.3 : Résistance à la compression de l'alumine Al_2O_3 et comparaison à l'acier 316L et l'aluminium [16].

Matériau	Résistance à la compression [MPa]
Aluminium	600
Acier 316 L	1100
Alumine Al_2O_3	4000

Le problème de fragilité due à la flexion est lié principalement à l'amorçage des microfissures. En effet le procédé d'élaboration de l'alumine par frittage minimise considérablement l'amorçage des micro-fissures.

6. MESURES DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES CÉRAMIQUES

Vu la dureté et la fragilité associées aux céramiques (ZrO_2 , Al_2O_3), un soin particulier est accordé aux techniques de mesures de certaines propriétés mécaniques de ces produits.

6.1. Mesure du module d'Young

Le module d'Young (E) est calculé à partir des valeurs du module de cisaillement (G) et du coefficient de poisson (ν), paramètres mesurés à partir des vitesses de propagation des ultrasons [24] envoyés dans l'échantillon en céramique. Les équations sont :

Module de cisaillement :

$$G = \rho \cdot V_C^2 \quad (I.3)$$

Module d'élasticité :

$$E = (1 + \nu) 2 G \quad (I.4)$$

Coefficient de Poisson :

$$\nu = \frac{V_l^2 - 2V_c^2}{2(V_l^2 - V_c^2)} \quad (I.5)$$

où V_l et V_c sont respectivement les vitesses longitudinales et transversales de propagation du son, et ρ la masse volumique de l'échantillon.

6.2. Mesure de la résistance en flexion

La contrainte à la rupture σ_r de l'alumine se mesure en flexion quatre points sur des éprouvettes normalisées (4x 5x 45 mm) avec $L = 29,8$ mm (grand entre axe) et $l = 11,9$ mm (petit entre axe). b et h caractérisent les dimensions transversales de l'éprouvette. la valeur de la contrainte maximale (σ_{Max}) est calculée à partir de la charge à la rupture (P) par l'équation suivante :

$$\sigma_{Max} = \frac{3 P (L - l)}{2 b h^2} \quad (I.6)$$

Cette formule ne s'applique que dans le cas d'un comportement linéaire élastique du matériau [30, 31].

6.3. Mesure de la dureté et de la ténacité

La mesure de la dureté se fait à l'aide d'un microduromètre. La surface de l'échantillon est polie à l'aide d'une pâte à diamant allant jusqu'à $1 \mu m$ suivi d'un polissage avec de la silice colloïdale. Les mêmes échantillons peuvent être utilisés pour mesurer la taille des grains par observation au MEB et attaque dans un bain chimique. La ténacité (K_c) est déterminée par des essais de traction sur des éprouvettes indentée [32, 37]. L'équation permettant le calcul de K_c est donnée par :

$$K_c = 0,59 \left(\frac{E}{H} \right)^{1/8} (\sigma \cdot P^{1/3}) \quad (I.7)$$

- σ est la contrainte à la rupture en flexion de l'éprouvette - P la charge d'indentation.

K_c se mesure à partir d'un essai Vickers selon la relation :

$$K_c = \left[\frac{0,129}{3} \right] \cdot \left[\frac{3E}{H} \right]^{0,4} H \sqrt{a} \left[\frac{c}{a} \right]^{-\frac{3}{2}} \quad (I.8)$$

- E et H sont respectivement le module d'Young et la dureté ;
 - a et c sont respectivement la mi-diagonale de l'empreinte d'indentation et la longueur de la fissure émanant du coin de l'empreinte mesurée à partir du centre de l'empreinte.

La charge d'indentation est choisie de façon à ce que le rapport c/a soit supérieur à 2,5 afin d'éviter la croissance sous critique des fissures.

7. COMPORTEMENT À L'USURE DE L'ALUMINE

Sous l'action des sollicitations mécaniques et de l'environnement physiologique, certains biomatériaux subissent des endommagements encore mal expliqués et souvent difficiles à interpréter : déformation plastique, arrachement de matière et fissuration. L'amélioration de ces produits ne pourra donc se faire que si une analyse poussée des relations structure-propriétés est réalisée à partir des examens des pièces usées et d'essais de laboratoire proches de la réalité. L'étude du comportement tribologique des biomatériaux à friction employés en orthopédie fait appel à des simulateurs multipostes de l'articulation de la hanche ou du genou (figure I.8b). Ces simulateurs reproduisent des mouvements physiologiques et des intensités de chargement statique ou dynamique représentatif d'un cycle de marche normal (figure I.8a).

Des essais sur simulateur pendulaire ont permis de comparer les coefficients de frottements des couples métal-polyéthylène HD, alumine-polyéthylène HD et alumine-alumine, soit dans une solution de Ringer, soit dans du fluide synovial [33, 34].

Les études du comportement à l'usure des céramiques sont relativement récentes par rapport à celles portant sur les alliages métalliques. Deux aspects de l'usure sont abordés dans la majorité des travaux de recherche [33, 34, 35] :

- L'aspect macroscopique où on relie le comportement à l'usure aux propriétés mécaniques macroscopiques (K_{IC} , $H...$).
- L'aspect microscopique où les effets de la microstructure et de l'environnement sont pris en compte.

Ces deux aspects se complètent pour modéliser au mieux l'usure des céramiques. Trois paramètres intrinsèques sont généralement pris en compte : le module d'Young, la dureté et la ténacité. Par ailleurs si la microstructure agit directement sur les propriétés mécaniques, certaines caractéristiques, comme la porosité, la taille des grains et la nature des joints de grains affectent la résistance à l'usure et dictent le mécanisme d'usure prépondérant. D'un autre côté, l'interface (troisième corps) est un milieu confiné dans lequel les débris sont générés et éliminés après un certain temps. Quand ces débris circulent entre les deux surfaces, les conditions d'usure seront modifiées.

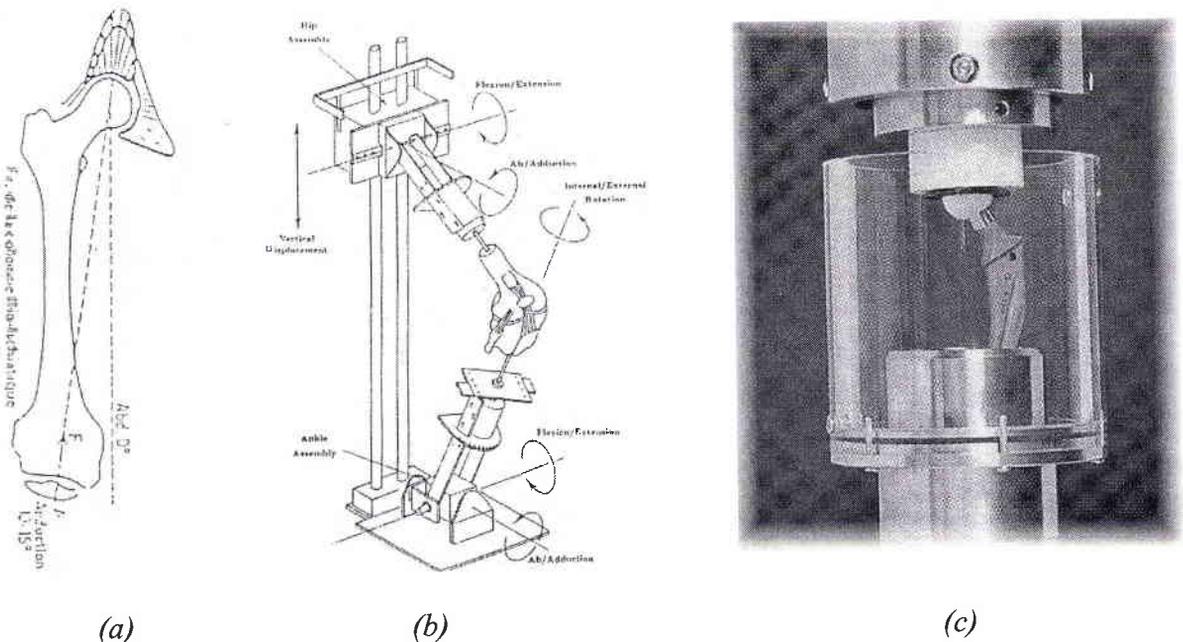


Figure 1.8 :- (a) Caractéristiques de chargement physiologique appliqué à un fémur.
 -(b) Exemple type de simulateurs tribologique pour PTG.
 -(c) Exemple de simulateur pour Prothèse Totale de Hanche.

7.1. Influence de la charge sur l'usure

Pour mieux appréhender les mécanismes de dégradation des biomatériaux par usure, une connaissance des pressions de contact aux niveaux des articulations naturelles (hanche, genou...) est indispensable (figure I.9a). Dans le cas d'une liaison coxo-fémorale, on note que sous l'effet de la charge physiologique (P_P), ce système fonctionne non seulement en raison de la forme ogivale de l'architecture et de l'élasticité du cartilage mais aussi grâce à un coefficient de frottement pratiquement nul de l'articulation naturelle. Selon l'âge et les activités de la personne, la pression de contact garde des valeurs optimales de fonctionnement jusqu'à une certaine limite au-delà de laquelle se manifeste une hyperpression (figure I.9b) de plus en plus forte (activité physique interne chez un athlète...).

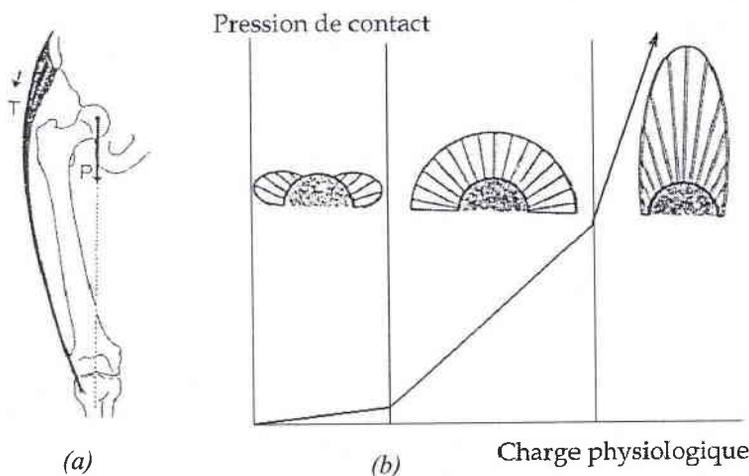


Figure I.9 :

-(a) Définition de la charge physiologique propre à une liaison coxo-fémorale.

-(b) évolution de la pression sur la tête fémorale en fonction de la charge.

La perfection et l'élasticité des liaisons naturelles (cartilage...) entraînent une déformation de la tête du fémur et du cotyle dans la région polaire, et il apparaît une aire de contact circulaire et aplatie. Sur les liaisons artificielles à contact métal-métal, métal-polyéthylène, alumine-polyéthylène, alumine-zircone ou encore alumine-alumine, on constate une perte très sensible de la biofonctionnalité du contact sous l'effet prépondérant de la charge (P). Pour chaque couple de matériau, on définit des tolérances de fonctionnement en régime statique ou dynamique.

Si on définit une charge seuil statique (P_c) entre la déformation plastique et l'apparition des fissures médianes et latérales dans un test d'indentation, on peut aussi définir une charge seuil

dynamique (P_d), séparant deux domaines prépondérants qui définissent le passage de l'abrasion à l'écaillage par augmentation de la charge appliquée (figure I.10).

P_d décroît quand le coefficient d'usure μ augmente pour une même charge normale. Ces observations peuvent être notées à travers l'expression du rapport (P_c / P_d) pour un contact sphère/plan [36].

$$\frac{P_c}{P_d} = \left[1 + \frac{3\pi(4+\nu)}{8(1-2\nu)} \mu \right]^3 \quad (\text{I.9})$$

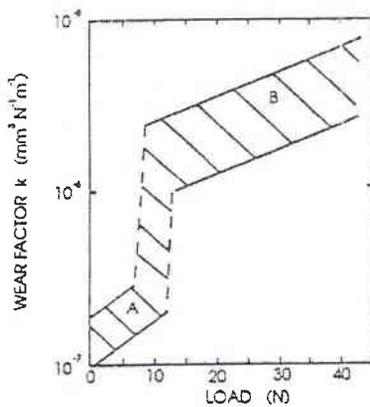


Figure I.10: Taux d'usure en fonction de la charge appliquée (A : usure abrasive, B : usure par écaillage) [38, 39].

Nous constatons d'après les études citées ci-dessus que l'usure devait être faible pour un matériau ayant une dureté et une ténacité élevées. Cependant, une dureté élevée a un effet négatif sur le seuil de fissuration. En effet cette dureté tend à diminuer ce seuil et influe grandement sur le taux d'usure puisque l'usure par écaillage est d'un ordre de grandeur nettement plus élevé que l'usure par abrasion [22]. Ceci conduit, comme le montre le digramme de la figure I.11, à une zone intermédiaire de charge où le matériau le plus dur résiste moins à l'usure pour une charge normale donnée. La solution semble être un compromis entre la dureté et la ténacité.

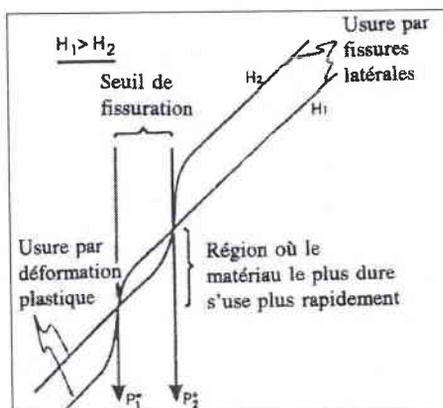


Figure I.11 : Aspect qualitatif de l'usure de deux matériaux de dureté H_1 et H_2 différentes et de ténacité K_{IC} et de rapport (E/H) identiques (présentation sur échelle bi logarithmique) [39, 40].

Sur le plan clinique l'usure progressive des implants cotyloïdiens est responsable d'une ostéolyse progressive du support osseux qui peut conduire à une réintervention chirurgicale même en absence de la fonctionnalité de la liaison. La recherche et le contrôle de cette usure justifient une surveillance clinique et radiologique annuelle des patients porteurs d'implants articulaires.

Le couple alumine-alumine présente actuellement une friction plus faible que celle du couple métal-polyéthylène et du couple alumine-polyéthylène (figure I.12).

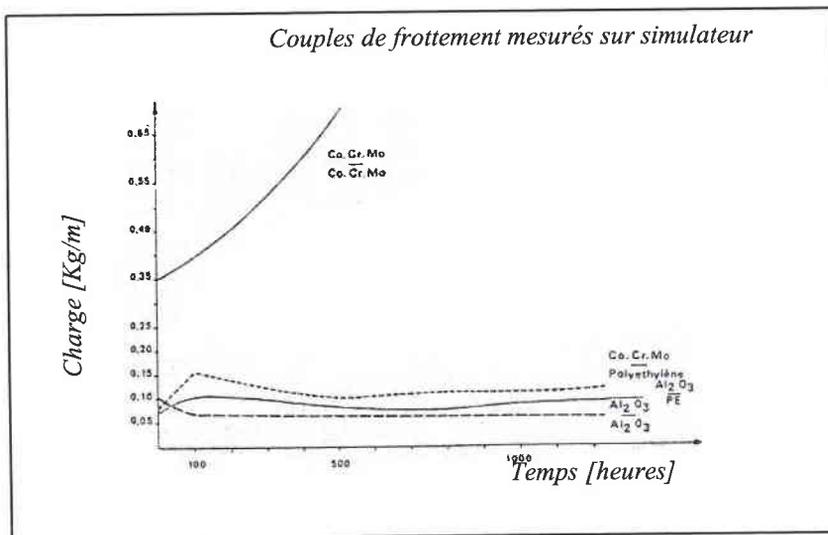


Figure I.12 : Evolution du couple de frottement en fonction du temps pour prothèse P.T.H. à contact métal- polyéthylène, alumine-alumine et alumine- polyéthylène [41].

7.2. Influence de la morphologie des surfaces sur l'usure

Durant la préparation et l'usinage des échantillons, on introduit plusieurs types de défauts telles que des microfissures, des rayures, des arrachements de grains, etc. Il existe différentes méthodes d'usinage des échantillons allant du polissage mécanique sur papier abrasif ou polissage chimique à l'abrasion ionique. Cependant, aucune de ces méthodes ne peut complètement supprimer les perturbations superficielles causées par les opérations d'usinage initiales ou éliminer les effets des contraintes résiduelles [36].

Pour l'usure d'un système céramique-céramique, seule la première étape est affectée par les conditions de surface (figure I.13), puisque le coefficient de frottement et le taux d'usure se

stabilisent après que la couche usinée soit usée et qu'un régime stable soit atteint [39, 42, 43]. Cependant, ce régime permanent n'est pas uniquement dû à la suppression de la couche superficielle mais aussi à la formation d'une couche de débris qui contrôle le coefficient de frottement. Donc un échantillon très bien poli présentera le même taux d'usure qu'un autre qui l'ai beaucoup moins. Ceci voudrait dire qu'il n'est pas toujours nécessaire de bien polir les pièces destinées à fonctionner sous usure.

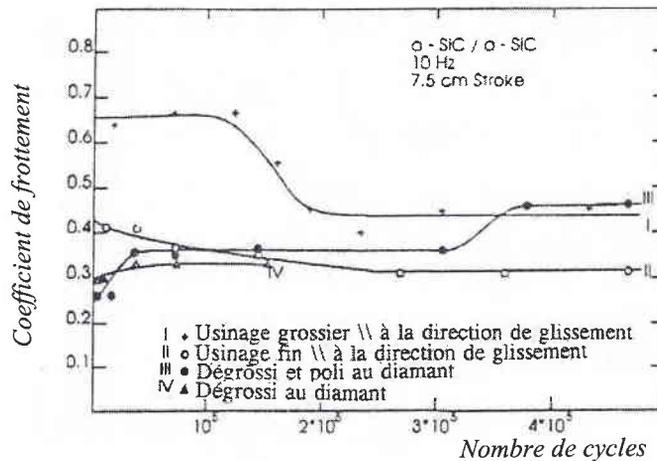


Figure I.13 : Variation du coefficient de frottement pour différents états de surface d'un couple de frottement [41].

7.3. Influence de la porosité sur l'usure

La porosité peut affecter la tenue à l'usure de différentes façons. Elle peut agir comme facteur de concentration de contrainte. Il est donc à l'origine des bandes de glissement et du clivage, ce qui augmente considérablement le taux d'usure. La même porosité peut devenir un obstacle à la propagation des fissures en émoussant la tête de fissure (rayon d'entaille élevé et concentration de contrainte faible). Les fissures se propageant le plus souvent selon les joints de grains, la forme des pores agit donc sur l'amplitude de la concentration des contraintes. Ainsi plus le pore est sphérique moins il concentrera les contraintes.

8. ÉTUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DES CÉRAMIQUES

Pour des applications biomédicales, l'évaluation de la durée de vie des matériaux et des structures en service est capitale. Comme tous les biomatériaux, l'alumine et la zircone sont très sensibles aux phénomènes de fatigue et de propagation sous critique des fissures. Beaucoup de

paramètres de nature intrinsèque et extrinsèque ont un effet direct sur la tenue en fatigue des implants ostéo-articulaires.

En milieu physiologique, l'endommagement sous chargement cyclique peut prendre des formes couplées de fatigue sous corrosion ou de fatigue mécanique pure. Ces types de dommages peuvent s'interagir séparément ou simultanément. Nous présentons dans la suite de cette étude les effets de certains paramètres qui gouvernent la tenue en fatigue des céramiques.

Cependant la connaissance de la nature de la charge physiologique appliquée à l'implant, au cas d'une liaison artificielle, est nécessaire pour un meilleur choix des conditions de chargement en laboratoire : charge maximale, charge moyenne, rapport de chargement, fréquence... Nous prenons le cas de la liaison coxo-fémorale comme exemple significatif.

8.1. Chargement physiologique associé à la liaison coxo-fémorale

Après avoir vu la répartition des pressions de contact pour étudier l'usure de l'articulation rotule coxo-fémorale, nous procédons à l'analyse des charges imposées au niveau de la même liaison artificielle à l'interface os-métal-céramique. Cette analyse nous permet de mieux définir les contraintes mécaniques statiques et cycliques appliquées aux composants fixes et mobiles (articulations) des prothèses à implanter afin d'approcher au mieux les conditions réelles de service.

La liaison ostéo-articulaires est un ensemble fonctionnel qui permet la mobilité d'un segment osseux par rapport à un autre tout en préservant la stabilité de l'ensemble. Les morphologies de ces articulations sont extrêmement variées (énarthroses, trochoïdes, arthroïdes) de façon à préserver au maximum le compromis mobilité - stabilité, les articulations très mobiles sont généralement peu stables.

Au cours de la marche, on enregistre sur l'appareil moteur une redistribution des efforts appliqués au système isolé. Dans le cas de l'appui monopode selon Pauwels, la colonne de la balance (fémur, col et tête fémorales) supporte quatre fois le poids total du corps. L'extrémité interne du bras supporte une fois le poids et l'extrémité externe du fléau supporte trois fois le poids (figure I.14a). Ainsi à chaque pas, la hanche normale supporte quatre fois le poids du corps

soit environ 280 Kg pour un adulte pesant 70 Kg, ce qui représente en soit une force considérable (figure I.14b).

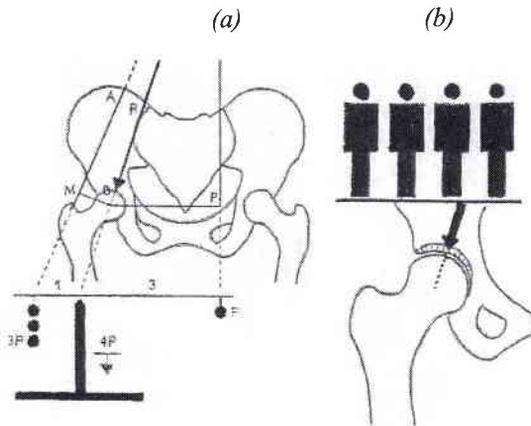


Figure I.14 :

-*(a) Principe de la balance de Pauwels.*

-*(b) estimation de la charge physiologique appliquée à la liaison naturelle coxo-fémorale [44].*

Dans l'analyse du chargement physiologique appliquée à la tête fémorale, on considère que le poids (P) du corps constitue l'action principale du système. Au cours de la marche, des variations de la charge peuvent être ressenties au niveau de chaque liaison de la structure osseuse. Dans ces conditions, on suppose que la structure sera soumise à un vecteur gravitaire (P) appliqué au centre de gravité du corps (figure I.15a).

En appui statique, ce vecteur vertical assure l'équilibre du corps et conduit à un système supposé parfaitement stable. Au cours de la marche, l'action variable (R) est représenté par trois composantes projetées sur les axes X , Y et Z (figures. I.15b et I.15c).

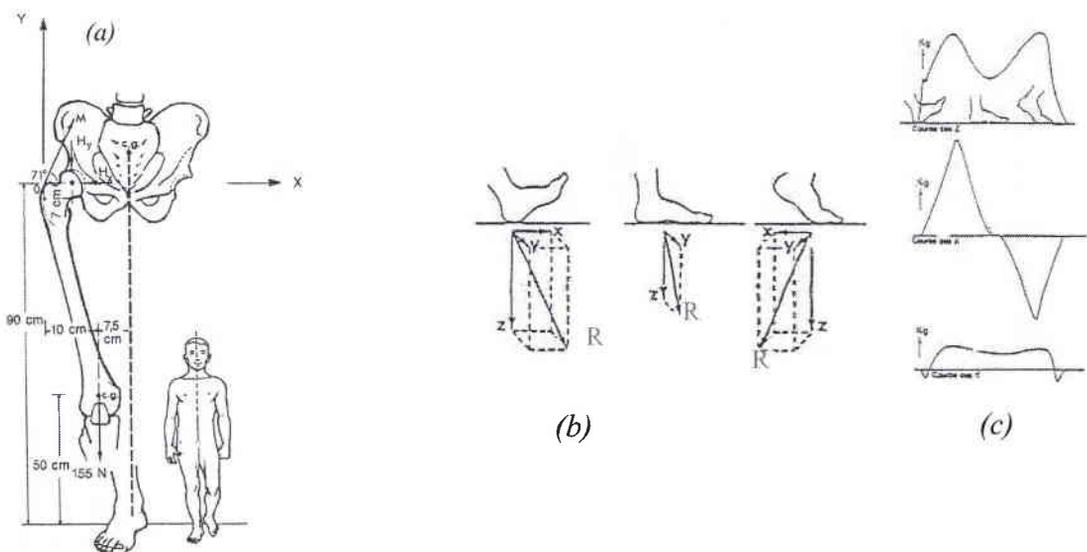


Figure I.15 : -*(a) Modèle d'appui monopode.*

-*(b) Distribution des forces au cours de la marche.*

-*(c) Formes des chargements cycliques qui en résultent suivant les axes X , Y et Z [44].*

Ces composantes à sollicitations cycliques seront prises comme base de départ dans le choix des conditions de chargement à imposer aux cotyles artificiels réalisés en biocéramique. Le chargement le plus sévère sera pris en considération dans la conduite des essais de fatigue sur les biocéramiques.

D'un point de vue clinique, ces différentes réactions au niveau des articulations osseuses sont en grande partie générées par les différents muscles, tels le moyen fessier dans le cas de l'articulation coxo-fémorale, ce qui indique que la prothèse à implanter est souvent soumise à un chargement multiaxial lors de la marche.

La réalisation d'une liaison artificielle doit satisfaire les critères de résistance (fatigue et rupture) et les conditions géométriques d'implantation (angles, diamètres...). Compte tenu du poids du corps, de l'angle d'application de cette charge (environ 16°) et de l'angle cervico-diaphysaire, le fémur est exposé à la force de pression résultant de ces différents facteurs auxquels viennent se superposer des efforts de flexion et de traction (figure I.16).

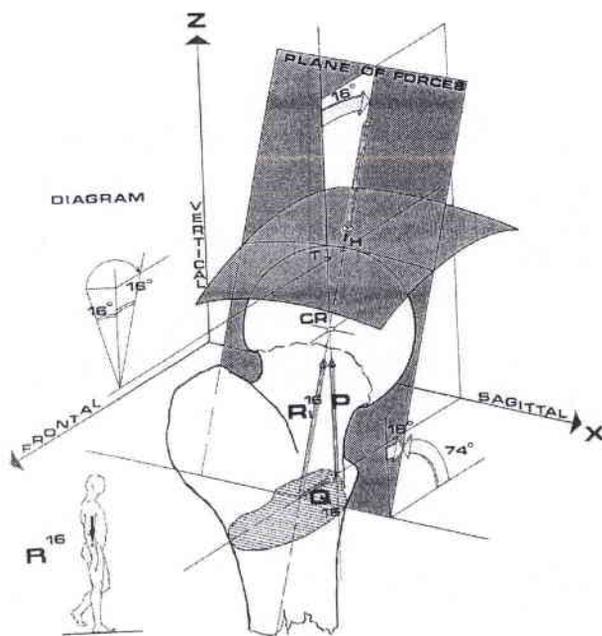


Figure I.16 : Schéma de distribution des chargements physiologiques appliqués à une liaison coxo-fémorale [44].

L'effort de traction dans la zone latérale/proximale du fémur n'est notamment plus appliqué d'une manière naturelle du fait de la résection du col du fémur et du sectionnement de la musculature de traction, qui va de pair avec cette résection après l'implantation d'une prothèse fémorale.

Dans ces conditions, les pronostics concernant la solidité d'ancrage d'une prothèse seront d'autant plus favorables que la charge sera appliquée avec un maximum de ménagements, et que le fémur conservera un optimum de sollicitations physiologiques naturelles.

Dans la situation qui en découle, la biofonctionnalité de la prothèse est un facteur qui joue un rôle essentiel dans la technique opératoire, comme l'insertion de la queue de la prothèse ou la fixation du cotyle. Il faut notamment éviter, en donnant à la prothèse une forme adéquate, d'exposer l'os à des sollicitations trop fortes.

Généralement, dans les conditions normales, le fémur est exposé à des efforts de pression et à des efforts longitudinaux. Ce n'est qu'après l'implantation de la tige de prothèse que l'on voit apparaître des contraintes radiales supplémentaires et des efforts de traction périphérique sur l'os, dans la zone d'insertion de la prothèse dans le fémur (figure I.17a).

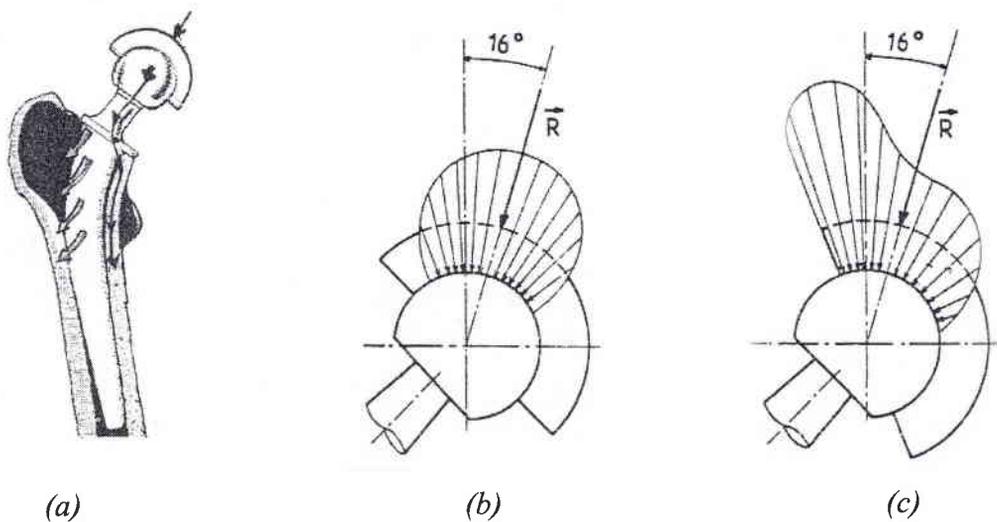


Figure I.17 : -(a) *Modèle de chargement appliqué au cotyle artificiel.*
 -(b,c) *concentration de la charge et distribution de la pression de contact à l'interface cotyle / tête de prothèse pour deux positions de la rotule [45].*

L'intensité de ces efforts radiaux peut augmenter considérablement, si la surface d'appui supérieure n'existait pas (liaison conique). Ces efforts non physiologiques pourraient conduire à l'élargissement du tube osseux.

- Le contact au niveau de la liaison rotule artificielle doit permettre un jeu de fonctionnement (J) conduisant à une force de contact (R) supposée ponctuelle, figure I.16.

- L'ancrage de la queue de la PTH doit assurer un maximum de stabilité pour éviter le problème de descellement et garantir une structure saine de l'os fémoral.

Tous ces paramètres, de nature mécanique, font que la liaison artificielle devait être conçue avec un maximum de soin et de précision pour garantir des durées de vie élevées. Les conduites des essais de fatigue en laboratoire des biocéramiques doivent s'approcher au maximum des conditions de service de ces produits en utilisant des équipements adéquats et une instrumentation de contrôle et de mesure bien adaptés.

8.2. Techniques expérimentales pour essais de fatigue sur les céramiques

Les essais de fatigue sont multiples et variés (fissuration, amorçage, endurance...). Le choix de ces essais dépend en grande partie de la nature et de l'importance des structures à tester (aube, turbine, prothèse...). Dans le cas des biocéramiques, l'étude de la tenue à la fatigue porte de plus en plus sur le comportement à l'amorçage et à la propagation des fissures, pour des conditions de chargement données.

8.2.1. Systèmes de mise en charge pour essais de fatigue sur les céramiques

Dans la pratique, on conduit les essais de fatigue des céramiques sur des machines d'essais universelles, équipées de chaîne d'acquisition, avec des contrôleurs de charge, de déplacement et de déformation. La combinaison de résultats d'essais de laboratoire et de tenu en service (in-vivo) de la biocéramique fournit des réponses fiables sur la résistance de ce matériau à la fatigue.

8.2.2. Critères de choix des éprouvettes pour essais de fatigue sur les céramiques

Les éprouvettes utilisées pour les essais sont fonction de la nature de la céramique à tester et des paramètres à contrôler (endurance, fatigue oligocyclique, propagation des fissures...). L'étude de la propagation et de l'amorçage des fissures fait intervenir des éprouvettes normalisées de formes et de dimensions variées (figure I.18).

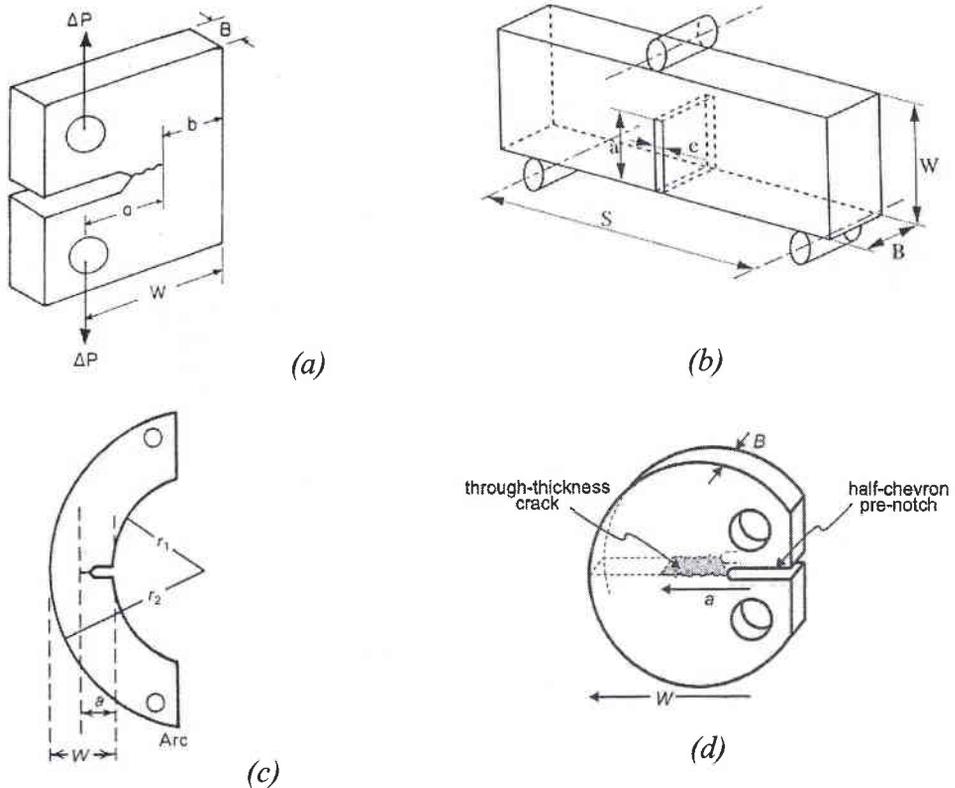


Figure I.18 : -(a) Géométrie des éprouvettes CT -(b) Eprouvettes de flexion trois points employées pour la conduite des essais de fatigue-(c) Géométrie des éprouvettes AT. -(d) Eprouvettes DCT utilisées pour l'étude de la propagation des fissures de fatigue [46].

Dans le cas des éprouvettes de faibles épaisseurs [42, 47-53], les éprouvettes (CT) sont couramment utilisées pour quantifier la ténacité K_{IC} et mesurer l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

L'étude des fissures courtes fait appel à des éprouvettes de flexion trois ou quatre points. Ce genre d'éprouvette semble être mieux adapté à l'analyse de l'ouverture au fond de fissure. D'autres formes d'éprouvettes du type AT (Arc-shaped Tension) ou du type DCT (Disc-shaped Compact Tension) sont aussi employées dans l'étude de la propagation des fissures de fatigue (figure I.18c et I.18d). Ces éprouvettes ont des géométries et des fonctions de forme proches des structures à tester (réservoirs, tubes, disques, cotyles...).

Pour les essais de fatigue sur céramique, les recherches bibliographiques [47-53] montrent que les éprouvettes des types CT et DCT (figures I.18a et I.18d) sont employées pour l'étude de la propagation des fissures de fatigue. Les auteurs [54-58] ont utilisé des éprouvettes de largeur $W=28 \text{ mm}$ et d'épaisseur $B=3,3 \text{ mm}$. Vu la forme et la taille du cotyle en céramique à réaliser,

nous pensons que l'éprouvette AT (figure I.18c) peut être un modèle qui s'adapte le mieux aux essais de fissuration par fatigue pour le cotyle pris dans une configuration de chargement supposée unidirectionnelle. Dans la réalité le cotyle est soumis à un chargement triaxial lors de la marche, figure I.17. Par ailleurs, l'étude de l'amorçage des fissures sur les céramiques de recouvrement HAC (queues des Prothèses Totale de Hanche) fait appel à des éprouvettes de flexion trois ou quatre points (figure I.18b).

8.2.3. Techniques de mesure de la propagation des fissures de fatigue sur les céramiques

Pour détecter, contrôler et suivre la propagation des fissures de fatigue, plusieurs techniques expérimentales sont utilisées dont les plus connues sont les suivantes :

- La méthode de chute de potentiel.
- La méthode optique.
- La méthode de la jauge de fissuration.
- La méthode par ultrasons.

a) Méthode de chute de potentiel

Cette méthode est couramment utilisée pour la mesure des longueurs de fissure a sur des céramiques [59, 60, 61]. Elle consiste à mettre un dépôt de cuivre sur la céramique à tester, puis faire circuler un courant électrique d'intensité I entre deux points situés de part et d'autre du plan de fissuration (figure I.19). La résistance de la pièce dépend de la surface conductrice de courant entre la partie supérieure et la partie inférieure de l'éprouvette, donc de la longueur de fissure a .

Dans le cas où l'intensité du courant reste constante, la différence de potentiel entre deux points de mesure situés de part et d'autre de la fissure donnera une mesure de la résistance issue de la loi d'Ohm $\Delta V = I \cdot \Delta R$ avec $R = \rho \frac{l}{s}$.

ΔR étant inversement proportionnelle à la surface non rompue. On peut donc établir une relation entre la longueur de fissure a et la chute de potentiel (ΔV) (Potential Drop).

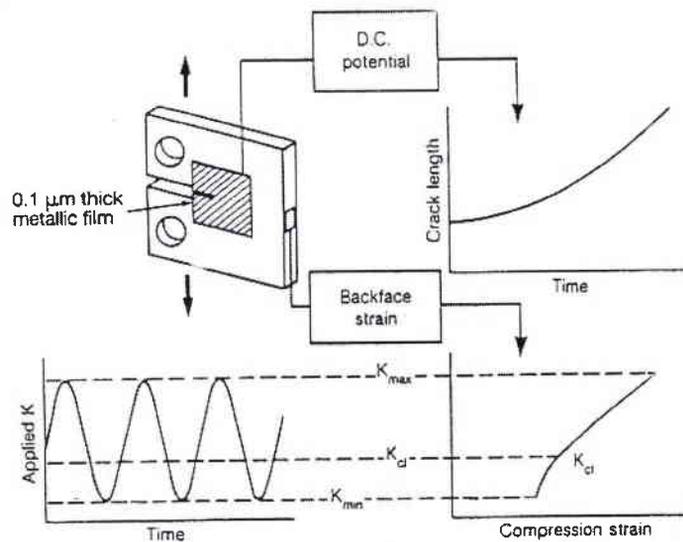


Figure I.19 : Exemple type de technique expérimentale utilisée pour la mesure de longueur de fissure sur éprouvette (CT) sous chargement cyclique [48, 49, 57, 58, 62].

b) Méthode Optique

C'est une technique visuelle très utilisée pour sa simplicité. La méthode optique permet de lire directement la longueur a de la fissure à l'aide d'une lunette optique ou d'une mini-caméra de haute résolution sur une face polie de l'éprouvette. L'erreur de mesure de a est de l'ordre de quelques centièmes de millimètres [63, 64].

c) Méthode de la jauge de fissuration

Cette méthode utilise des résistances électriques spéciales dites Jauges de fissuration. Cette technique est préférée dès que l'endroit de la fissure est difficile à localiser, c'est le cas des structures mécano-soudées ou des structures subissant des chargements multiaxiaux provoquant des bifurcations des fissures dans des plans arbitraires [63, 64, 65].

d) Méthode par ultrasons

La méthode par ultrasons utilise la réponse des ondes ultrasonores transmises à l'aide d'une sonde émettrice d'ondes élastiques à travers une éprouvette fissurée et un récepteur de signal. La

figure I.20 montre le schéma de principe de la technique. Son avantage réside dans son aspect non destructif et la localisation de la fissure a quelle que soit la complexité de la structure à contrôler.

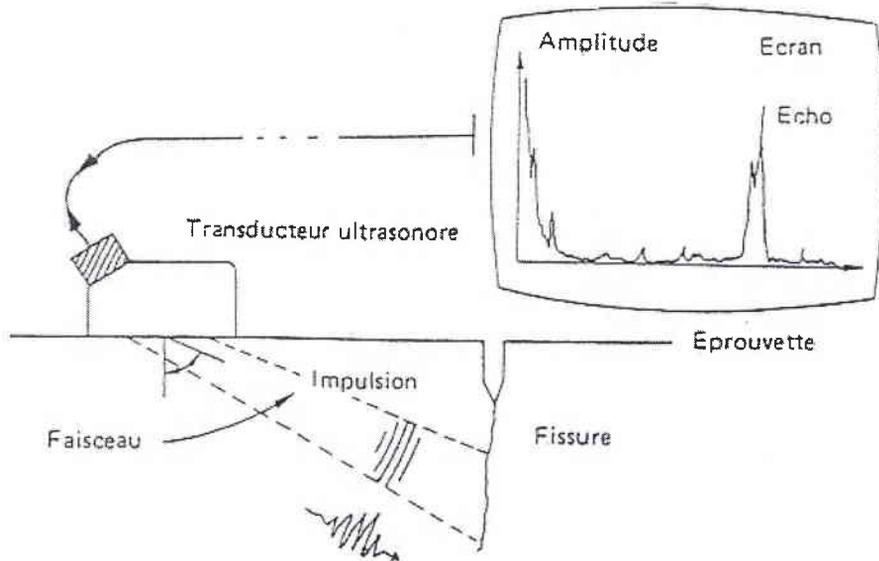


Figure I.20 : *Principe de la chaîne de mesure et de contrôle des fissures de fatigue par ultrasons (Méthode non destructive).*

La méthode des ultrasons est utilisée dans le contrôle postopératoire de certains implants orthopédiques à haut risque de rupture et de fissuration dans le cas des plaques d'ostéosynthèse à compression dynamique (figure I.21).

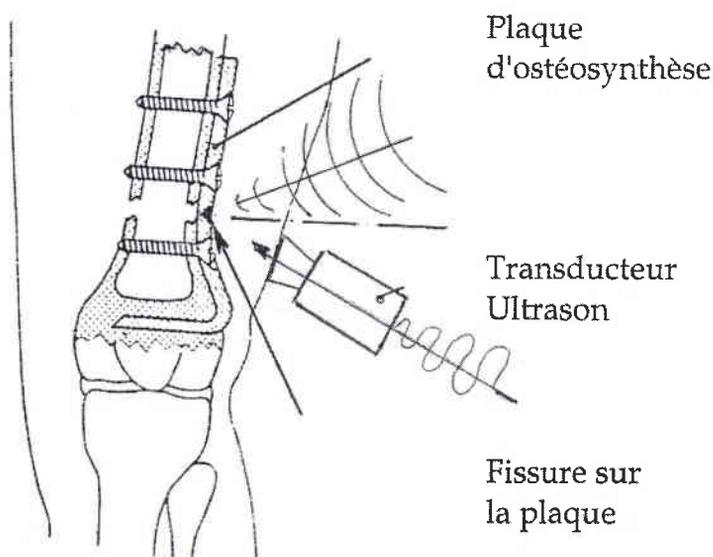


Figure I.21 : *Principe de la technique de détection de fissures par ultrasons sur plaque d'ostéosynthèse (Méthode non destructive).*

L'étude du comportement en fatigue des biomatériaux en général et des biocéramiques en particulier montre qu'on fait appel à des paramètres très divers et des techniques de mesure et de contrôle très variées. L'agressivité du milieu physiologique et la complexité des chargements imposés aux composants d'implants ostéo-articulaires (métalliques ou céramiques) font que ces biomatériaux doivent avoir une bonne tenue à la fatigue sous toutes ses formes :

- tenue à la fatigue sous corrosion ;
- endurance en fatigue ;
- tenue à la fissuration.

8.3. Tenue à la fatigue sous corrosion des céramiques

On rencontre très fréquemment la fatigue-corrosion sur des pièces travaillant dans des conditions assez peu agressives en apparence. Ce phénomène n'est pas rencontré sur la céramique puisqu'elle se présente sous la forme la plus oxydée (l'alumine (Al_2O_3) et la zircon (ZrO_2)). Comparativement aux matériaux métalliques, les céramiques présentent un taux d'oxydation très lent comme le montre le schéma de la figure I.22.

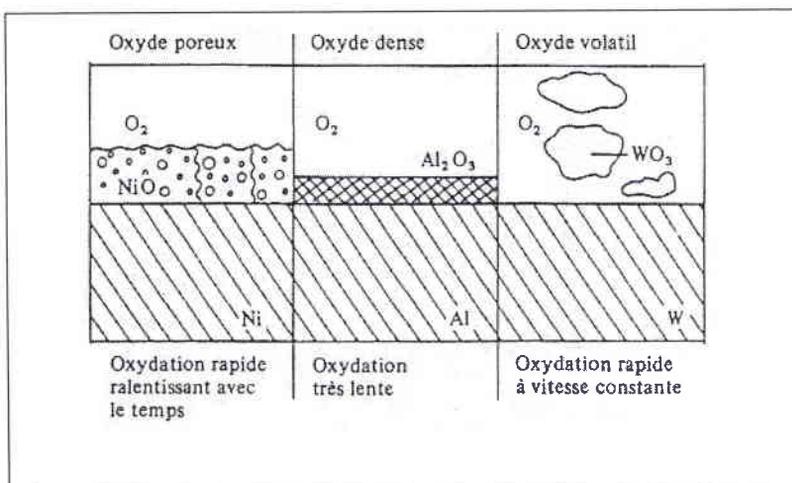


Figure I.22 : Aspect comparatif sur le comportement à l'oxydation de l'alumine (Al_2O_3) par rapport aux autres oxydes.

Généralement les céramiques sont stables et ont une bonne résistance à la corrosion. Néanmoins, certains types de céramique (céramique poreuse ou de recouvrement) sont plus vulnérables aux actions combinées de fatigue-corrosion. La réaction d'oxydation probable de ces céramiques peut être catalysée par l'influence de certains agents à pH élevé (acides) susceptibles de circuler dans le milieu physiologique (corps humain). Peu de résultats dans la littérature portent sur la fatigue-corrosion des céramiques.

8.4. Endurance en fatigue des céramiques

Les essais d'endurance consistent à soumettre le matériau de type céramique à des efforts de chargement périodiques, à amplitude contrôlée et à noter le nombre de cycles (N) ou le temps à rupture (t). Les résultats de ces essais sont obtenus sous forme de courbe dite courbe de Wöhler, où on peut définir la limite de fatigue du matériau testé. Les diagrammes des figures I.23a, I.23b et I.26 représentent l'évolution de l'amplitude maximale de la contrainte appliquée en fonction du temps pour trois types de biocéramiques : l'alumine I à 99,5% d'alumine pur, l'alumine II à 99,99% d'alumine pur et l'alumine-zircone testées toutes en mode de chargement statique et cyclique en flexion quatre points et à une fréquence de 10 Hz.

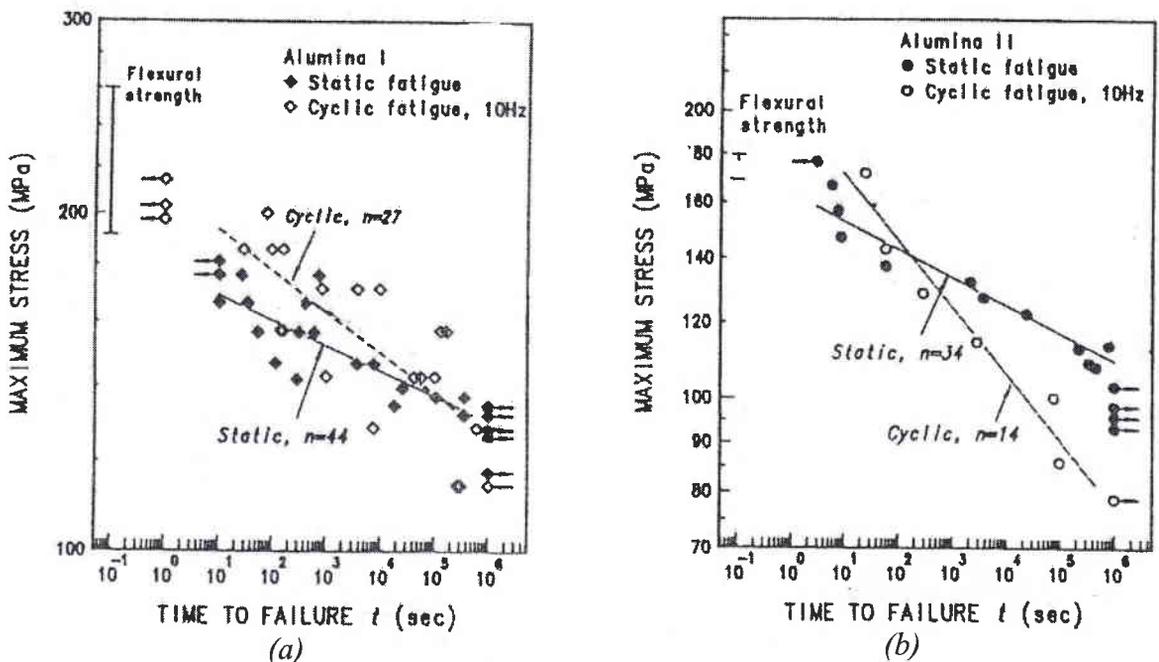


Figure I.23 : - (a) Courbes d'endurance et évolution de la contrainte normale à la rupture en fonction du temps, pour une alumine I de densité 99,50%.
- (b) pour une alumine II de densité 99,99% [67].

D'après les données des figures 23a et 23b, nous observons que l'alumine I a une endurance plus élevée que celle de l'alumine II. Ceci montre le rôle prépondérant que peut jouer la microstructure sur la tenue en fatigue des aluminés. La fatigue "statique" ou "cyclique", caractérisée respectivement par σ_{max} et $\Delta\sigma$, est fonction de la qualité du frittage appliqué aux éprouvettes à tester (taille des pores ...).

Une alumine dense et bien frittée présente une porosité très réduite et des joints de grains stables et plus étendus (figure I.24). Le renforcement des liaisons de cohésion entre les grains donne une meilleure résistance mécanique à l'alumine mais aussi une forte densité (poids) toujours recherchée pour les applications orthopédiques. Avec les procédés de frittage employés actuellement, la fraction de volume poreux peut descendre en dessous de 0.05%. Ceci permet de garantir des résistances à la flexion de l'alumine qui dépassent 100 MPa (figure I.25). Pour des porosités élevées, la résistance à la flexion peut chuter en dessous de 50 MPa.

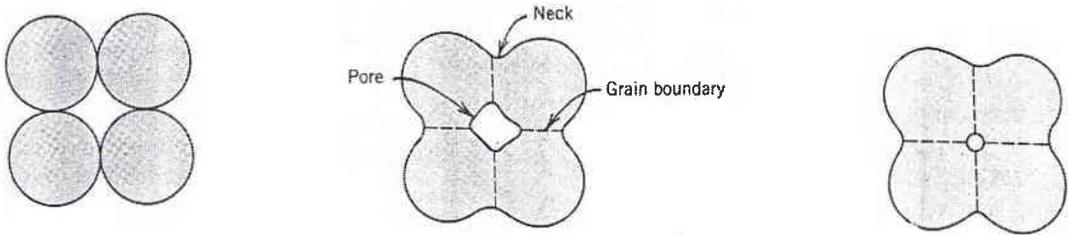


Figure I.24 : Principe de réduction du volume de porosité sur l'alumine dense et caractéristique des joints de grains après frittage [22].

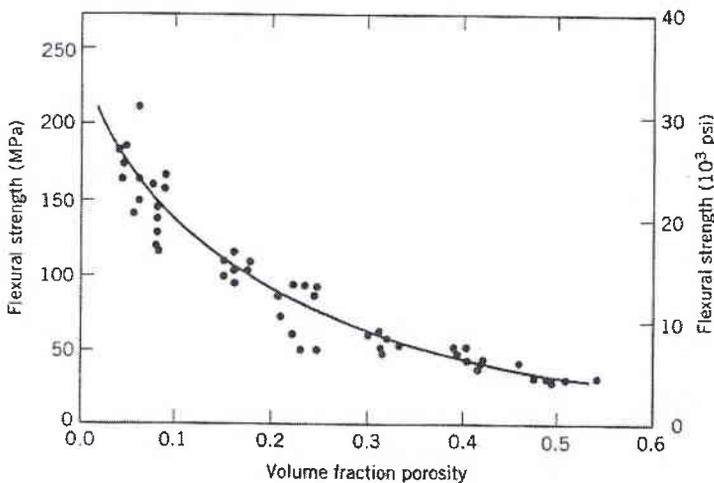


Figure I.25 : Evolution de la résistance à la flexion de l'alumine (Al_2O_3) en fonction de la fraction volumique de porosité [68].

L'ajout de la zircone comme élément stabilisateur peut apporter une nette amélioration des propriétés mécaniques en général et de la limite d'endurance en particulier de ces produits (figure I.26). Pour des ruptures par fatigue stable (cyclique) ou instable (statique), l'exposant n caractérisant l'activation de la rupture, prend des valeurs très variées pour les différents types de biocéramiques. Cet exposant peut être très élevé pour une céramique à base de silice (SiC) réputée pour sa grande fragilité (figure I.27).

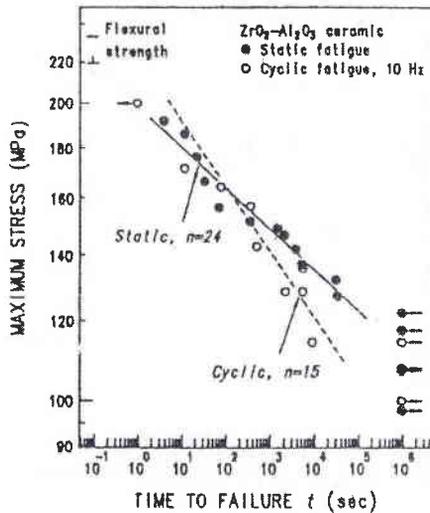


Figure I.26 : Courbes d'endurance et évolution de la contrainte maximale à la rupture enregistrées sur zircone-alumine [67].

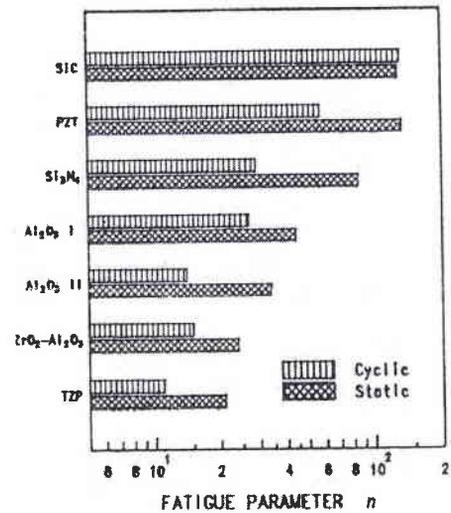


Figure I.27 : Evolution de l'exposant (n) paramètre caractéristique de la croissance de fissure pour des ruptures stables (cyclique) ou instables (statique). [67].

8.5. Tenue à la fissuration des céramiques

Les récentes recherches sur les céramiques frittées ont surtout visé l'amélioration de la contrainte à la rupture et l'augmentation de la déformation à rupture beaucoup trop faible ($<0,1\%$). Deux approches principales semblent évidentes : d'une part optimiser les technologies de fabrication afin d'éliminer les défauts (pores, inclusions) et d'autre part augmenter la ténacité de ces matériaux : recherche vers les composites fibreux et les matériaux à phases dispersées, par exemple par ajouts de particules métalliques. Par ailleurs, les conditions de fonctionnement en milieu physiologique font que les implants en céramique ou autres matériaux sont souvent soumis à des chargements complexes de type fatigue-contact et de nature biaxiale ou triaxiale (figure I.28).

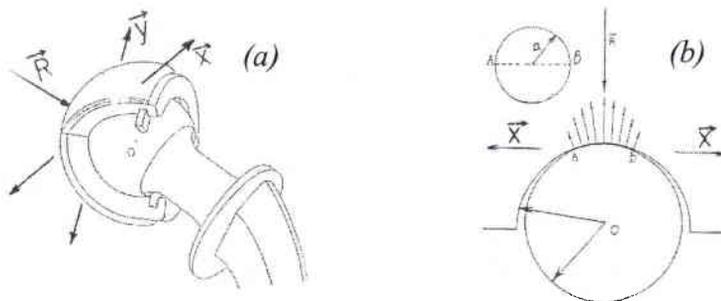


Figure I.28 : -(a) Principe de chargement triaxial appliqué au cotyle en céramique. -(b) localisation de la zone de contact soumise à la fatigue-contact.

Ces configurations de chargement à contact "rigide" céramique-céramique en milieu physiologique peuvent à la longue limiter les performances du système (prothèse) et affecter le milieu environnant. En effet, sous chargement multiaxial, la durée de vie d'une structure a tendance à être plus faible. De même le contact céramique-céramique entre la tête de la prothèse et le cotyle (figure I.28b) peut à la longue libérer par abrasion des micro-particules d'oxyde d'alumine ou de zirconne susceptibles d'être absorbées par l'organisme (paragraphe 2.1).

La conduite d'essais de fatigue en laboratoire devrait tenir compte de tous ces paramètres. En ce qui concerne les essais de fissuration sur les céramiques, le mode I de rupture, supposé être le mode le plus dangereux, pourra apporter certaines solution aux problèmes de rupture de cette céramique. Pour simplifier le problème sur le plan expérimental, il est admis que les chargements unidirectionnels appliqués à des éprouvettes planes de type CT, DCT ou de flexion peuvent reproduire totalement ou partiellement les conditions réelles de chargement. Ces éprouvettes peuvent être lisses (essais d'endurance) ou présente des entailles appropriées (essais de fissuration) comme le montrent schématiquement les dessins des figures I.29a et I.29b. la solution finale du problème peut être une combinaison de plusieurs essais.

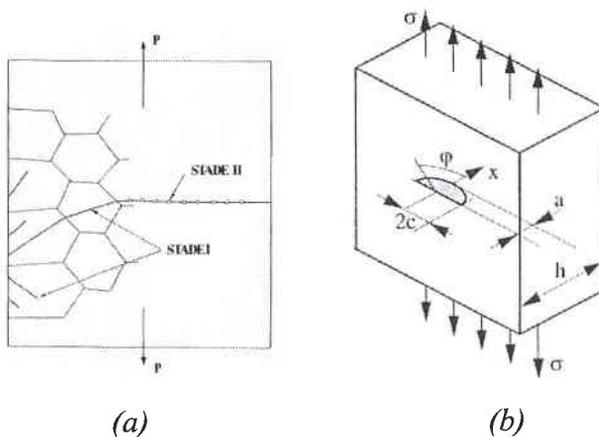


Figure I.29 :
 -(a) Etapes d'amorçage et de propagation de fissure sous chargement unidirectionnel.
 -(b) Exemple d'entaille de forme elliptique sur éprouvette plate.

8.5.1. Mécanisme de rupture fragile

Pour mieux comprendre les mécanismes de ruptures qui peuvent apparaître sur les implants, rappelons que la présence de pores, de microfissures ou de précurseurs de microfissures (ex: inclusions) a pour conséquence, l'existence d'une contrainte de rupture de la céramique très inférieure à celle calculée à partir de considérations théoriques. L'approche

thermodynamique due à Griffith et Irwin permet d'estimer la valeur de la contrainte à rupture à partir de la formule suivante :

$$\sigma = A \sqrt{\frac{2\gamma E}{C}} \quad (\text{I.10})$$

où A : constante géométrique γ : énergie de rupture
 E : module d'élasticité C : taille du défaut initiateur de rupture

Plus simplement, on peut exprimer cette relation par:

$$\sigma = \frac{A K_c}{\sqrt{C}} \quad (\text{I.11})$$

où $K_c = \sqrt{2\gamma E}$ est le facteur d'intensité critique de contraintes.

Lorsque la fissure est sollicitée perpendiculairement à son plan, la propagation de fissure jusqu'à la rupture instable est définie par K_{IC} .

Cette formule nous montre que l'amélioration de la contrainte de rupture des céramiques frittées exige :

- qu'on diminue la taille des défauts, voire les éliminer. Ces défauts se trouvent soit à l'intérieur des pièces : microfissures, porosités, inclusions... soit en surface et proviennent de l'usinage, de la rectification ou du polissage ;
- qu'on augmente l'énergie de rupture (γ) par l'ajout d'un autre composant plus ductile (Zircone, Titane, Nickel...).

Les facteurs K_c ou γ constituent des paramètres intrinsèques de mesure de ténacité du matériau céramique (Al_2O_3 , ZrO_2), considéré comme fragile.

La rupture fragile peut être associée à un clivage ou à une rupture inter-granulaire (figure I.30). L'effet de triaxialité de contrainte peut activer ces mécanismes de rupture. On peut justifier les variations de résistance à la rupture sur la base de la dimension des fissures critiques. En effet, un grain de céramique ne peut contenir des fissures plus longues que sa taille.

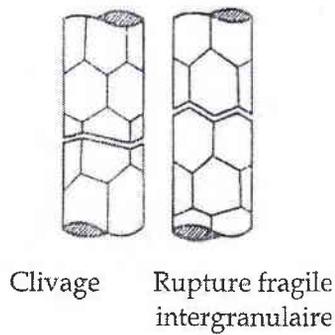


Figure I.30 : Schéma de principe de rupture fragile sur poly cristal (céramique) [47].

Dans le cas des biocéramiques de type Al_2O_3 et ZrO_2 , l'absence de déformation plastique confinée en bout de fissure fait que le rayon à fond de fissure est très faible et le facteur de concentration des contraintes (k_T) est élevé (figure I.31a). La croissance de la fissure, dans ce cas, peut être contrôlée par le facteur d'intensité de contraintes maximal K_{max} en mode statique (instable). Dans le cas des biomatériaux métalliques (316L, Titane, Nickel ...) la déformation plastique en bout de fissure entraîne une augmentation du rayon de courbure à fond de fissure, et une diminution du facteur de concentration des contraintes (figure I.31b).

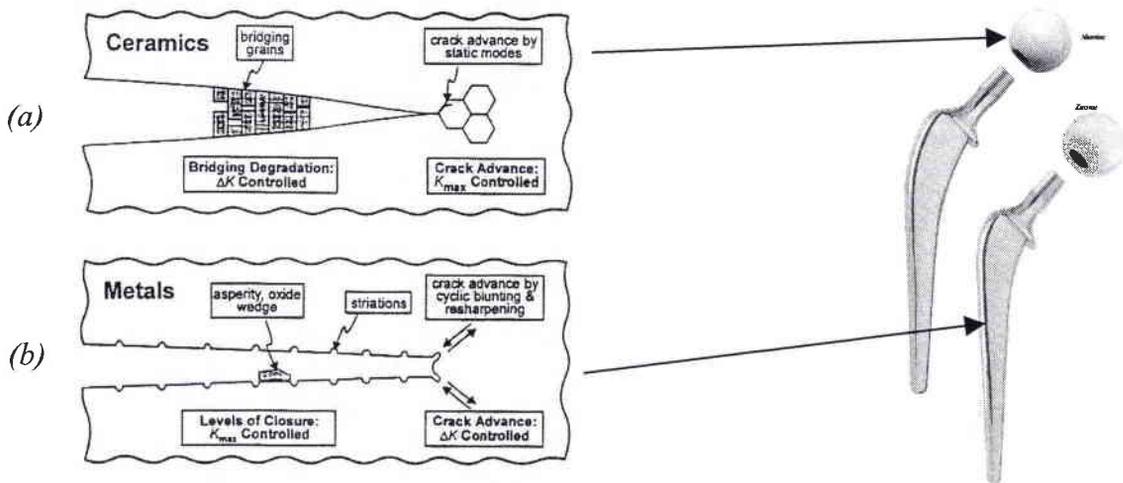


Figure I.31 : Illustration schématique des paramètres intrinsèques et extrinsèques qui contrôlent la fissuration par fatigue sur (a) la céramique (b) l'acier inoxydable 316L employé dans la conception d'une prothèse totale de la hanche [48, 53, 90].

L'émoussement de la pointe de fissure fait que la rupture est plus stable, c'est à dire une vitesse de propagation est plus faible contrôlée à l'aide de l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK ou de l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes effectif ΔK_{eff} .

8.5.2. Modèles de propagation des fissures de fatigue

Sous chargement cyclique et avant la rupture finale (instable), un matériau ductile ou fragile passe par trois régimes distincts et représentatifs sa résistance à la fissuration (figure I.32). Ces trois régimes sont associés au seuil de non-fissuration (A), à la propagation stable (B) et à la rupture instable (C). La description générale des diagrammes de fissuration fait intervenir la variation de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction du facteur d'intensité de contrainte nominale ($\Delta K = K_{max} - K_{min}$). Le taux de croissance de fissure, outre le facteur (ΔK), fait intervenir plusieurs autres paramètres tels le rapport de chargement ($R = K_{min} / K_{max}$), le facteur d'intensité de contraintes maximales (K_{max}), l'environnement, le type de chargement, la fréquence...

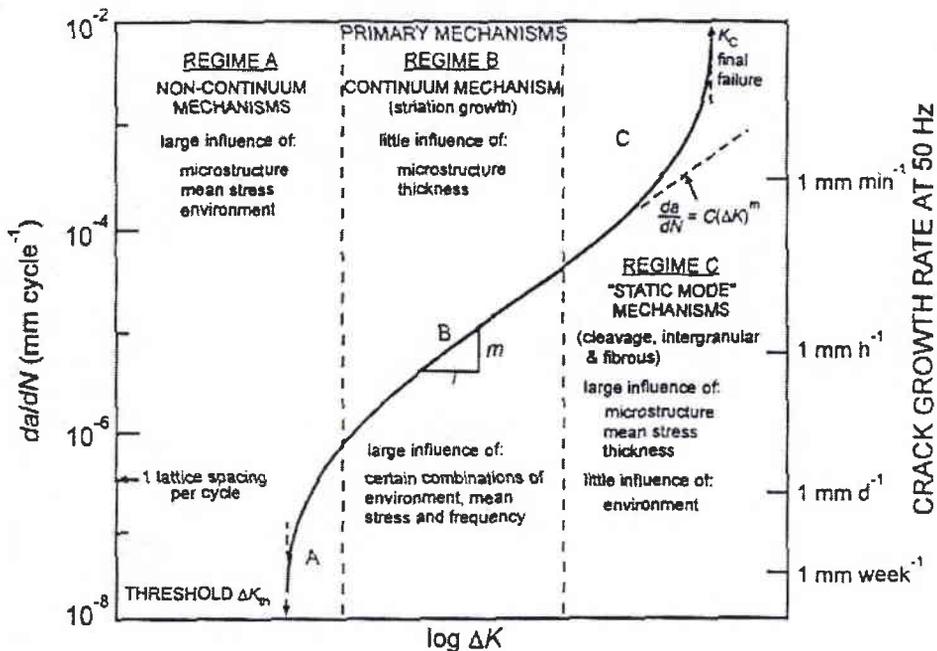


Figure I.32 : Schéma représentatif des trois domaines (A,B et C) caractérisant la propagation de fissure (da/dN) en fonction du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) [47].

Le nombre élevé de ces paramètres fait que les modèles de contrôle de la fissuration sur matériaux ductiles ou fragiles sont aussi multiples et variés. Ces modèles sont basés sur l'évolution du facteur d'intensité de contraintes (ΔK) et sur le comportement de l'ouverture en fond de fissure ($CTOD$) [69], par une description de la fermeture par le biais du facteur (ΔK_{eff}) ou par une analyse énergétique basée sur le comportement de l'intégrale de Rice (ΔJ) sous chargement cyclique.

8.5.3. Modèle de propagation basé sur l'évolution de (ΔK) et de (K_{max})

Pour des vitesses de propagation comprises entre 10^{-9} et 10^{-6} m/cycle (Régime B), Paris [70] propose une loi de fissuration basée sur une approche phénoménologique globale définie par l'équation qui relie la vitesse de propagation de fissure (da/dN) à la variation du facteur d'intensité de contraintes (K) :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (\text{I.12})$$

C et m deux facteurs caractéristiques du matériau.

La caractérisation de la fissuration de plusieurs types de matériaux (ductiles ou fragiles) à partir de l'équation de Paris a donné d'assez bons résultats en général, comme le montrent les diagrammes de la figure I.33. Nous observons sur ces diagrammes plusieurs comportements variés et très divers. Certains de ces matériaux sont employés dans l'industrie biomédicale (Al_2O_3 , ZrO_2 ...), dans l'industrie nucléaire (Acier inox-304...) ou dans l'industrie aéronautique (alliage d'aluminium 2090-T8, Al-Li...). Ces variations dépendent en grande partie de la microstructure et des procédés de mise en œuvre des matériaux. Certains de ces matériaux (Al_2O_3+SiC) sont fragiles et ne présentent pas de seuil de non-fissuration en comparaison avec l'alliage d'aluminium 2090-T8 ou l'alliage d'aluminium-lithium.

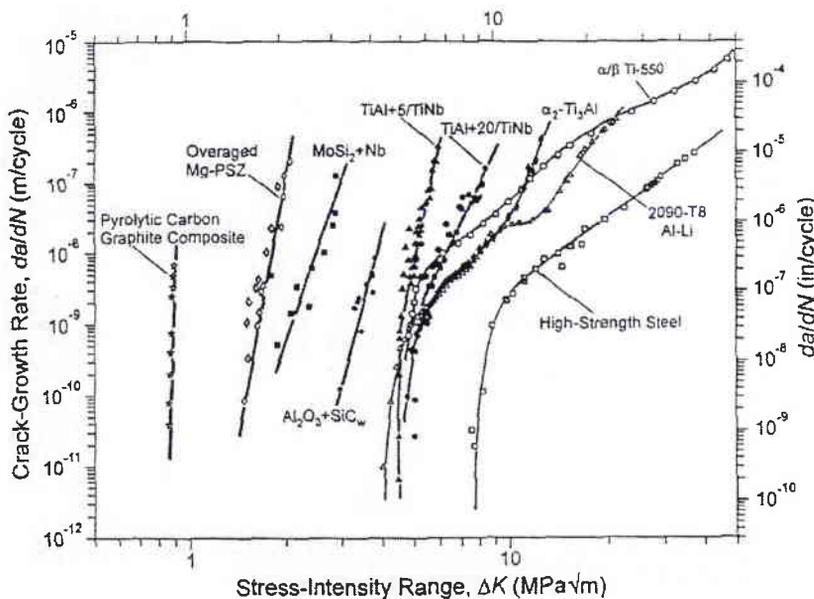


Figure I.33 : Exemple de courbes de fissuration ($da/dN - \Delta K$) enregistrées sur des matériaux de types fragiles ou ductiles [47].

Des travaux plus récents, sur le comportement des céramiques à la fatigue par fissuration [51, 52, 53] (Badrinarayanan et al 1996, Compbelle et al, 1998, Bloyer et al 1997), ont modifié le modèle de Paris-Erdogan en intégrant le facteur (K_{max}). Les auteurs prennent en compte l'effet statique (instable) ou cyclique (stable) de la rupture pour proposer un modèle plus général et représentatif d'une fissuration d'un matériau fragile (Al_2O_3 , ZrO_2 , $SiO_2...$) ou ductile (316L, Titane, Nickel...). Ce modèle est exprimé par la relation :

$$\frac{da}{dN} = C' (\Delta K)^p (K_{max})^n \quad (I.13)$$

C' , p et n sont des facteurs caractéristiques du matériau.

L'intérêt de ce modèle repose sur deux points essentiels :

- prise en compte indirecte du rapport de chargement R par le biais du facteur K_{max} ;
- indication systématique sur les caractéristiques fragiles ou ductiles du matériau à tester en comparant les valeurs des exposants n et p .

Selon les données de ce modèle, une rupture ductile est caractérisée par ($n \ll p$) et une rupture fragile par ($n \gg p$) comme le montre schématiquement les dessins des figure I.34.

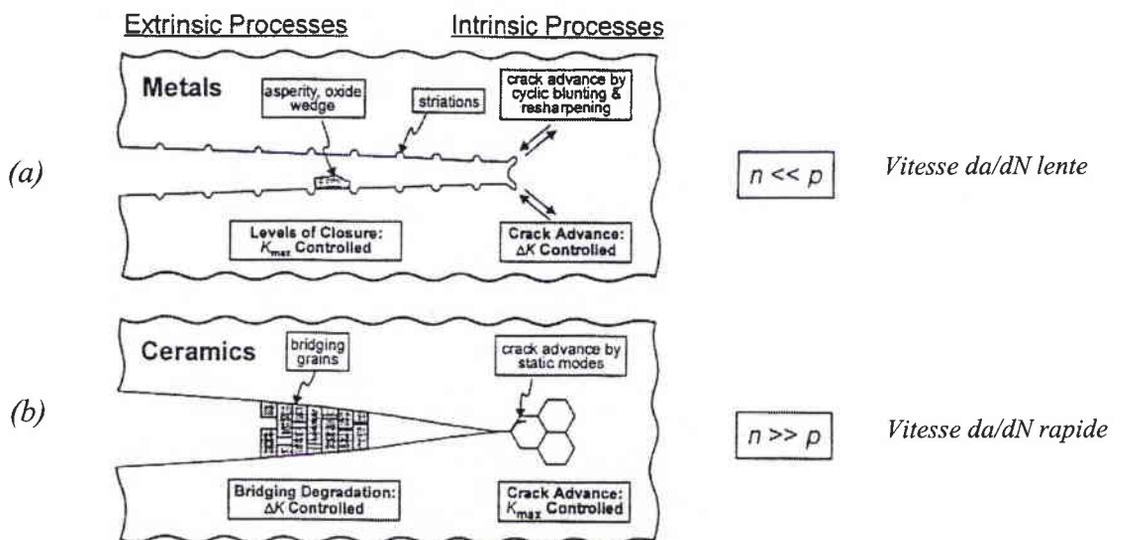


Figure I.34 : Aspects comparatifs des exposants n et P relatifs à des ruptures de nature ductiles (a) ou fragiles (b) [47].

8.5.4. Déformation plastique en bout de fissure

En sollicitation en mode I, l'état de contraintes et de déformations au voisinage immédiat de la pointe de la fissure est donné par les équations de Westergaard obtenues à partir des équations générales d'élasticité :

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \left(\sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{zz} &= \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad \text{et} \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0\end{aligned}\tag{I.14}$$

K_I : facteur d'intensité de contraintes en mode I de rupture.

r, θ : coordonnées polaires d'un point M en amont de la pointe de la fissure.

$$\begin{aligned}u &= \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right] \\ v &= \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left[2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right] \\ w &= 0\end{aligned}\tag{I.15}$$

En réalité, c'est à une distance r_c en avant du front de fissure que la rupture trouve un site d'amorçage privilégié ; la contrainte σ_{yy} atteignant sa valeur maximale, σ_{Max} (figure I. 35).

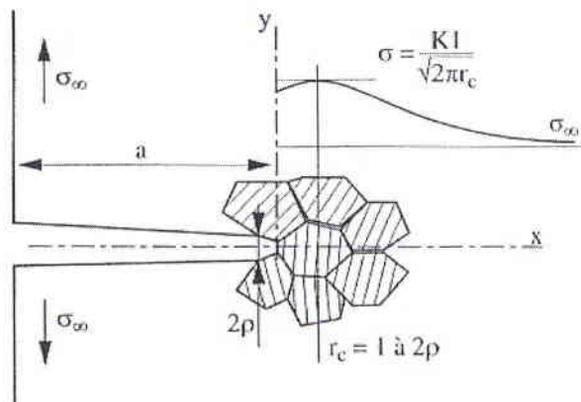


Figure I.35 : Profil de la contrainte normale σ_{yy} au voisinage du front de fissuration.

En mode I de rupture et en configuration de contraintes planes ($\sigma_{zz} = 0$), la seule composante active est σ_{yy} .

Pour $\theta = 0$, on aura :

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (I.16)$$

Selon l'intensité de chargement, la contrainte σ_{yy} atteindra localement la limite d'élasticité du matériau, jusqu'à la création d'une zone plastifiée en bout de fissure définie par :

$$\sigma_{yy} = R_e = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad \Rightarrow \quad r_y = \left(\frac{1}{2\pi}\right) \cdot \left(\frac{K_I}{R_e}\right)^2 \quad (I.17)$$

Irwin définit ainsi le rayon (r_y) d'une zone plastifiée en bout de fissure en mode I de chargement sur plaque mince (contraintes planes) et en faisant l'hypothèse que la zone plastifiée est circulaire.

Pour le mode II on obtient les équations suivantes:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{yy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \\ \tau_{xy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{zz} &= \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad \text{et} \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \end{aligned} \quad (I.18)$$

$$\begin{aligned} u &= \frac{K_{II}}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left[2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2}\right] \\ v &= \frac{K_{II}}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left[-1 + 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2}\right] \\ w &= 0 \end{aligned} \quad (I.19)$$

Dans ces relations, G est le module d'élasticité de cisaillement, ν coefficient de Poisson. G et ν sont reliés au module d'Young par la relation : $2 \cdot G \cdot (1 + \nu) = E$

8.5.5. Influence du rapport de contraintes R sur la propagation des fissures de fatigue dans le cas des céramiques

Le rapport de charge ($R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$) est le paramètre le plus influent sur la vitesse de fissuration et sur le seuil de propagation. C'est ainsi qu'un intérêt tout particulier a été accordé par Ritchie à son influence [48, 51, 70].

Les figures I.36a et I.36b rendent compte de l'évolution de la courbe de fissuration sous l'effet du rapport de contrainte (R) sur des céramiques [71, 72].

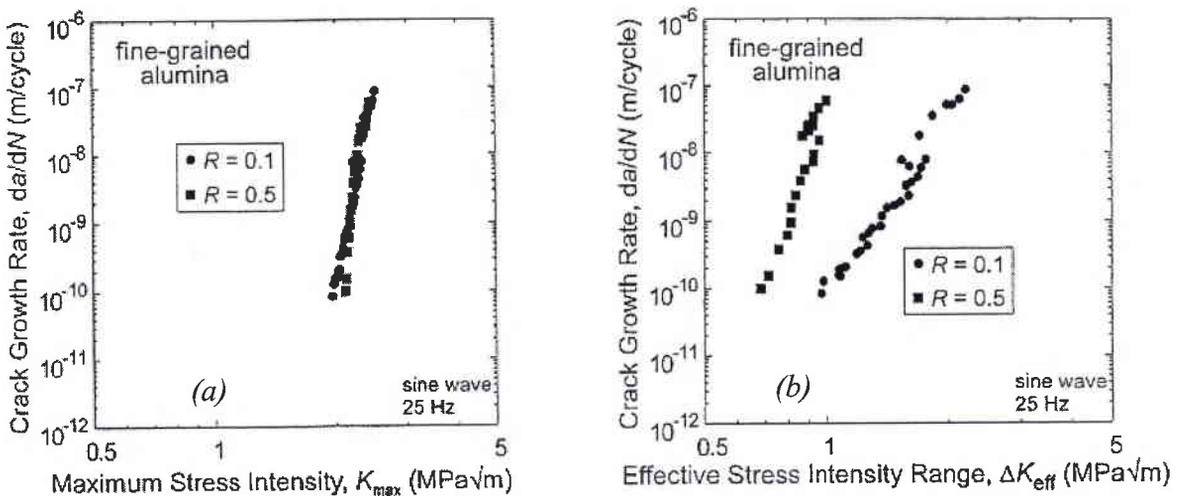


Figure I.36 a et b. Evolution de la courbe de fissuration, da/dN en fonction de K_{Max} et ΔK_{eff} sous l'effet du rapport de contrainte R sur des éprouvettes en alumine [71].

L'intérêt de la courbe $da/dN = f(K_{Max})$ repose sur deux points essentiels :

- prise en compte indirecte du rapport de chargement R par le biais du facteur K_{max} ;
- indication systématique sur les caractéristiques fragiles ou ductiles du matériau à tester en comparant les valeurs des exposants n et p .

8.5.6. Influence de la taille du grain de la céramique sur la propagation des fissures

L'influence de la microstructure sur les vitesses de fissuration a été observée en particulier au voisinage du seuil de propagation. Cette influence couplée à l'environnement rend difficile l'analyse des micros mécanismes mis en jeu dus en particulier à :

- la nature du glissement ;
- la loi de comportement cyclique du matériau ;
- le chemin de la fissuration.

Certaines études permettent de cerner l'influence plus spécifique de paramètres microstructuraux ou métallurgiques (autres que la taille du grain) sur le seuil de propagation. Souvent les données expérimentales précises concernant la microstructure elle-même sont limitées. Le rôle de la microstructure peut être indirectement cerné grâce à la connaissance des variations expérimentales des propriétés mécaniques conventionnelles telles la limite d'élasticité en traction σ_y , la limite d'élasticité cyclique σ_{yc} , la résistance à la traction σ_R ou la ténacité K_{IC} . Ces propriétés sont elles-mêmes fonction de la microstructure [63, 73].

Plusieurs travaux démontrent clairement que la taille du grain peut avoir une influence significative sur le seuil de propagation de céramiques. La tendance qui se dégage de ces travaux est qu'une augmentation de la taille du grain (cas de l'alumine par rapport à la zircone) conduit à un seuil de propagation plus élevé ou, du moins, à des vitesses de fissuration plus faibles dans la région I de la courbe $da/dN=f(\Delta K)$ (figure I.37a). Dans le stade II de la propagation, la taille du grain ne semble pas avoir d'influence (figure I.37b) [64, 74].

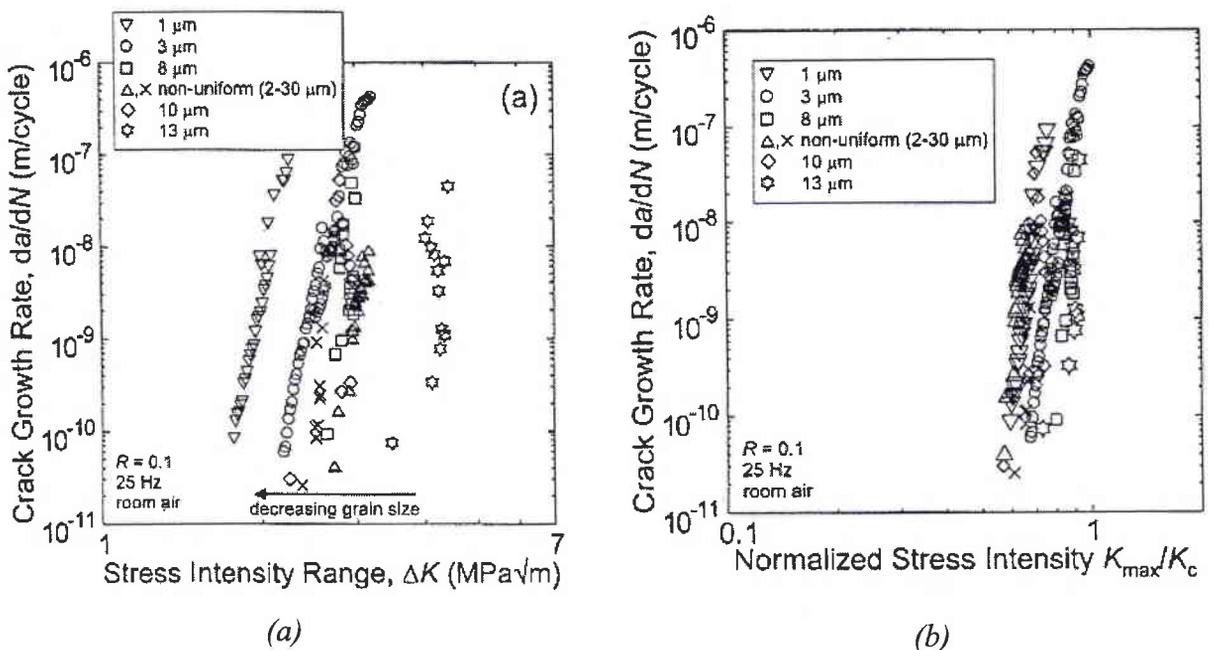


Figure I.37 : Comparaison des résultats expérimentaux de la propagation en fonction de la taille des grains et de ΔK (a) $\Delta K_{\max}/K_c$ (b) pour des céramiques [59].

8.5.7. Fatigue en compression des céramiques

Dans le cas spécifique d'une éprouvette avec entaille, soumise à une série de charges cycliques en compression (figure I.38), on peut remarquer que la zone en fond d'entaille sera endommagée. Cet endommagement provoque le relâchement de tensions résiduelles dans la céramique et en fond de l'entaille [75].

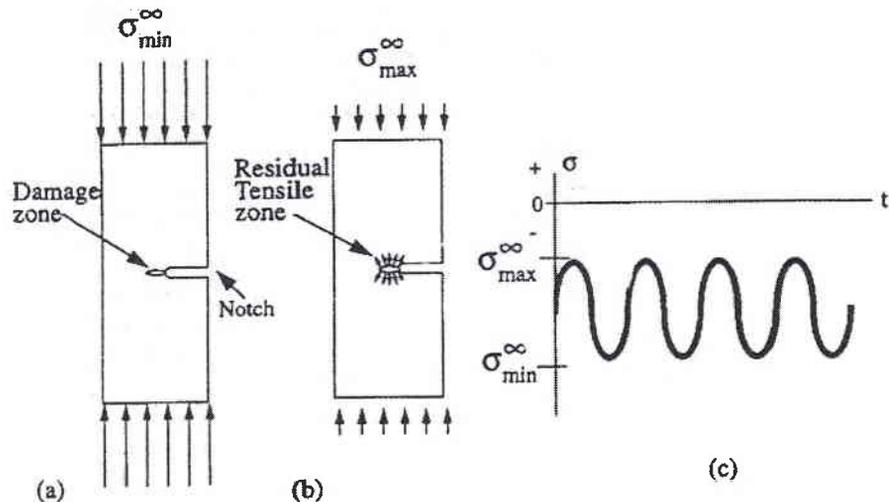


Figure I.38 : Illustration schématique :

- (a) création d'une zone d'endommagement au fond de l'entaille, par l'application de la contrainte minimale en compression ;
- (b) développement de la zone de traction résiduelle due à la contrainte maximale ;
- (c) présentation du signal sinusoïdal appliqué pour obtenir la compression cyclique [75].

Nous sommes dans le cas de contrainte ondulée de compression.

$$R_{\sigma} = \frac{\sigma_{\min}^{\infty}}{\sigma_{\max}^{\infty}} \quad \text{avec} \quad 1 < R_{\sigma} < \quad \text{et} \quad |\Delta\sigma^{\infty}| = |\sigma_{\min}^{\infty} - \sigma_{\max}^{\infty}|$$

L'évolution de la longueur de la fissure (a) en fonction de nombre de cycles (N) est reportée sur un diagramme $a=f(N)$, figure I.39.

Pour ce type de chargement sur les éprouvettes céramiques entaillées, la propagation de la fissure se révèle en trois stades, (figure I.39) :

- Nucléation de microfissures et leurs coalescences.
- Accélération de la vitesse de propagation de la fissure jusqu'à 60-80% de la longueur finale de la fissure.
- Diminution progressive de la vitesse de la fissure jusqu'à son arrêt.

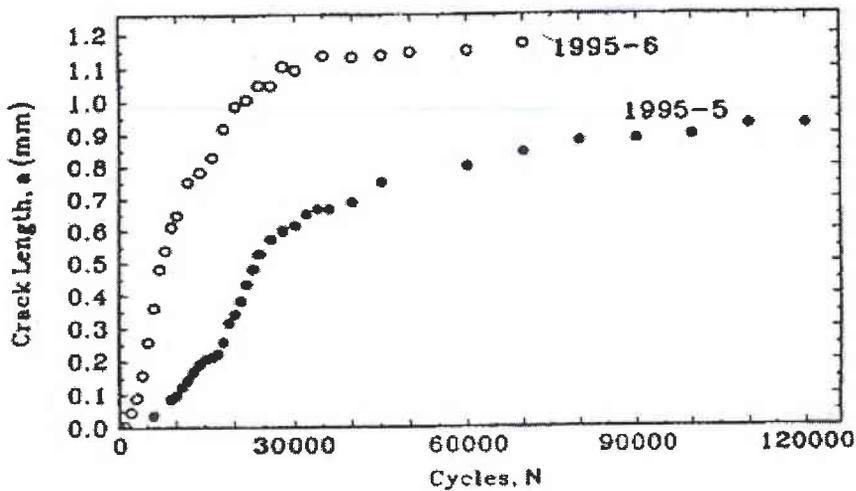


Figure I.39 : Exemple de courbe représentant l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles ($a=f(N)$) [75,76].

8.6. Chargement en mode mixte sur disque brésilien

8.6.1. Fatigue dans les disques brésiliens

a) Historique

Avant la seconde guerre mondiale, deux ingénieurs brésiliens, Carniero et Barcelos [77], se trouvent devant un grand problème. Ils devaient déplacer une vieille église de Rio de Janeiro afin d'éviter sa destruction pour construire une nouvelle rue. Ils décidèrent de faire "rouler" l'église sur des grands tonneaux en fonte remplis de béton. Ils observèrent que la rupture de ces cylindres se fait presque rigoureusement suivant un axe diamétral.

Par des études théoriques, ils constatent l'uniformité de la distribution des contraintes de traction au centre des cylindres et trouvèrent une application de cet essai pour l'étude de la résistance à la traction du béton et matériaux fragiles.

b) Conditions de chargement

Le calcul est effectué en fixant les hypothèses d'une charge ponctuelle ou répartie sur les surfaces de contact, sur une longueur " $2h$ " défini par un angle " 2γ ", figures I.40a et I.40b.

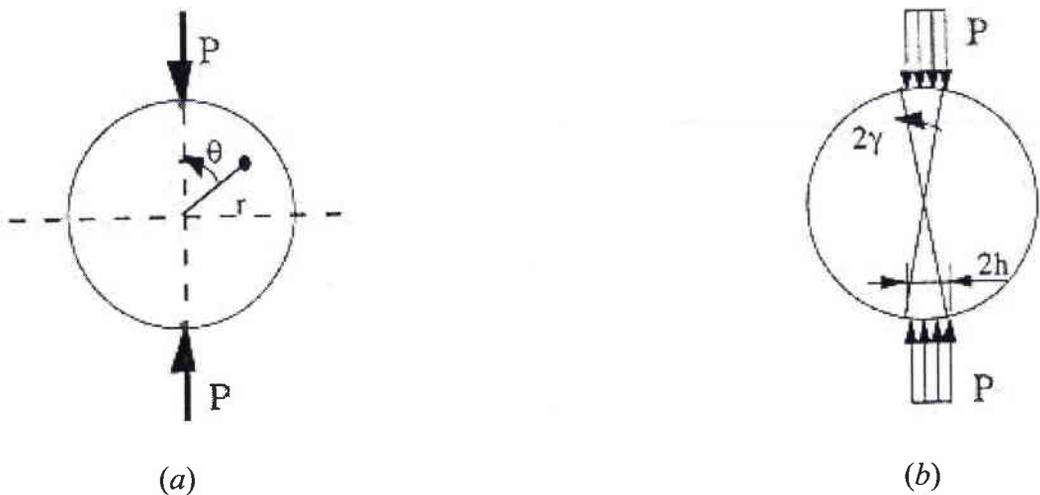


Figure I.40 : Description de l'essai de compression diamétrale avec charges ponctuelles (a) et réparties (b).

Pratiquement, il est impossible d'appliquer une charge ponctuelle sur les éprouvettes car la pression locale devient infinie. C'est la raison pour laquelle nous considérons seulement une charge répartie (figure I.40b).

Le chargement des disques comportant une entaille au centre (figure I.41) et soumis à une charge non perpendiculaire à l'entaille conduit à un mode mixte I+II.

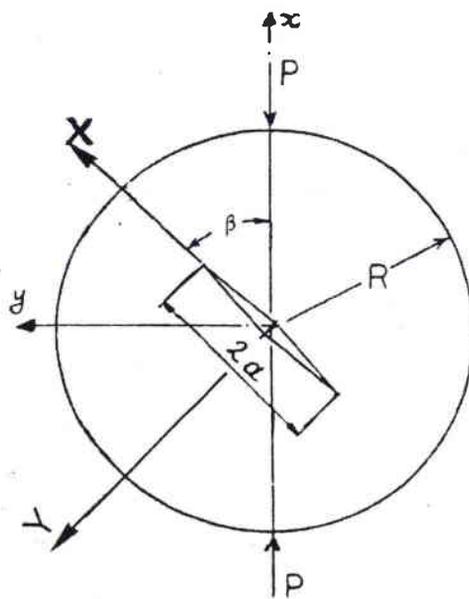


Figure I.41 : Disque brésilien soumis à une charge générant un mode mixte I+II.

8.6.2. Méthodes de calcul du facteur d'intensité de contraintes pour un disque chargé en compression

a) Chargement en mode I

Pour les disques chargés en mode I, l'équation du facteur d'intensité de contraintes est donné par les auteurs Libatskii et Kowichik [78], Yarema et Krestin [79] et Tada [80].

On joint à la formulation un coefficient addimensionnel N_I qui permet de corrélérer tous les facteurs d'intensité de contraintes nécessaires pour décrire la fatigue et la rupture en mode I :

$$N_I = \frac{K_I}{K_0} \quad (I.20)$$

où:

$$K_0 = \sigma_p \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (I.21)$$

$$\sigma_p = \frac{P}{B \cdot R \cdot \pi} \quad (I.22)$$

a = demi-longueur de l'entaille

B = épaisseur du disque

P = intensité de la charge

R = rayon du disque

K_I = facteur d'intensité de contraintes en mode I pur

σ_p : contrainte appliquée

Le coefficient N_I est en relation avec la longueur de l'entaille :

$$N_I = \left(1 + \frac{3}{2} \cdot \varepsilon + \frac{3}{4} \cdot (\varepsilon)^2 + \frac{3}{64} \cdot (\varepsilon)^3 \right) \quad (I.23)$$

où est donné par la relation suivante :

$$\varepsilon = \left(\frac{a}{R} \right)^2 \quad (I.24)$$

b) Chargement en mode mixte I+II

Pour un disque chargé en mode I+II, les relations données par Kim et Kitagawa [86] fournissent les valeurs des deux facteurs d'intensité de contraintes :

$$K_{\text{I}} = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot a}} \cdot \int_{-a}^{+a} \sigma_{\theta}(r, \theta = \beta) \frac{\sqrt{a+r}}{a-r} dr \quad (\text{I.25})$$

$$K_{\text{II}} = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot a}} \cdot \int_{-a}^{+a} \tau_{r\theta}(r, \theta = \beta) \frac{\sqrt{a+r}}{a-r} dr \quad (\text{I.26})$$

Dans ces équations, σ et τ_r représentent respectivement les contraintes de traction et de cisaillement au voisinage d'une fissure. Elles sont données par les équations suivantes en forme de série numérique. Les coefficients A et B sont donné par le tableau I.4 :

$$\sigma_{\theta} = \frac{P}{\pi \cdot R} \cdot \sum_{i+1}^n A_j(\theta) \left(\frac{r}{R} \right)^{2i-2} \quad (\text{I.27})$$

$$\tau_{r\theta} = \frac{2P \cdot \sin 2\theta}{\pi \cdot R} \cdot \sum_{i+1}^n B_j(\theta) \cdot \left(\frac{r}{R} \right)^{2i-2} \quad (\text{I.28})$$

Tableau I.4 : Valeurs des fonctions A et B (Coefficients d'Atkinson) [87].

A_1	$1-4s^2$
A_2	$8s^2(1-4c^2)$
A_3	$(-4s^2)(3-36c^2+64c^6)$
A_4	$(-16s^2)(-1+24c^2-80c^4+64c^6)$
A_5	$(-20s^2)(-1-40c^2+240c^4-448c^6+256c^8)$
B_1	1
B_2	$(-5+c^2)$
B_3	$8(1-2c^2)(2-3c^2)-3$
B_4	$3+16(1-2c^2)-12(1-c^2)^2-32(1-2c^2)^3$
B_5	$5-16(1-2c^2)-60(1-c^2)^2+32(1-2c^2)^3+80(1-2c^2)^4$
	$s=\sin\gamma$; $c=\cos\gamma$; $\cos(2\gamma)=2c^2-1$

Lorsque l'angle β passe de 0° à 90° , le coefficient N_I décroît continuellement jusqu'à des valeurs négatives.

De façon analogue, Awaji et Sato [88] ont résolu le problème en ayant recours à une méthode différente pour chacune des trois étapes dans lesquelles ils décomposent le problème (figure I.42).

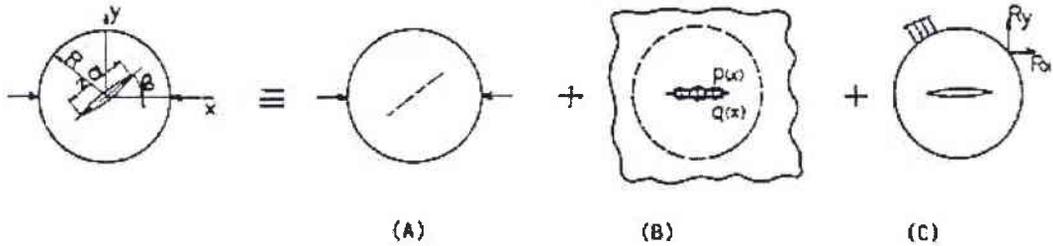


Figure I.42 : Les trois états de contrainte utilisés par Awaji et Sato pour le calcul des facteurs d'intensité de contraintes d'un disque brésilien en mode mixte I+II [91].

Les expressions de N_I et N_{II} de l'état (B) s'écrivent [85] :

$$N_I = \frac{K_I}{K_0} = \frac{\pi}{a \cdot \sigma_p} \cdot F\left(\frac{\pi}{2}\right) \quad (I.29)$$

$$N_{II} = \frac{K_{II}}{K_0} = \frac{-\pi}{a \cdot \sigma_p} \cdot G\left(-\frac{\pi}{2}\right) \quad (I.30)$$

avec $K_0 = \sigma_p \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$

$$F(\phi) = G(\phi) = \pm \frac{1}{(\pi)^2} \cdot \sum_{j=1}^n \int Di \frac{\sqrt{(a)^2 - (x)^2}}{x - \sin \phi} \cdot (\alpha_i x + \beta_i) \cdot dx \quad (I.31)$$

où $\alpha_i x + \beta_i$ représente l'équation des segments de droites approximant les fonctions de distribution des contraintes normale $p(x)$ et tangentielle $q(x)$ qui s'exercent sur la surface de la fissure (cas B de la figure I.42)

$F(\phi)$ et $G(\phi)$ étant les fonctions de distribution de dislocations infinitésimales entre $+a$ et $-a$.

Atkinson [87] propose une résolution numérique à partir de l'équation de Fredhlon en obtenant les résultats suivants :

$$N_{\text{I}} = \frac{K_{\text{I}}}{K_0} = \sum_{j=1}^n T_j \cdot \left(\frac{a}{R}\right)^{2j-2} \cdot A_j(\beta) \quad (\text{I.32})$$

$$N_{\text{II}} = \frac{K_{\text{II}}}{K_0} = 2 \sin 2\beta \cdot \sum_{j=1}^n S_j \cdot \left(\frac{a}{R}\right)^{2j-2} \cdot B_j(\beta) \quad (\text{I.33})$$

où les valeurs des fonctions A_j et B_j sont données par le tableau I.4. Ainsi que les valeurs des fonctions S et T sont données par le tableau I.5 :

Tableau I.5 : Valeurs des fonctions (coefficients d'Atkinson) T et S [87].

a/r	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
T_1	1,014998	1,060049	1,135551	1,243134	1,387239	1,578258
T_2	0,503597	0,514907	0,533477	0,559734	0,594892	0,642124
T_3	0,376991	0,38243	0,39164	0,404603	0,421949	0,445387
T_4	0,376991	0,383392	0,393835	0,408597	0,428353	0,45861
T_5	0,314159	0,318086	0,325033	0,334831	0,347941	0,36559
S_1	1,009987	1,039864	1,089702	1,160796	1,257488	1,390654
S_2	0,502341	0,509959	0,522272	0,539824	0,563966	0,597985
S_3	0,376363	0,379956	0,386086	0,394822	0,406869	0,424037
S_4	0,376363	0,380584	0,387518	0,397403	0,410966	0,430072
S_5	0,314159	0,36245	0,320834	0,327411	0,336447	0,349219

c) Chargement en mode II

En chargeant l'éprouvette en mode II, il existe une valeur de l'angle β pour lequel K présentera des valeurs négatives, c'est-à-dire l'éprouvette est soumise à une compression. En mode II pur et en mode II impur, les surfaces d'une fissure à l'intérieur du disque doivent venir en contact, ce qui implique la fermeture de la fissure.

9. CONCLUSION

L'étude bibliographique montre que pour le comportement à l'usure de la biocéramique, les prothèses totales de hanches et de genoux utilisent des couples de frottement alumine-alumine et alumine-zircone. Les têtes fémorales peuvent également être en céramique (alumine ou zircone) et frottant sur du polyéthylène Ultra Haute Densité ou sur l'alumine. Des expériences cliniques

sur les prothèses alumine-alumine et alumine-zircone semble montrer que le paramètre fondamental pour la tenue in-vivo est une qualité irréprochable de la structure (grains < 1,5 μm , faible dispersion des tailles, porosité minimale). Si la qualité est moindre, les risques de fissuration de fatigue et d'usure augmentent très rapidement pour atteindre un niveau d'endommagement inacceptable. D'autre part, la rigidité intrinsèque de l'alumine et de la zircone peut créer des sur-contraintes osseuses favorisant le descellement. C'est pourquoi ces prothèses avec un couple céramique-céramique ne sont recommandées que pour des patients jeunes ou ayant une grande activité physique et/ou professionnelle. Pour les autres patients le couple alumine- polyéthylène ou zircone-polyéthylène peut être suffisant.

Dans toutes les études, nous constatons que pratiquement tous les phénomènes intervenant dans la tenue en service des implants prennent naissance à la surface des implants. C'est donc par l'étude des surfaces et de leurs modifications par traitement physico-chimiques et/ou mécaniques ou par des revêtements, qui doit permettre de faire progresser les techniques actuelles de fabrication des implants chirurgicaux.

Toutefois, il faut noter que ces céramiques ont leur défaut : l'absence de déformation plastique et la rupture se produit dans la zone de déformation élastique, elle-même très réduite.

Cette étude bibliographique montre aussi le manque d'informations concernant le comportement à la fatigue en compression des biocéramiques utilisées pour la conception des prothèses ostéo-articulaires. Ce manque concerne particulièrement l'étude de l'amorçage des fissures par fatigue en compression, origine de plusieurs cas de rupture des têtes et cotyles en biocéramique. En plus, il a été constaté l'absence d'informations sur l'estimation de la durée de vie des prothèses en céramique.

Les débris d'usure provoqués par l'utilisation d'un couple d'une prothèse en alumine-alumine ou alumine-zircone, ont pour effet d'accélérer le processus de dégradation, d'induire une inflammation locale qui pourrait être responsable de certains descellements et des effets dévastateurs sur la tenue de la prothèse.

Par ailleurs, les conditions de fonctionnement en milieu physiologique font que les implants en céramique ou autres matériaux sont souvent soumis à des chargements complexes de type fatigue-contact et de nature biaxiale ou triaxiale.

En ce qui concerne les essais de fissuration sur les biocéramiques conduit selon le mode I de rupture supposée être le mode le plus dangereux pourront apporter certaines solutions aux problèmes de rupture de ces biocéramiques. Pour simplifier le problème sur le plan expérimental, il est admis que les chargements unidirectionnels peuvent reproduire totalement ou partiellement les conditions réelles de chargement.

Sur le choix des éprouvettes de type disque brésilien nous pouvons conclure que :

- Tous les modèles donnent des valeurs très voisines des coefficients N_I et N_{II} .
- Pour le mode I+II, le modèle de Kim et Kitagawa apparaît le plus maniable du point de vue mathématique même s'il fournit des valeurs inférieures à celles proposés par d'autres modèles. Pour cette raison nous utiliserons de préférence le modèle d'Atkinson.
- Grâce à la géométrie des disques, on peut passer d'une charge de compression $K_I < 0$ à une charge de traction $K_I > 0$, sans modifier la charge extérieure.
- En mode I+II, il est possible d'obtenir une gamme large de valeurs de K_I/K_{II} en changeant l'angle β .
- Les disques brésiliens sont utilisés surtout pour évaluer la ténacité des matériaux fragiles (graphite, matériau céramique, marbre...).

Chapitre II

**MATÉRIAUX ET TECHNIQUES
EXPÉRIMENTALES**

1. CHOIX DU TYPE DE CHARGEMENT ET DES ÉPROUVETTES

Dans cette étude nous prenons le cas de la liaison coxo-fémorale comme exemple significatif. Nous avons utilisé les travaux effectués sur le chargement du bassin par Pauwels [44]. D'après ces travaux, lorsqu'on représente la sollicitation mécanique de la tête fémorale sur le cotyle, on part d'un état d'équilibre statique ou dynamique du corps présentant les caractéristiques essentielles du mode de sollicitation en question. Dans cet état d'équilibre supposé du corps, on étudie les efforts extérieurs et intérieurs ; la tête fémorale et le cotyle sont sollicités en compression (figure II.1). La force agissant sur le cotyle, durant la période d'appui unilatéral, est d'intensité de 4 à 5 fois le poids du corps humain [44].

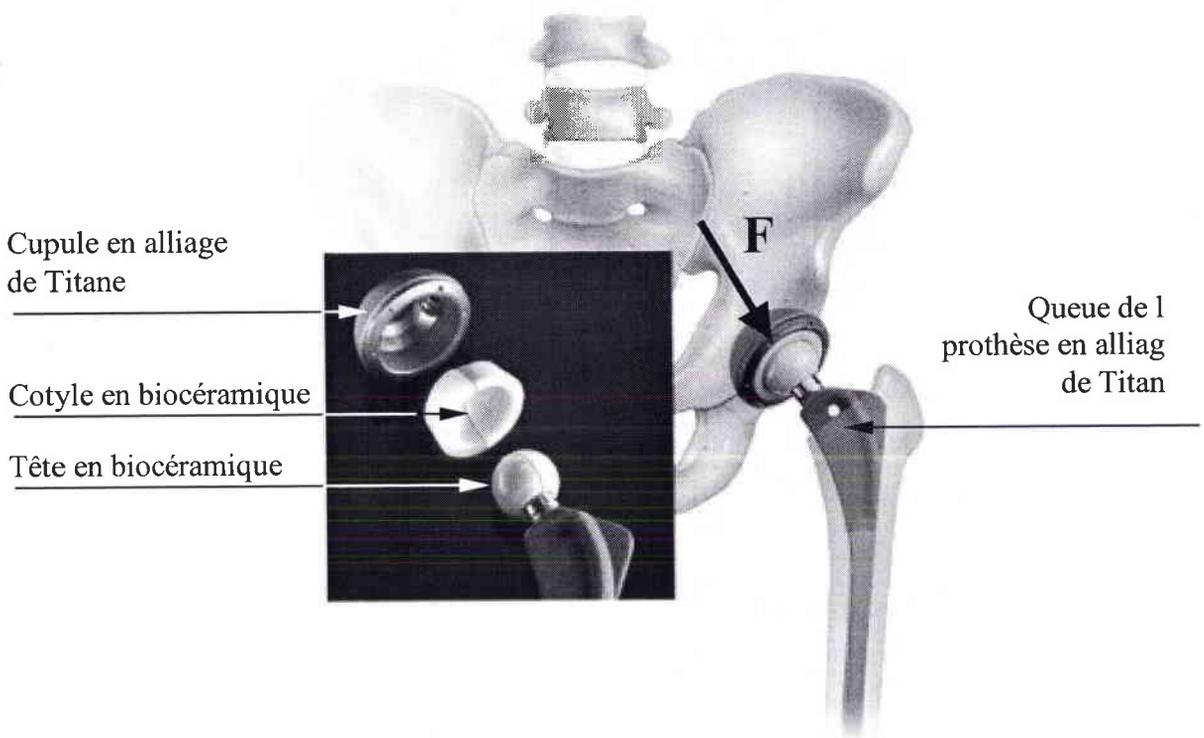


Figure II.1 : *Emplacement d'une Prothèse Totale de Hanche PTH.*

Les implants étant sollicités en compression comme le montre la figure II.1, la propagation des fissures se fait essentiellement par traction induite. Nous simulons les conditions réelles sur éprouvettes entaillées du type CT (figure II.2) par analogie aux travaux effectués par Ritchie et Dickson sur la céramique technique [47, 49, 50] et disque brésilien (figure II.3), afin d'étudier l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue à partir d'une entaille mécanique dans des conditions proches de la réalité.

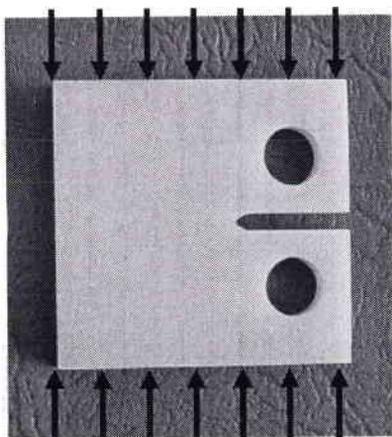


Figure II.2 : Eprouvette de type CT en biocéramique chargée en compression.

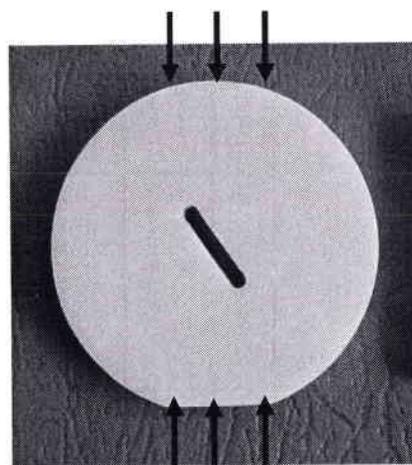


Figure II.3 : Eprouvette de type disque brésilien en biocéramique chargée en compression.

2. MATÉRIAUX UTILISÉS

2.1. Caractéristiques mécaniques des biocéramiques d'alumine et de zircon

L'une des différences essentielles entre les métaux et les biocéramiques est le caractère "fragile" des biocéramiques. Les biocéramiques ne peuvent s'adapter à une déformation de plus de quelques microns. Contrairement aux métaux, les biocéramiques ne présentent aucune plasticité. Elles se caractérisent par un comportement purement élastique, avec un module d'Young élevé (Tableau II.1) et ce jusqu'à ce que la contrainte à rupture soit atteinte. Bien que les biocéramiques présentent une rupture de type "fragile", certaines d'entre elles peuvent résister à des contraintes de compression très élevées, c'est le cas de la zircon, même si leur absence totale de plasticité ne leur permet pas de s'accommoder par déformation sous l'effet des concentrations de contraintes.

Tableau II.1 : Caractéristiques mécaniques des matériaux étudiés.

Caractéristiques mécaniques	Alumine (Al_2O_3)	Zircon (ZrO_3)
Résistance à la compression [MPa]	4000	6000
Résistance à la flexion [MPa]	550-600	2200
Module d'Young [GPa]	380	220
Coefficient de Poisson (ν)	0,18	0,31
Taille moyenne du grain [μm]	1,3	0,35
Dureté HV [MPa]	2017	1750
Masse volumique [g/mm^3]	3,9	6,1
Ténacité statique en traction, K_{IC} [$MPa m^{1/2}$]	3,5	6

L'alumine, même avec une microstructure fine et une grande pureté chimique (Tableau II.1), présente une résistance à la rupture modeste, bien inférieure à celle des métaux. Elle est donc sensible aux défauts et présente une faible résistance aux concentrations de contraintes. Pour cette raison et afin de conserver un niveau de fiabilité élevé, les têtes fémorales en alumine sont réalisées essentiellement avec un diamètre égal ou supérieur à 28 mm (figure II.4 et tableau II.2) et avec un nombre limité de conception de cône. Dans nos calculs nous avons pris comme diamètre de tête de 28 mm pour les deux types de biocéramiques testées type alumine et zircone.

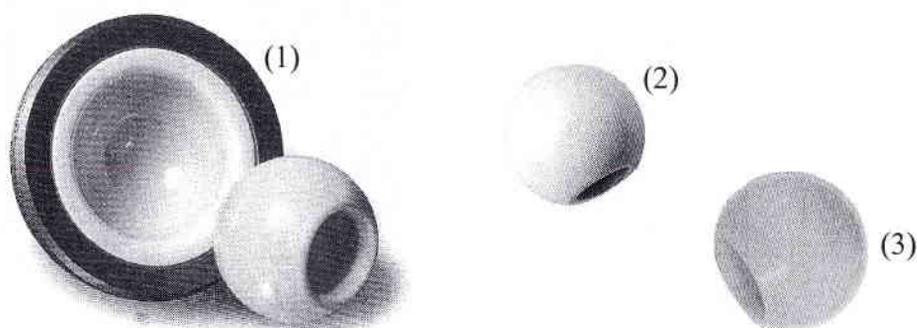


Figure II.4 : - (1) Couple tête et cotyle d'une prothèse totale de hanche en alumine.
- (2) tête en zircone. - (3) tête en alumine.

Tableau II.2 : Diamètres des têtes d'une Prothèse Totale de Hanche.

	col court		col standard				col long				col à jupe	
	Ø28	Ø32	Ø22,2	Ø26	Ø28	Ø32	Ø22,2	Ø26	Ø28	Ø32	Ø26	Ø28
Acier inoxydable	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
Zircone (ZrO ₂)	x	x			x	x			x	x		
Alumine (Al ₂ O ₃)	x				x				x			

2.2. Conditions d'élaboration des éprouvettes en biocéramiques

Les procédés de fabrication sont extrêmement précis. Selon la qualité de cette fabrication les caractéristiques mécaniques des éléments des prothèses ostéo-articulaires et les résultats observés sont aussi variables.

Les biocéramiques testés présentent une biocompatibilité totale ; elles n'entraînent pas de réaction inflammatoire ni de toxicité (aucun élément nocif apporté lors de l'élaboration : *Pb, Cd, As, Hg*).

La qualité des biocéramiques dépend de sa pureté, de sa densité, de sa porosité, de la taille de ses grains, de sa structure cristalline, de sa résistance en flexion et à la fatigue, de ses tolérances et de son état de surface.

Pureté : La poudre de zirconium est purifiée par réaction chimique de dissolution-précipitation. Le taux minimal d'oxyde de zirconium est de 95,6%. Pour obtenir une bonne stabilité, la présence d'oxyde d'yttrium est nécessaire, son taux est de 5,1%. Les impuretés les plus fréquentes sont l'oxyde d'alumine ou alumine, leur taux est inférieur à 0,5% .

Densité : La densité des biocéramiques est proche de la densité théorique (100% dense), Plus elle est proche de cette valeur, moins il y a d'espaces entre les grains, et plus la résistance mécanique est grande la rugosité est bien évidemment faible.

Taille des grains : La granulométrie de la biocéramique ont un diamètre moyen de 0,35 μm pour la zircone et 1,3 μm pour l'alumine (figures II.5 et II.6). De la granulométrie dépendront la résistance de la tête et du cotyle de la prothèse totale et de son état de surface.

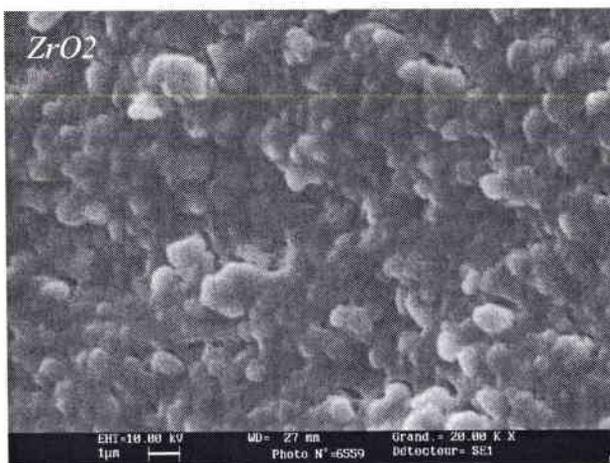


Figure II.5 : Taille des grains de la zircone (ZrO_2) utilisée.

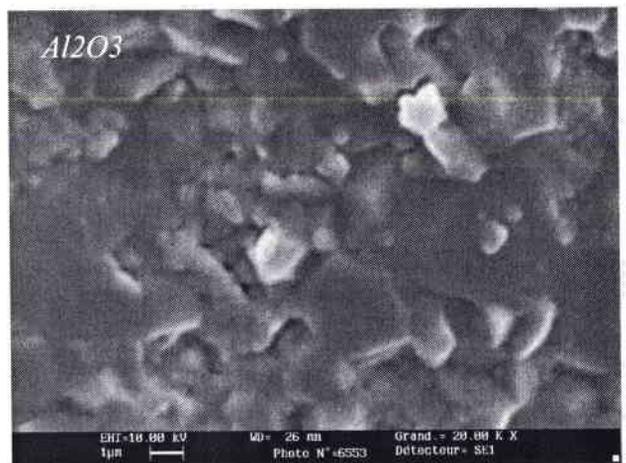


Figure II.6 : Taille des grains de l'alumine (Al_2O_3) utilisée.

Porosité : Pour l'utilisation des biocéramiques en friction, en particulier pour les têtes prothétiques, la porosité est proche de zéro pour une plus petite rugosité possible. Toute anomalie de fabrication, en particulier par l'utilisation de poudres à gros grains, favorise l'usure par abrasion.

Résistance en flexion : Les normes imposent une résistance mécanique de la zircone pour une contrainte de flexion quatre points 2200 MPa. Cette résistance mécanique dépend de la densité, de la taille des grains... ; pour l'alumine, elle est de 600 MPa.

La rugosité de surface : Les qualités de la tête d'une prothèse au frottement et donc à l'usure dépendent de la rugosité de la surface de frottement. Cette rugosité est habituellement exprimée par R_a (écart moyen entre les creux et les pics par rapport à la ligne médiane) (figure II.7). La norme impose un R_a inférieur à $0,02 \mu\text{m}$.

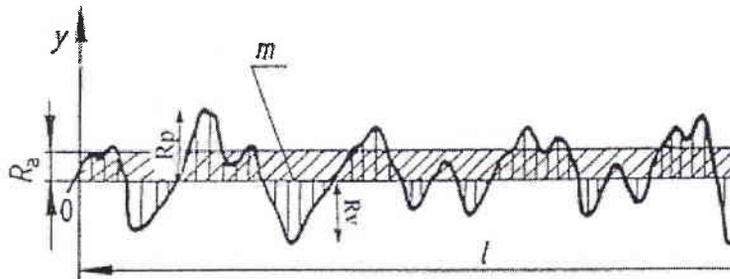


Figure II.7 : Rugosité de surface : R_a = écart moyen arithmétique du profil, R_p = hauteur de saillie maximale, R_v ou R_m = profondeur de creux maximal.

Nous venons de citer les paramètres qui caractérisent les éléments en biocéramique d'alumine et de zircone ; chaque facteur est important et doit donc être contrôlé. Ceux-ci dépendent de la qualité de la fabrication et des différentes phases de cette fabrication. Les éprouvettes obtenues obéissent aux conditions citées précédemment.

3. TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

3.1. Machine d'essais utilisée

Les essais dont le but est d'étudier le comportement en fatigue en compression des biocéramiques d'alumine et de zircone sont effectués sur des éprouvettes du type CT et disques brésiliens. Pour effectuer ces essais, nous disposons d'une machine de fatigue de traction-compression servo-hydraulique type INSTRON de capacité $\pm 100 \text{ KN}$ qui présente un excellent alignement de l'éprouvette sur l'axe de travail afin d'éviter les risques de cisaillement (figure II.8). Cette machine est équipée d'un capteur de déplacement sensible au micrométriques. Le résultat dépend énormément de la qualité de l'alignement et de l'état de surface des éprouvettes.

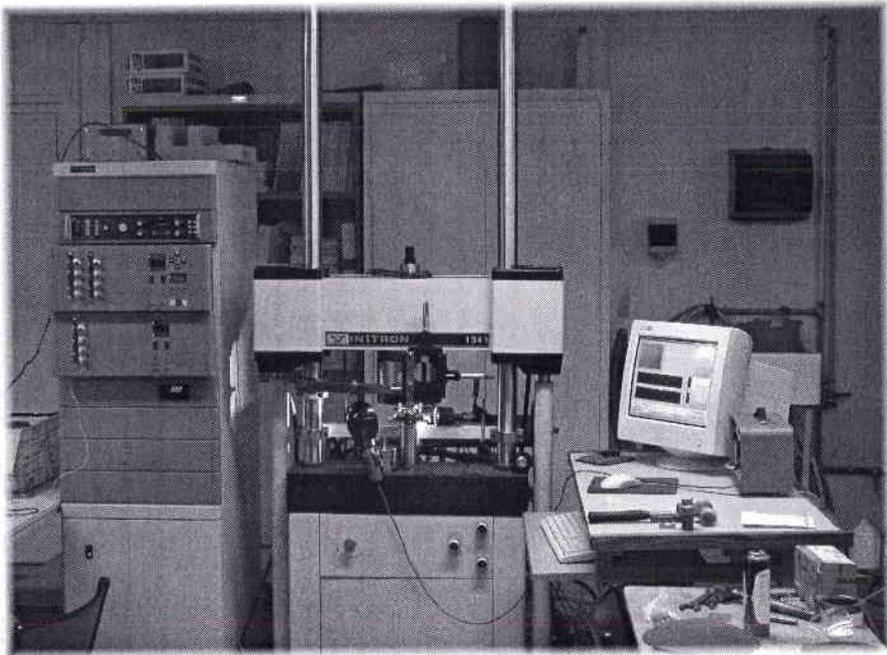


Figure II.8 : Machine utilisée pour la conduite des essais de fatigue en compression.

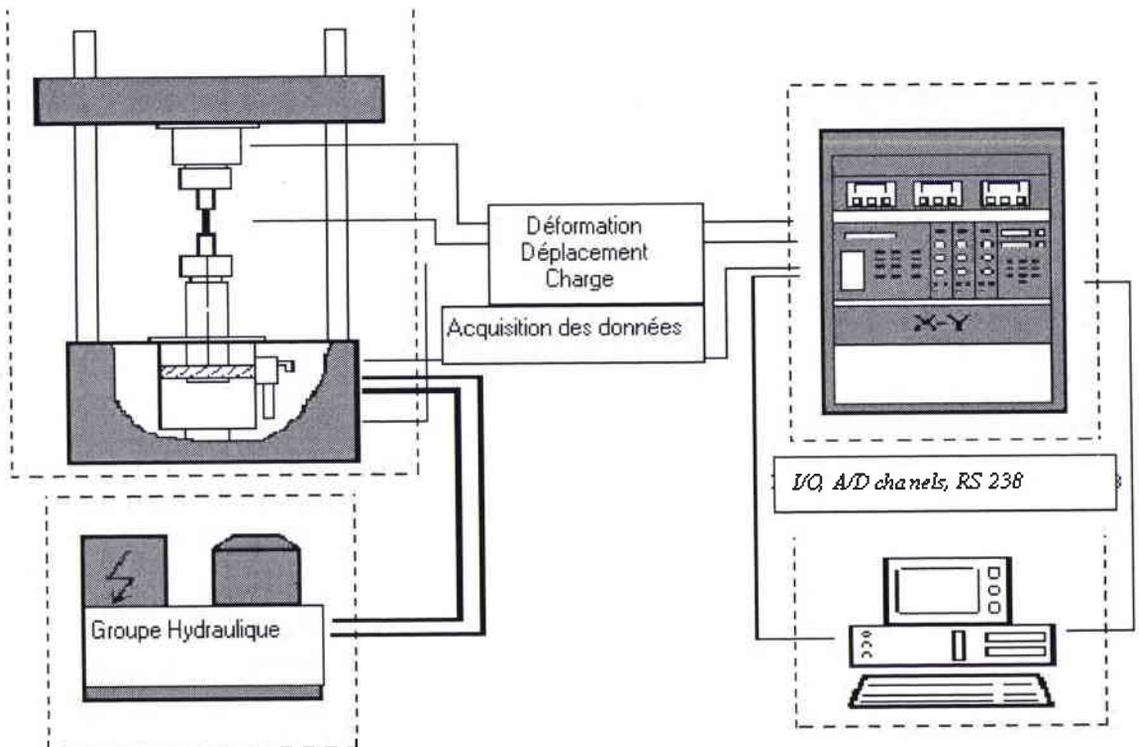


Figure II.9 : Schéma de principe de fonctionnement de la machine INSTRON utilisée pour la conduite des essais de fatigue en compression.

L'architecture globale du système de contrôle et d'asservissement de la machine INSTRON est donnée par le schéma de la figure II.9, qui décrit la partie active du système et les différentes conditions pour le contrôle de la charge, du déplacement et de déformation.

La machine est équipée d'un compteur qui permet d'enregistrer la durée et /ou le nombre des cycles appliqués lors de l'essai. La fidélité du compteur de cycles est vérifiée avec le temps enregistré par le système de suivi de la fissure (mini-caméra). La variation relative entre les deux valeurs indiquées est inférieure à 10^{-3} conformément à la norme A03-404.

3.2. Géométrie des éprouvettes utilisées

L'étude du comportement en fatigue en compression des biocéramiques a été réalisée sur deux types d'éprouvettes : éprouvette « Compact Traction » de type CT (figure II.10), chargé en mode I pur, de même dimensions que les éprouvettes utilisées par R.O. Ritchie dans ses travaux de recherche sur les céramiques techniques [47, 48, 49, 50], et disques brésiliens de diamètre 40 mm chargés en mode I ($\beta=0^\circ$) et en mode I+II ($\beta=34^\circ$). Elles sont identiques aux éprouvettes utilisées par M. Louah [91] (figure II.11). Les dimensions sont en millimètres avec une tolérance de $\pm 0,01$ mm.

3.3. Conditions d'essais

Tous les essais ont été conduits sous chargement cyclique en compression de forme sinusoïdale à température ambiante, sous une fréquence de 30Hz et un rapport de chargement $R=\sigma_{min}/\sigma_{Max}=10$. L'essai consiste à soumettre une éprouvette de type CT ou disque brésilien entaillée à un chargement cyclique en compression (figures II.2 et II.3).

Tableau II.3 : valeur de l'amplitude de la charge ΔP appliquée sur les éprouvettes.

	Eprouvette de type CT	Disque brésilien chargé en mode I ($\beta=0^\circ$)	Disque brésilien chargé en mode I+II ($\beta=34^\circ$)
Eprouvette en alumine	8 KN	10 KN	7 KN
Eprouvette en zircone	24 KN	16 KN	13 KN
Nombre d'éprouvettes testées	6 en alumine et 6 en zircone	4 en alumine et 4 en zircone	4 en alumine et 4 en zircone

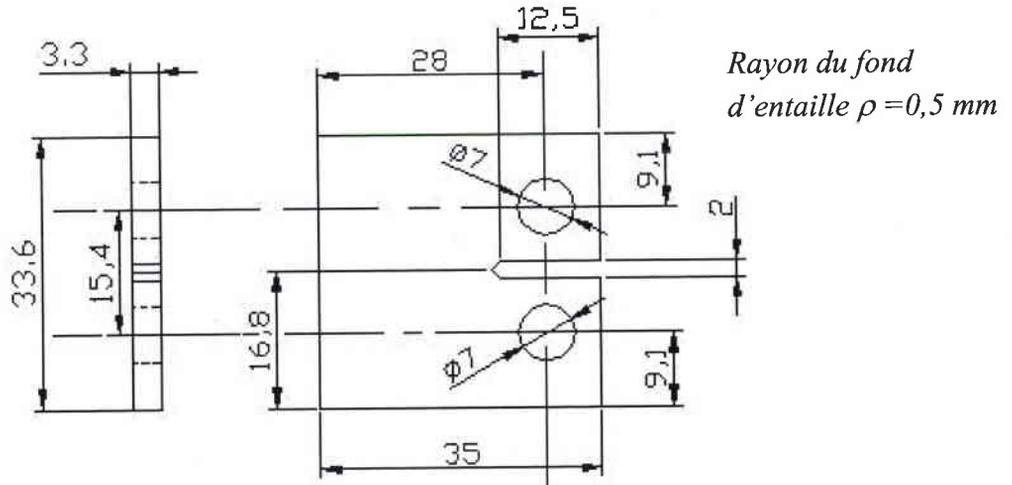


Figure II.10 : Géométrie des éprouvettes de type CT utilisées.

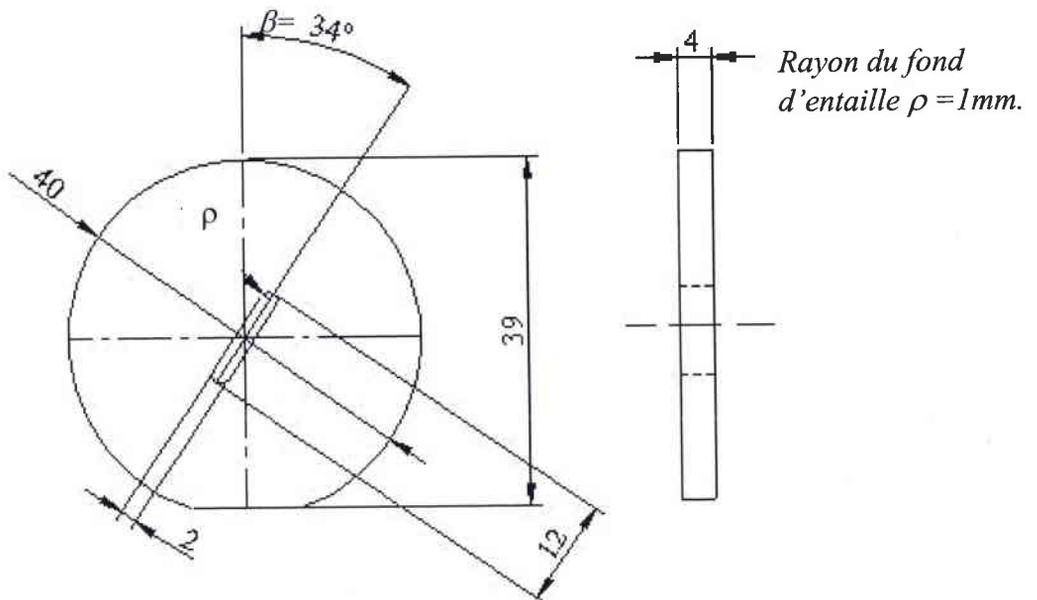


Figure II.11 : Géométrie des éprouvettes de type disque brésilien utilisées.

3.4. Montages de suivi de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue

Deux méthodes ont été adoptées pour la détection de l'amorçage et le suivi des fissures de fatigue sur les éprouvettes en alumine et en zircon.

3.4.1. Méthode utilisant une binoculaire optique

Nous avons procédé au suivi des fissures de fatigue par une binoculaire optique sur une face de l'éprouvette. La surface d'observation de l'éprouvette est bien polie ; un éclairage

indirect nous a facilité la lecture. La longueur de la fissure est mesurée avec faible grossissement ($\times 50$). Les mesures de longueur de fissure sont réalisées sans arrêt de la machine. et à intervalles bien choisis de telle sorte que les couples de points (da/dN , ΔK) soient régulièrement distribués. L'erreur de mesure étant de l'ordre du centième de millimètre, figures II.14 et II.15.

3.4.2. Méthode utilisant une mini caméra CCD

L'ensemble des résultats expérimentaux ont été obtenus en utilisant une mini caméra CCD pour le suivi de la vitesse et de l'amorçage de la fissure (figure II.12a). La mini caméra est branchée à un ordinateur équipé d'un logiciel où sont stockées des images instantanées de l'éprouvette (figure II.12b). Nous avons recouvert l'entaille d'un colorant, qui par ressuyage permet de visualiser la fissure. Nous avons réglé le programme de stockage des images à raison d'une photo toutes les 5 à 10 secondes.

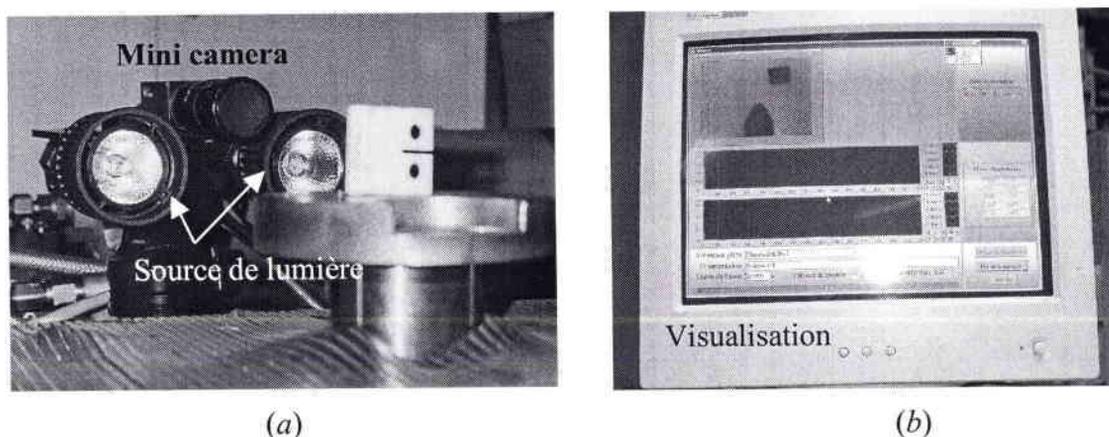


Figure II.12 : *Suivi de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue par mini-caméra.*

3.5. Premier montage utilisé pour la conduite des essais sur éprouvette type CT

Pour les essais de fatigue compression sur des éprouvettes de type CT, nous avons dû concevoir et réaliser un montage s'adaptant sur la machine de fatigue existant au laboratoire de fatigue de l'ENIM, montage qui s'est révélé inadapté (rupture au niveau des trous) lors du premier essai pour la mise en charge de ce type d'éprouvettes. Le montage que nous avons réalisé est basé sur l'utilisation d'éprouvette CT (figure II.13). Ce montage a une partie fixée sur le bâti de la machine d'essai (partie supérieure) alors que l'autre partie inférieure est libre afin de

permettre la transmission des efforts sur un axe vertical coaxial à celui de la machine et sur lequel se trouvent les centres des trous de l'éprouvette.

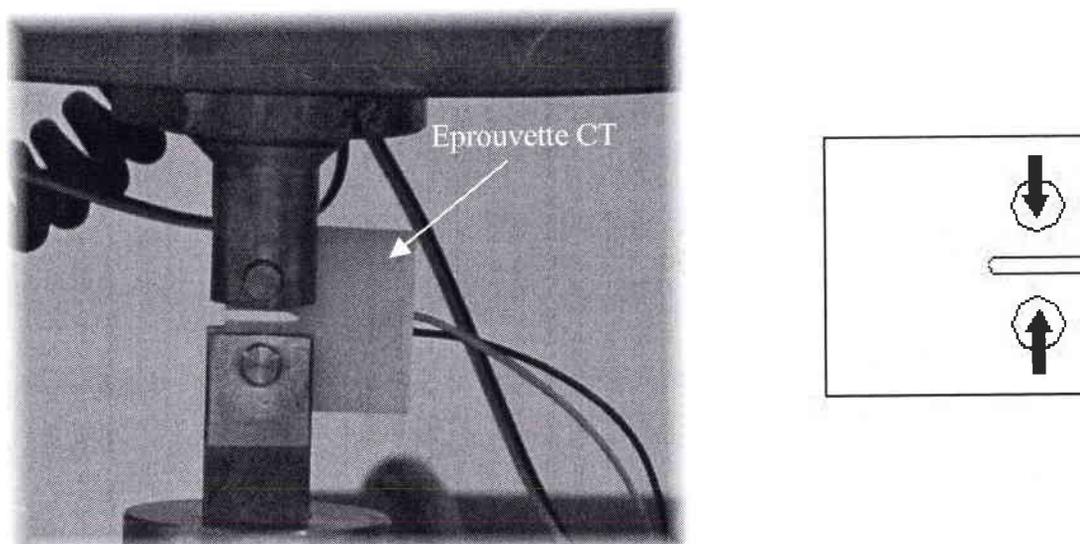


Figure II.13 : Photo du premier montage utilisé pour la conduite des essais de fatigue en compression sur éprouvettes CT.

3.6. Deuxième montage utilisé pour la conduite des essais

Le deuxième montage consiste à charger les éprouvettes par les surfaces extérieures (figure II.14). Nous avons placé notre éprouvette de type CT entre deux disques, l'un est fixé sur le bâti de la machine (partie supérieure) et contient une rainure de largeur égale à celle de l'éprouvette, et de profondeur de 5 mm. L'autre partie inférieure est fixée sur la partie mobile de la machine. Il est muni d'un joint en carton afin d'assurer une répartition uniforme de la charge sur toute la longueur de l'éprouvette et éviter tout effort de cisaillement.

Nous avons eu recours à des essais de compression diamétrale, dit aussi essai brésilien, pour évaluer la contrainte de traction qui gouverne l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue. Cet essai, qui convient plus particulièrement aux céramiques, consiste à comprimer uniaxialement un disque suivant une direction diamétrale. Les essais sur disques brésiliens ont été conduits en mode I ($\beta = 0^\circ$), figure II.15, et en mode I+II ($\beta = 34^\circ$).

L'avancement de la fissure est suivi sur les deux faces du disque brésilien et sur éprouvette de type CT à l'aide d'un système de visée optique bi-dimensionnel (lunettes) de grossissement égal à 50, monté sur table à déplacements micrométriques à l'avant et un mini

camera à l'arrière de l'éprouvette. Pour un nombre de cycles donné, on mesure le déplacement de la pointe de la fissure suivant l'horizontale et la verticale.

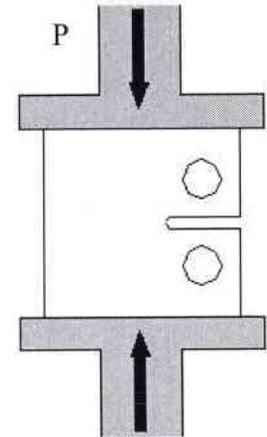
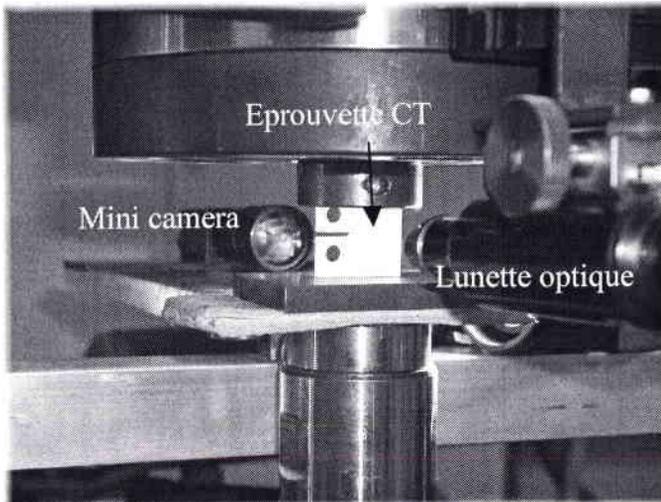


Figure II.14 : Montage de chargement utilisé pour la conduite des essais sur éprouvette CT et montage du suivi de la vitesse de fissuration : lunette optique à l'avant de l'éprouvette et mini-camera CCD à l'arrière de l'éprouvette.

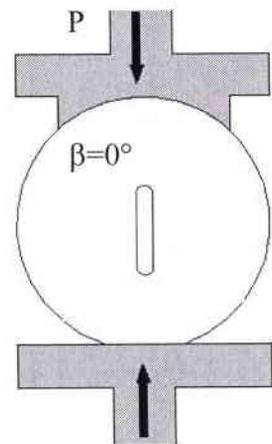
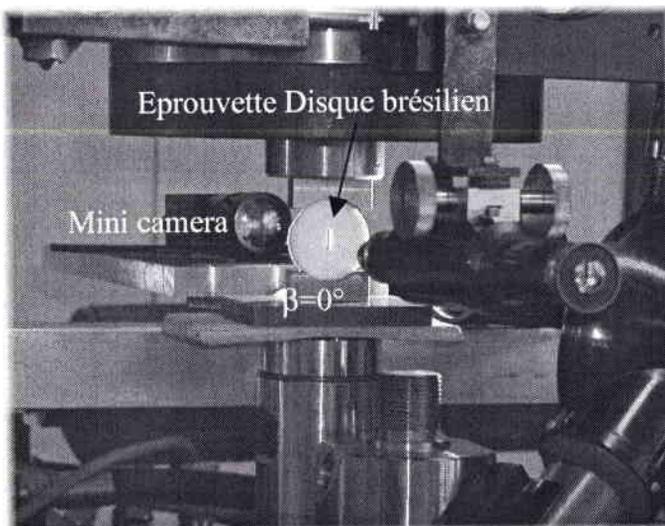


Figure II.15 : Montage de chargements utilisé pour la conduite des essais de fatigue en compression sur disque brésilien et montage du suivi de la vitesse de fissuration : lunette optique à l'avant de l'éprouvette et mini-camera CCD à l'arrière de l'éprouvette.

Les pièces intermédiaires transmettent à l'éprouvette le chargement cyclique, sans jeu, suivant son axe de déplacement. L'effort de compression est transmis lui aussi sans jeu pendant toute la durée d'essai.

4. CONCLUSION

Les essais réalisés sur une machine de capacité ± 100 KN ont nécessité un soin minutieux pour le montage des éprouvettes. Un résultat satisfaisant a été obtenu après plusieurs tentatives infructueuses.

La conduite des essais fût une des plus délicates étapes de cette étude. Un soin tout particulier a porté sur le choix du montage pour assurer une parfaite symétrie de chargement et de fissuration sur les éprouvettes. En effet, tout le long des essais, en particulier ceux réalisés sur les éprouvettes du type CT, on a pu enregistrer la vitesse de propagation de la fissure par fatigue.

L'étude du comportement en fatigue en compression sur les céramiques nous a mis en face à des problèmes majeurs :

- fragilité des matériaux ;
- coût élevé des éprouvettes et des essais ;
- mode de chargement en compression difficile à conduire avec des matériaux fragiles ;
- sensibilité à la rupture brutale des céramiques.

Chapitre III

**RÉSULTATS DE L'ANALYSE PAR
ÉLÉMENTS FINIS**

1. MODÉLISATION NUMÉRIQUE

La modélisation numérique a été menée entièrement sur le logiciel CASTEM afin de déterminer les distributions des contraintes et le calcul des facteurs d'intensité de contraintes.

Le but de cette modélisation est d'optimiser le dimensionnement des éléments d'une prothèse totale de hanche en biocéramique d'alumine et de zirconie afin d'éviter ou de réduire les champs de contraintes élevées.

L'Analyse par Eléments Finis (FEA) est un outil indispensable pour améliorer la conception, évaluer les contraintes, localiser les zones critiques et prédire les origines potentielles de rupture. Dans notre cas, elle est utilisée pour comparer les conditions de chargement sur les éprouvettes type CT et disque brésilien avec l'état des contraintes et des déformations au niveau de l'entaille mécanique et du contact entre tête et cotyle d'une prothèse totale de hanche pour un couple céramique-céramique.

Les maillages des toutes nos éprouvettes CT et disque brésilien ont été réalisés avec des mailles triangulaires à six nœuds. Ce type de maillage étant le plus adapté, pour notre cas au code de calcul utilisé CASTEM. On trouvera en annexe les programmes développés pour chaque type d'éprouvette.

Le maillage en pointe de fissure est particulièrement affiné pour la modélisation en approche locale, la concentration des contraintes y étant très élevée. Nous présentons dans ce chapitre des exemples du type de maillage réalisé pour nos calculs et le calcul des facteurs d'intensités de contraintes K_I et K_{II} .

L'exploitation des résultats se trouve également facilitée puisqu'on peut obtenir les contraintes, les déformations et les déplacements en chaque nœud.

2. PROGRAMMATION

CASTEM est un code de calcul d'analyse des structures à travers la méthode des éléments finis. Ce code a été développé par le Département de Mécanique et Technologie (DMT) du Commissariat à l'Energie Atomique en France (CEA). C'est un système complet, qui intègre les

fonctions de calcul, les fonctions de construction du modèle pré processeur et de traitement des résultats post processeur.

Le programme est puissant, flexible et optimisé pour les problèmes de mécanique linéaire élastique en statique et dynamique, les problèmes de thermique, les problèmes non linéaires (matériaux élastiques, plastiques, visqueux), les problèmes de dynamique, etc.

Le langage utilisé, pour définir les instructions fonctionnelles du procès, est un langage appelé "GIBIANE" qui permet, en particulier, un échange facile de renseignements entre l'utilisateur et le programme.

2.1. Organisation du processus de calcul avec la méthode des éléments finis

Chaque analyse exécutée, en utilisant la méthode des éléments finis, peut être divisée en trois phases, chacune d'elle est capable, à son tour, d'être subdivisée dans une série de processus élémentaires. Les stades peuvent être décrits de la façon suivante :

Stade I : Définition du modèle mathématique

Le fichier sous format texte (.txt) est la première étape de la modélisation sous CASTEM. Il comporte les données suivantes :

- Discrétisation géométrique du domaine géométrique étudié.
- Définition des données qui décrivent le modèle notamment l'analyse (tensions ou déformations planes, symétrie axiale, etc.), le type d'élément (barres poutres, plaques, etc.), les propriétés du matériau, les caractéristiques géométriques qui ne peuvent pas être déduites des maillages et des conditions aux limites.

Stade II : Résolution du problème discret

La résolution du problème discret se déroule de la manière suivante :

- calcul de la rigidité et de la matrice de masse pour chaque élément ;
- assemblage de la rigidité et de la matrice de masse pour la structure complète ;

- application des charges extérieures ;
- application des conditions aux limites ;
- résolution du système d'équations d'équilibre linéaire.

Stade III : Analyse et post-traitements des résultats

Les résultats peuvent être des quantités locales comme les déplacements, les contraintes ou des quantités globales comme la déformation maximale ou l'énergie.

Enfin le fichier texte (.txt) se transforme en fichier format (.dgibi) automatiquement après le lancement du programme de calcul.

2.2. Unité de Mesure

CASTEM n'a pas besoin d'un système spécial d'unité de mesure. L'utilisateur doit fournir, pendant la phase de définition du modèle, des données intégrées dans un système qui a les dimensions requises. La cohérence de ce système devrait être vérifiée avec l'application de la loi fondamentale de la dynamique : $F=m\gamma$ (Tableau III.1). Une fois que les unités sont définies, on utilise tous les résultats exprimés dans les mêmes unités. Il y a une exception à cette règle : les mesures des angles doivent être exprimées toujours en degrés.

Tableau III.1 : Systèmes d'unités de mesure utilisés.

Longueur	Masse	Force	Temps	Masse volumique	Pression
mm	g	N	s	g/mm ³	MPa (=N/mm ²)

2.3. Préparation du modèle de calcul

Le modèle de calcul représente l'ensemble des données préparées pour décrire les caractéristiques complètes du problème à analyser. Il peut être décrit par le schéma de la figure III.1.

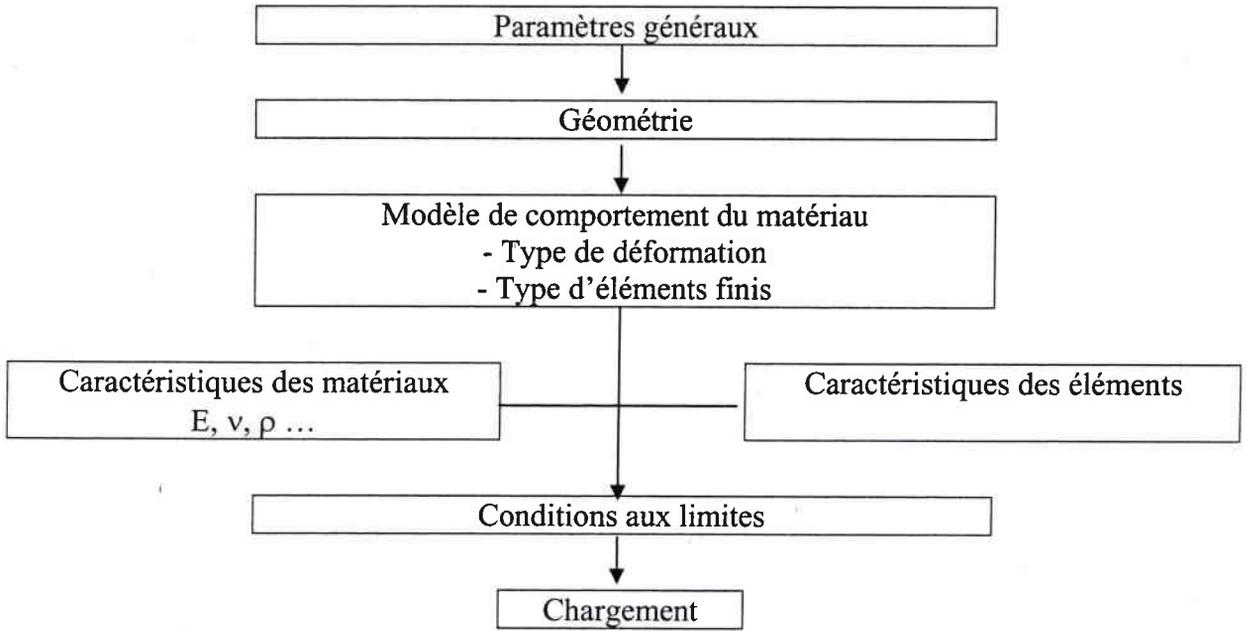


Figure III.1 : Etapes à suivre pour la programmation.

Lois de comportement

Les biocéramiques sont des matériaux élastiques : leur comportement sous charge élastique linéaire, avec une réversibilité quasi complète de la déformation lorsque la charge est relaxée : la rupture s'effectue durant le chargement élastique (pas de plasticité). Un comportement élastique linéaire est considéré comme isotrope et les contraintes se déduisent aisément des déformations (et vice versa) à l'aide de la relation de Hooke généralisée :

$$\frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} = \varepsilon_{ij} + \frac{\nu}{1-2\nu} (\text{Trace } \tilde{\varepsilon}) \delta_{ij} \quad (\text{III.1})$$

où δ_{ij} représente le symbole de Kronecker et la Trace $\tilde{\varepsilon} = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}$

Conditions aux limites

Les conditions aux limites sont traitées par la méthode des multiplicateurs de Lagrange. Elles s'écrivent sous la forme suivante :

$$\overline{\overline{C}} \cdot \overline{\overline{u}} = \overline{\overline{q}} \quad (\text{III.2})$$

Elles sont prises en compte dans le système d'équations linéaires d'équilibre en résolvant le système suivant :

$$\begin{cases} \overline{\overline{K}} \cdot \overline{u} + \overline{\overline{C}}^T \cdot \overline{\lambda} = \overline{F} \\ \overline{\overline{C}} \cdot \overline{u} = \overline{q} \end{cases} \quad (\text{III.3})$$

Avec :

$\overline{\overline{C}}$: tenseur des modules élastiques ;

$\overline{\overline{K}}$: matrice de rigidité ;

$\{u\}$: vecteur des déplacements généralisés ;

$\{F\}$: vecteur des forces généralisées ;

$\{q\}$: vecteur colonne des forces imposées (forces nodales).

- La rigidité $\overline{\overline{C}}$ est à adjoindre à la rigidité $\overline{\overline{K}}$ du système libre grâce à l'opérateur BLOQUER.

- Le vecteur \overline{q} est à adjoindre au vecteur des forces nodales \overline{F} grâce à l'opérateur DEP (MPOSE).

Chargement

La définition du chargement consiste à créer un champ par points correspondant au vecteur du second membre de l'équation :

$$\overline{\overline{K}} \cdot \overline{u} = \overline{F} \quad (\text{III.4})$$

Résolution du calcul

Une fois la préparation du modèle de calcul réalisée, on constitue le système :

$$\overline{\overline{M}} \cdot \overline{\ddot{u}} + \overline{\overline{C}} \cdot \overline{\dot{u}} + \overline{\overline{K}} \cdot \overline{u} = \overline{F} \quad (\text{III.5})$$

Le calcul est effectué par l'intermédiaire du logiciel CASTEM.

3. RÉSULTATS DE CALCUL

3.1. Modélisation et analyse des contraintes sur cotyle d'une PTH en céramique

L'idée directrice est de trouver les conditions de chargement que nous devons appliquer sur les éprouvettes testées, en prenant comme modèle un implant cotyloïdien qui subit une force lors d'un appui unilatéral (figure III.2). Nous avons choisi une modélisation en deux dimensions, suffisamment précise dans sa géométrie pour déterminer l'évolution de la répartition des contraintes au niveau d'un cotyle en biocéramique.

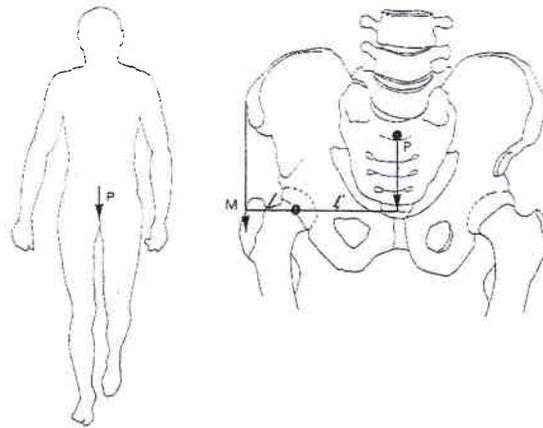
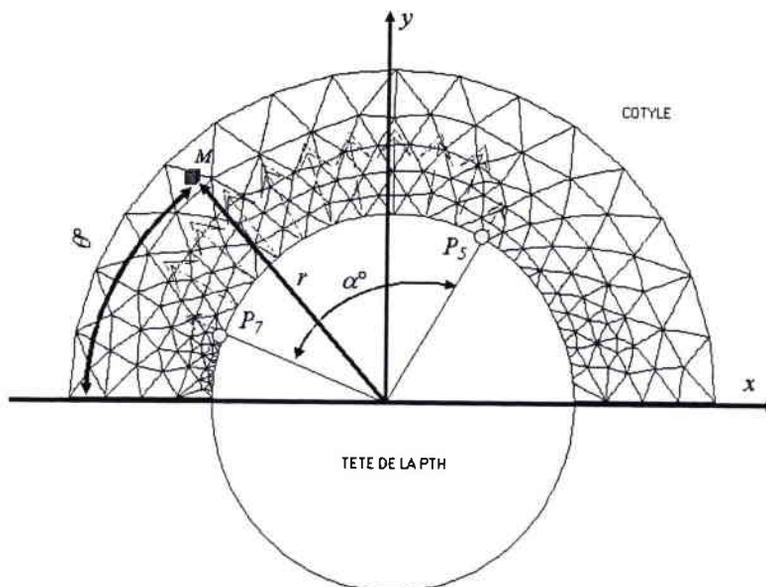


Figure III.2 : *En appui unilatéral, forces qui agissent sur l'articulation de la hanche dans le plan frontal.*

Conditions d'application de la force

Notre étude est basée sur les travaux effectués par Pauwels [44] sur le chargement du bassin : lorsqu'on représente la sollicitation mécanique de la tête fémorale sur le cotyle, on part d'un état d'équilibre statique du corps. Le cotyle est essentiellement sollicité en compression (figure III.3). L'intensité de la force de compression agissant sur le cotyle et répartie sur un secteur angulaire α durant la période d'appui unilatéral, est environ 4 fois le poids du corps, soit 280 kg pour une personne pesant 70 kg et qui se tient sur une seule jambe. La valeur de 2,8 kN est choisie pour effectuer nos calculs par éléments finis sur l'élément cotyle d'une Prothèse Totale de Hanche.



- α : angle de chargement
- P5 et P7 : points de limite de l'angle de chargement
- r, θ : coordonnées d'un point M
- point P7, $\theta = 20^\circ$
- point P5, $\theta = 122^\circ$

Figure III.3 : *Répartition de la force sur un élément de cotyle d'une PTH.*

Conditions aux limites

- Type d'éléments: éléments triangulaires à 6 nœuds (tri6).
- Comportement élastique linéaire et isotrope.
- Conditions aux limites: encastrement des segments $P4-P3$, $P1-P2$, et de l'arc de circonférence $P4-P2$ (figure III.4).

Résultats de l'analyse

La couleur bleue représente les contraintes en compression et la couleur rouge représente les contraintes en traction. La déformation produite au niveau du contact tête et cotyle de la prothèse est représentée sur la figure III.5. La valeur de la contrainte diminue suivant l'épaisseur du cotyle (figures III.6, III.7 et III.8).

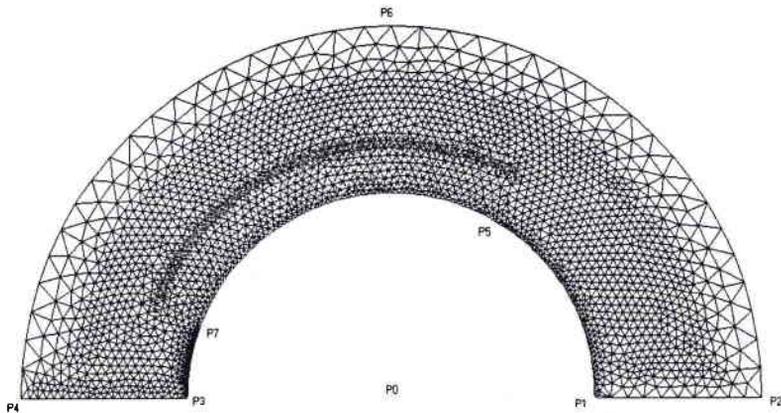


Figure III.4 : *Maillage et modélisation du cotyle d'une PTH.*

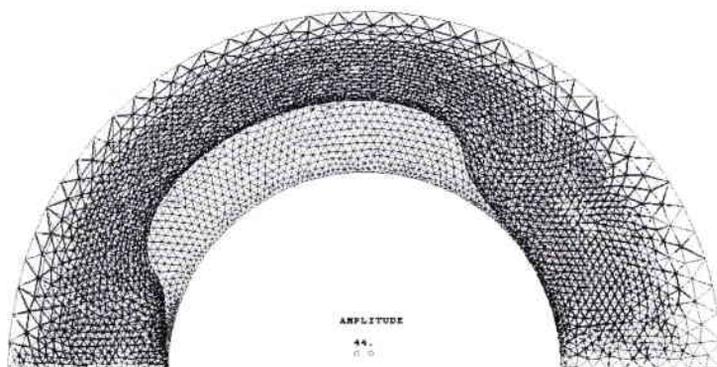


Figure III.5 : *Etat des déformations du cotyle d'une PTH.*

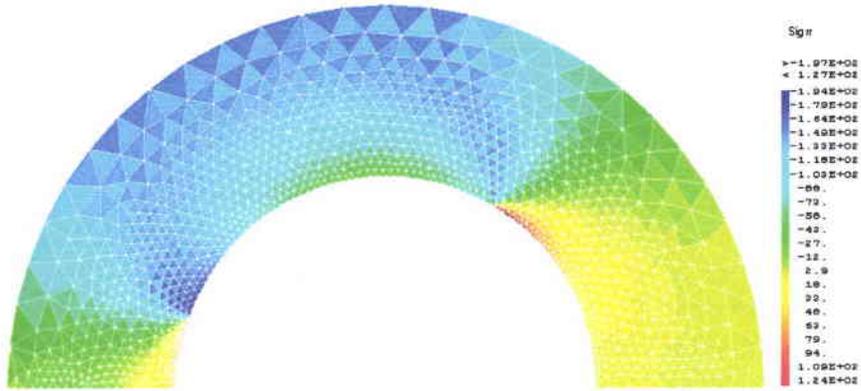


Figure III.6 : Distribution des contraintes σ_{rr} sur un cotyle d'une PTH.

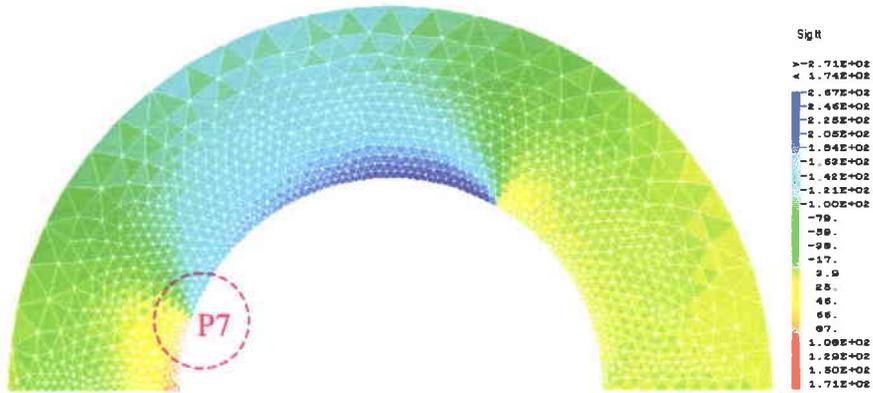


Figure III.7 : Distribution des contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ sur un cotyle d'une PTH.

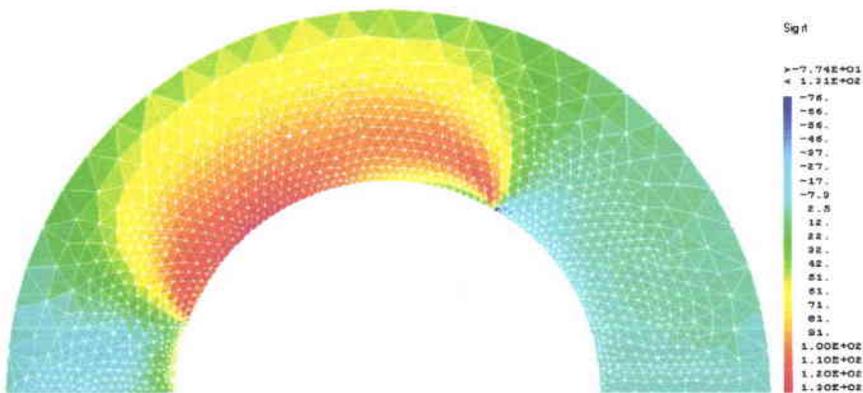


Figure III.8 : Distribution des contraintes $\tau_{r\theta}$ sur un cotyle d'une PTH.

Nous avons procédé au calcul des contraintes locales σ_{rr} , $\tau_{r\theta}$ et $\sigma_{\theta\theta}$ pour localiser les points les plus sollicités de l'élément cotyle au niveau du contact avec la tête de la PTH. Les figures III.9 et III.10 représentent l'évolution des contraintes $\sigma_{\theta\theta}$, $\tau_{r\theta}$ et σ_{rr} entre les points (Arc $\widehat{P_1P_3}$) en fonction de l'angle θ° .

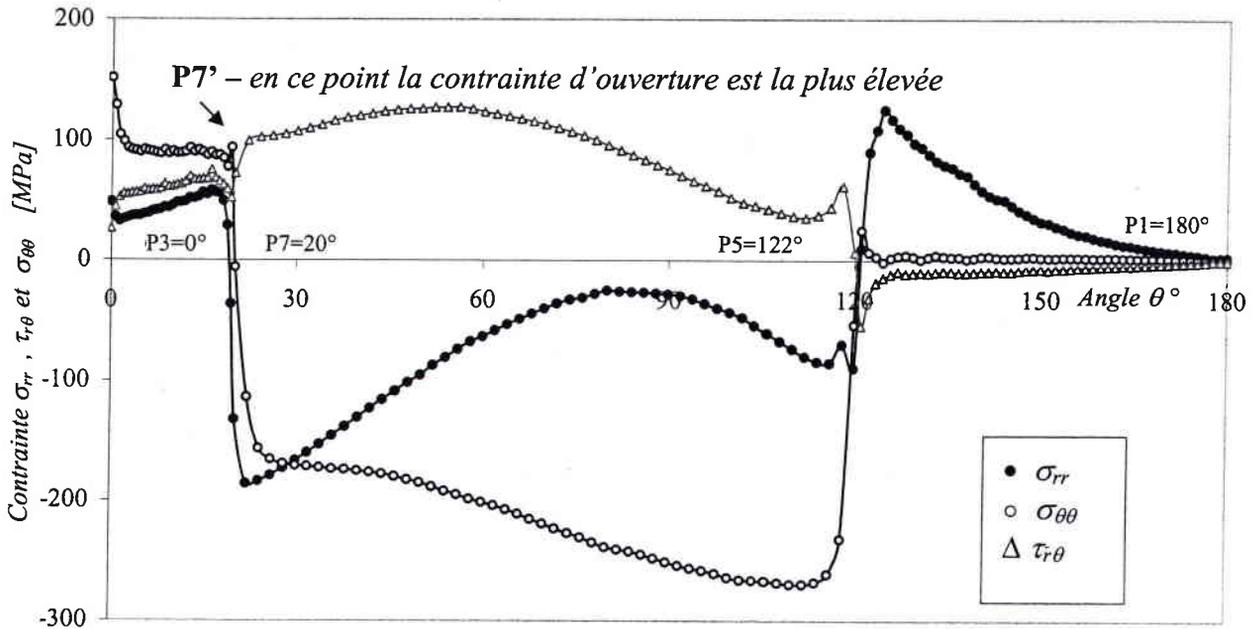


Figure III.9 : Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} , $\tau_{r\theta}$ et $\sigma_{\theta\theta}$ entre les points P_3 ($\theta=0^\circ$) et P_1 ($\theta=180^\circ$) au niveau du contact entre la tête et le cotyle en zircone.

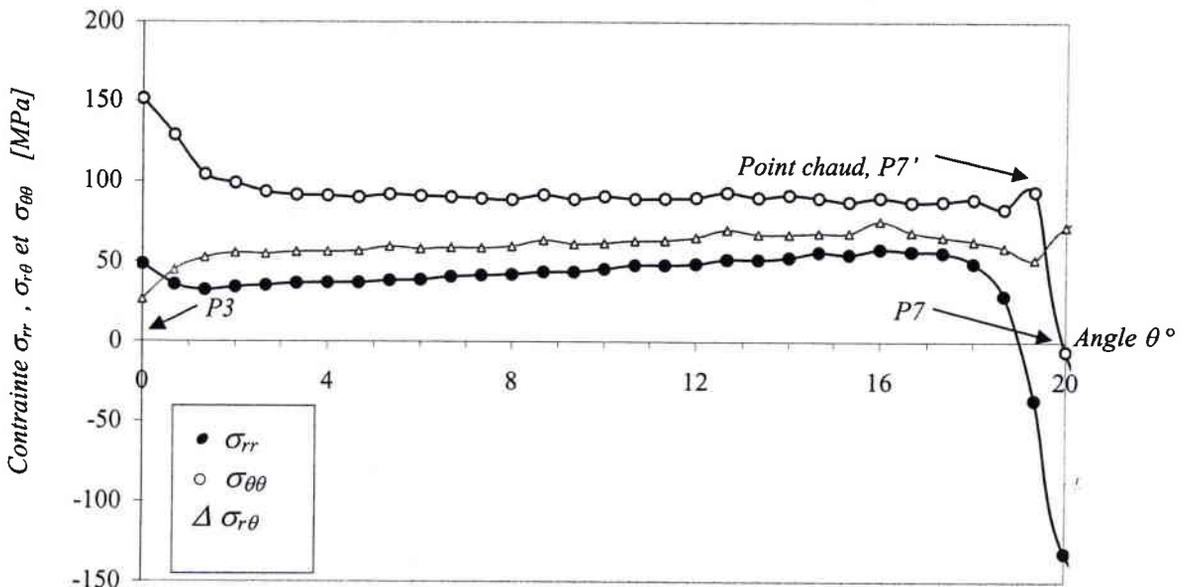


Figure III.10 : Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} , $\tau_{r\theta}$ et $\sigma_{\theta\theta}$ entre les points P_3 ($\theta=0^\circ$) et P_7 ($\theta=20^\circ$).

Entre les points $P7$ ($\theta=20^\circ$) et $P5$ ($\theta=122^\circ$), les contraintes augmentent au fur et à mesure que l'on s'approche du point $P5$. Entre les points $P3$ ($\theta=0^\circ$) et $P7$ ($\theta=20^\circ$) nous avons des contraintes de traction.

Le diagramme de la figure III.10 montre que la zone proche du point $P7$ est l'endroit le plus sollicité. A cet endroit, les contraintes sont de traction et favorable à l'amorçage d'une fissure de fatigue. Nous concluons que la rupture des cotyles se produit en traction indirecte préférentiellement à partir du point $P7'$ ($\theta=19,33^\circ$).

Angle de bifurcation de la fissure :

Cotyle en Zircone

$\sigma_{rr} = -36,301 \text{ MPa}$	$\sigma_{11} = 61,52 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = -125,09 \text{ MPa}$
$\sigma_{\theta\theta} = 94 \text{ MPa}$	angle de bifurcation de la fissure $\Psi = 36^\circ$	
$\tau_{r\theta} = 47,67 \text{ MPa}$	Position du point $P7'$, $19^\circ33' \approx 0,38 \text{ mm}$ à partir du point $P7$.	

Les directions principales nous renseignent sur la direction de bifurcation au point $P7'$.

La configuration des contraintes au point $P7'$ (point chaud) est donnée par la figure III.11.

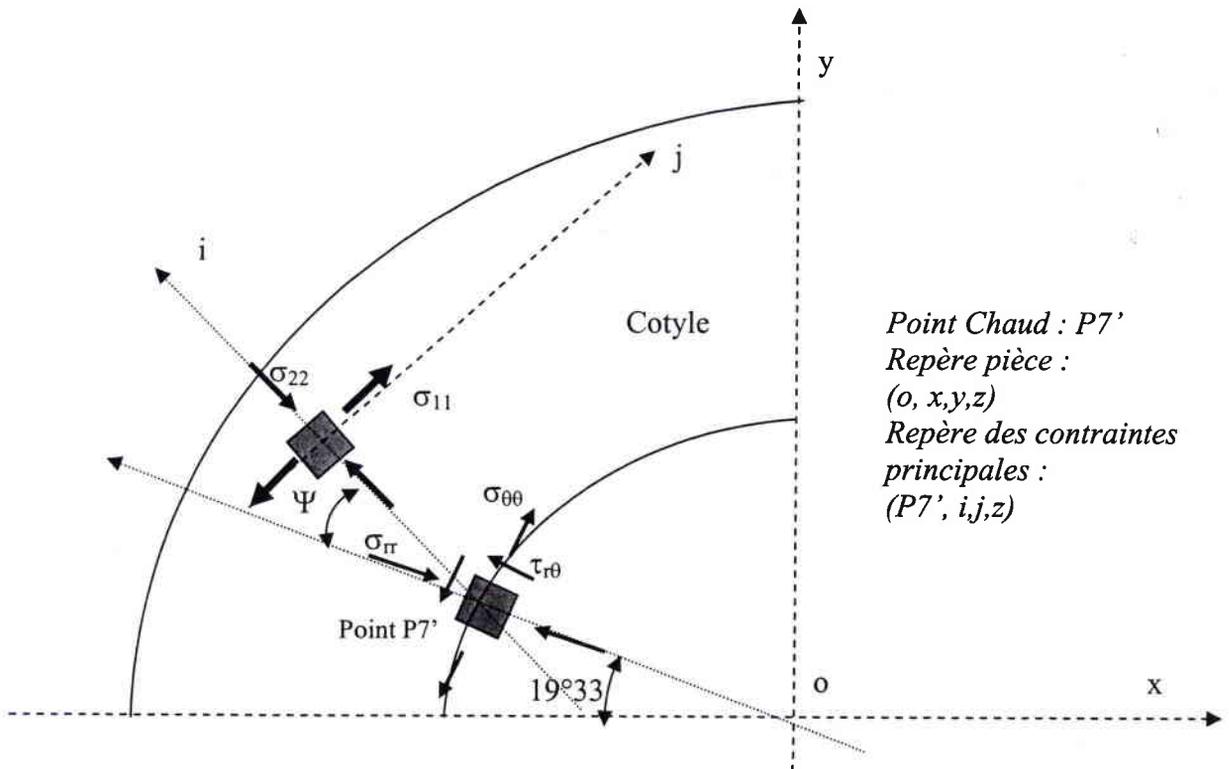


Figure III.11 : Configuration des contraintes au point $P7'$ sur l'élément cotyle.

L'analyse des contraintes au niveau du contact tête et cotyle n'a pas été l'objectif principal de la modélisation qu'elle s'est attachée à reproduire le plus fidèlement possible ce qui se passe dans le cotyle d'une Prothèse Totale de Hanche.

3.2. Modélisation et analyse des contraintes dans les éprouvettes type CT

Pour expliquer l'amorçage et la propagation de la fissure à partir de l'entaille, il est nécessaire de déterminer la distribution de la contrainte à fond d'entaille par calcul par éléments finis. La modélisation bidimensionnelle de l'éprouvette type CT, soumise à un chargement en compression, est illustrée sur la figure III.12. Les valeurs des contraintes appliquées pour le calcul sont les mêmes que celle appliquées au cours des essais.

Un programme de préparation de données, pour le calcul par éléments finis, a été réalisé. Au début de ce programme (présenté en annexe) nous avons défini :

- la géométrie des éprouvettes ;
- le type d'éléments : éléments triangulaires à 6 nœuds (tri6) ;
- le comportement : élastique linéaire et isotrope ;
- les conditions aux limites: dans ce cas nous avons empêché la translation sur l'axe Y du segment $P18-P0$ et nous avons laissé libre la translation suivant l'axe X . Nous avons bloqué le $P0$ suivant X et Y pour donner la possibilité à l'éprouvette d'assumer un comportement isotrope dans les deux directions.

Du fait de la symétrie de la géométrie de l'éprouvette, nous ne considérons que la moitié supérieure de l'éprouvette.

Nous avons calculé la valeur des réactions au niveau des points bloqués pour calculer les contraintes par le segment $P0-P18$, zone d'endommagement où se produit l'amorçage et la propagation des fissures par fatigue (figure III.12). Nous obtenons par la suite les distributions de contraintes σ_{yy} , σ_{xx} , les contraintes principales σ_{11} et σ_{22} sur le segment $P18-P0$ et le facteur d'intensité de contraintes de la fissure.

Dans le cas d'une éprouvette du type *CT*, soumise à un chargement en compression en mode I, la rupture par fatigue est provoquée par la contrainte de traction σ_{xx} . La couleur bleue représente les contraintes en traction et la couleur rouge représente les contraintes en compression (figures III.14 et III.15). Les distributions des contraintes σ_{yy} et σ_{xx} en fond d'entaille, pour $\theta = 0^\circ$, sont présentées dans les figures III.16 et III.17.

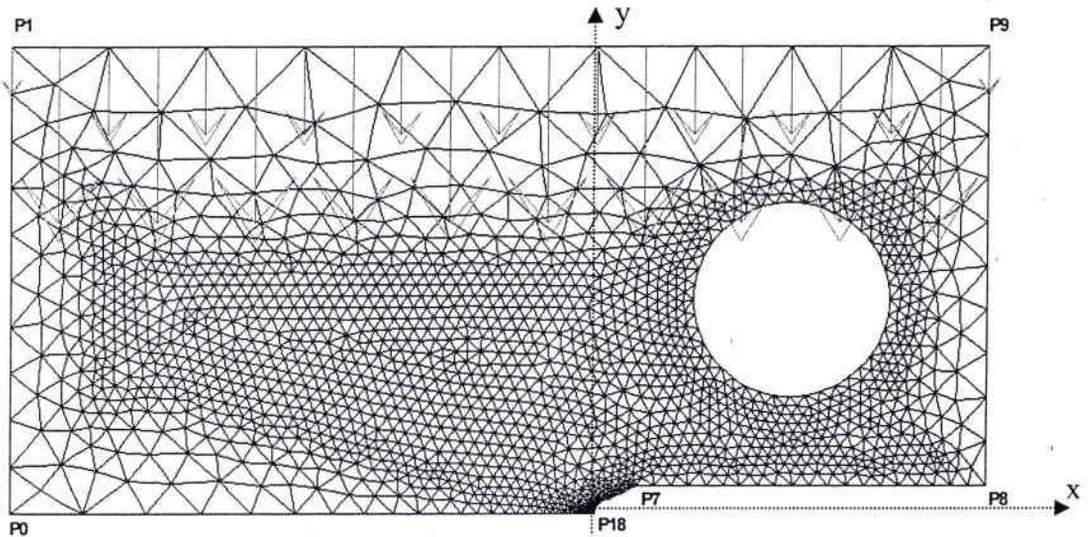


Figure III.12 : *Maillage et modélisation de l'éprouvette type CT.*

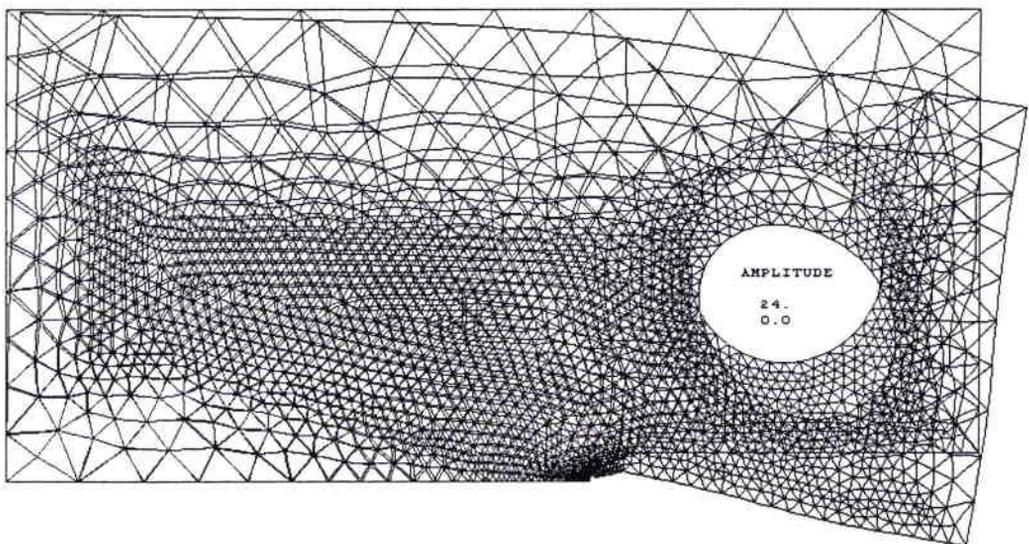


Figure III.13 : *Etat des déformations de l'éprouvette type CT.*

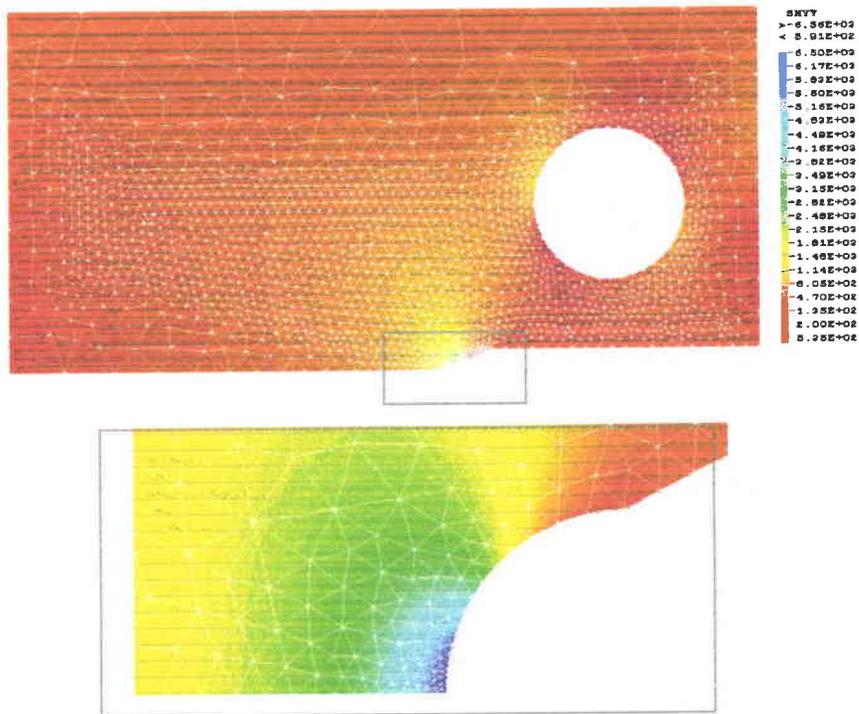


Figure III.14 : Distribution des contraintes σ_{yy} sur une éprouvette de type CT en zircone sous un chargement de 23KN.

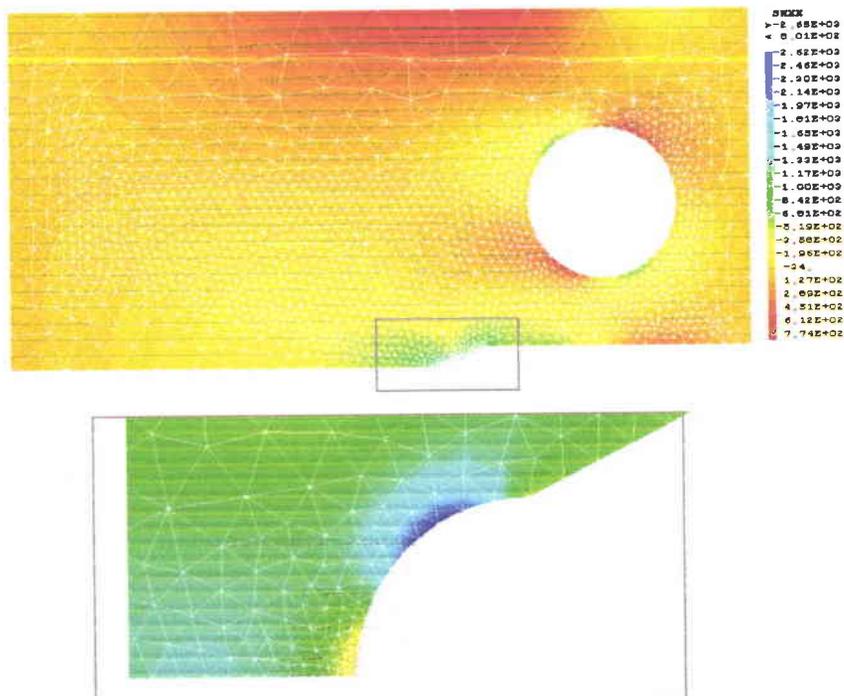


Figure III.15 : Distribution des contraintes σ_{xx} sur une éprouvette de type CT en zircone sous un chargement de 23KN.

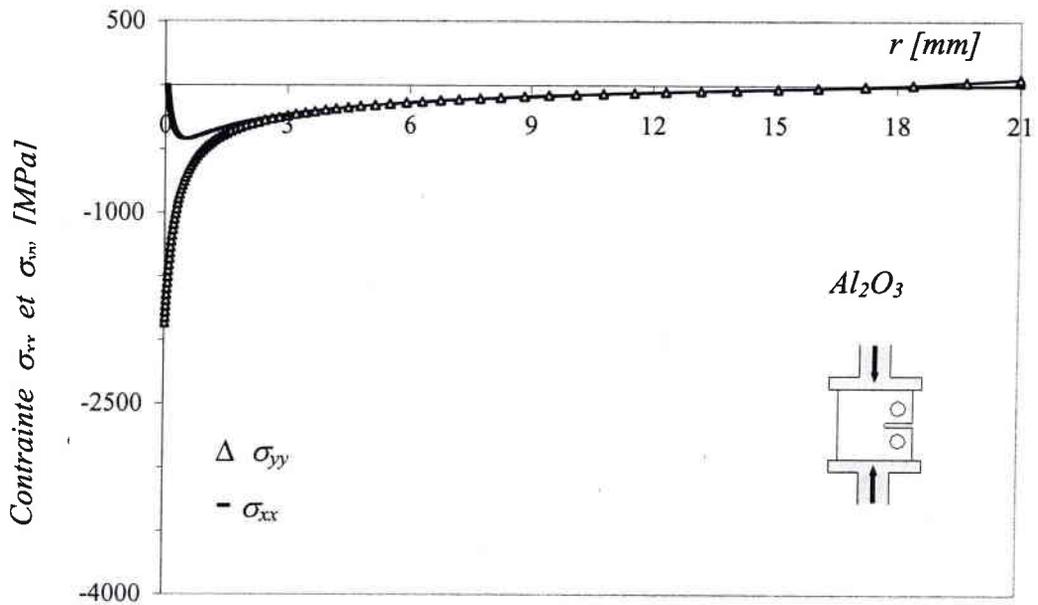


Figure III.16 : Distributions des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} en fonction de r le long du segment P18-P0 pour une éprouvette du type CT en alumine.

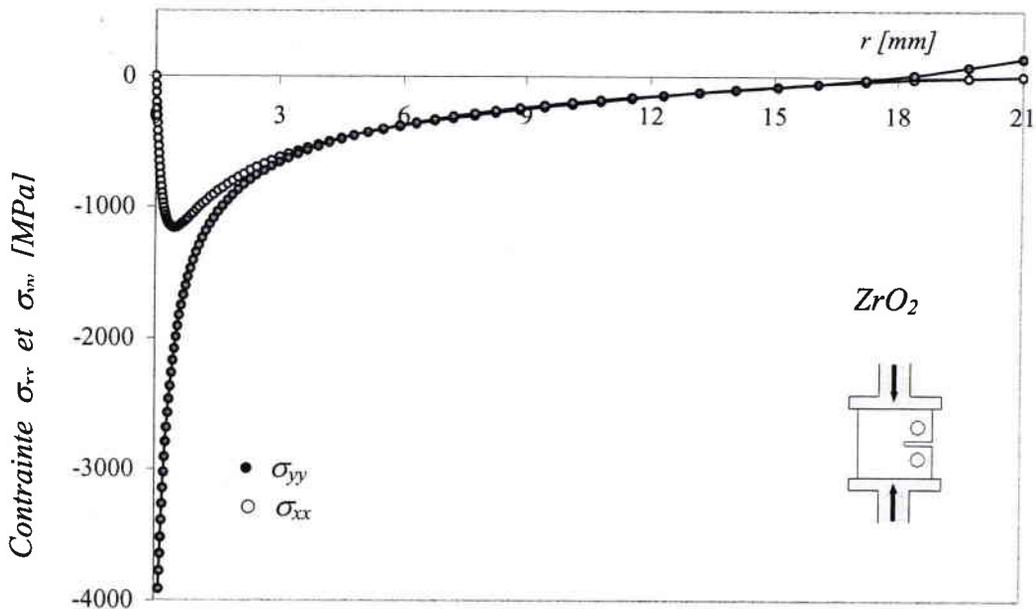


Figure III.17 : Distributions des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} en fonction de r le long du segment P18-P0 pour une éprouvette du type CT en zircone.

D'après les diagrammes des figures III.16 et III.17, il apparaît que la zircone est plus sollicitée en compression que l'alumine car son module d'Young est plus faible. Une nette différence au niveau des distributions de contraintes σ_{yy} en fonction de la distance r est constatée par rapport aux contraintes σ_{xx} .

Nous avons calculé le facteur d'intensité de contraintes K_I au point P18. Les valeurs obtenues sont regroupées dans le tableau III.2. Le calcul de ce paramètre est possible par la procédure G-THETA du code CASTEM qui utilise la formule suivante :

$$K_I = \sqrt{\frac{E \cdot G}{1 - \nu^2}} \quad (\text{III.6})$$

E : module d'Young ;

G : énergie élastique relâchée par les matériaux.

Tableau III.2 : Valeurs de K_I obtenues pour les éprouvettes type CT en alumine et en zircone au point P18 chargée en compression.

Valeur de la contrainte appliquée	Eprouvette en Alumine		Eprouvette en Zircone	
	Solution calculée par CASTEM $MPa \sqrt{m}$	Solution analytique ASTM $MPa \sqrt{m}$	Solution calculée par CASTEM $MPa \sqrt{m}$	Solution analytique ASTM $MPa \sqrt{m}$
76,19 MPa	$K_I = 33,18$	$K_I = 34,55$	-	-
221,25 MPa	-	-	$K_I = 85,103$	$K_I = 84,73$

Les valeurs obtenues des facteurs d'intensité de contraintes K_I , lors des calculs par éléments finis, sont des valeurs proches des valeurs déterminées par la méthode analytique ASTM.

Contraintes principales et chemin de la fissure

Eprouvette en zircone

$\sigma_{11} = \sigma_{xx} = +40.843 \text{ MPa}$	Chemin de la fissure $\Psi=0^\circ$
$\sigma_{22} = \sigma_{yy} = -3\,819,7 \text{ MPa}$	$\tau_{xy} = 0$

Repère pièce :
(P18, x,y,z)

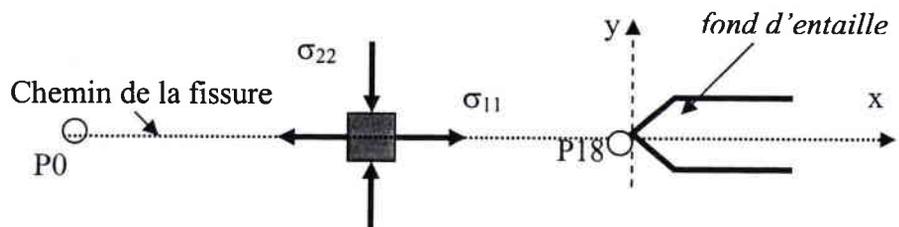


Figure III.18 : Schéma des contraintes en fond de fissure dans le cas des essais en mode I en compression sur éprouvette CT.

3.3. Modélisation et analyse des contraintes dans les disques brésiliens

Un programme (présenté en annexe) de calcul par éléments finis sur éprouvettes disques brésiliens a été réalisé. Pour cela nous définissons :

- la géométrie des disques brésiliens ;
- le type d'éléments: éléments triangulaires à 6 nœuds (tri6) ;
- le comportement : élastique linéaire et isotrope ;
- les conditions aux limites: dans ce cas nous avons bloqué le segment $P15-P14$ selon l'axe Y et nous avons laissé libre les déplacements suivant l'axe X . Le point $P14$ est encastré suivant les axes x et y , figure III.19 ;
- les valeurs des charges de compression sont indiquées dans le tableau III.3.

Tableau III.3. Valeur de l'amplitude de la charge ΔP appliquée sur éprouvette de type disque brésilien.

	Mode I $\beta=0^\circ$	Mode I+II $\beta=34^\circ$
Eprouvette en Alumine	10 kN	7 kN
Eprouvette en Zircone	16 kN	13 kN

La figure III.19 montre le maillage des disques brésiliens. Les figures III.20 et III.21 illustrent la déformation des éprouvettes pour un angle $\beta=0^\circ$ (cas d'un mode I) et $\beta=34^\circ$ (cas d'un mode mixte I+II) où K_{II} est maximal.

Nous avons utilisé des éléments triangulaires isoparamétriques à six nœuds, avec un maillage dense au voisinage des entailles. Le même style de maillage a été conservé pour toutes les éprouvettes en alumine et en zircone en mode I et en mode I+II afin d'éliminer toute influence de changement du maillage sur les résultats obtenus. Le matériau est supposé avoir un comportement isotrope élastique.

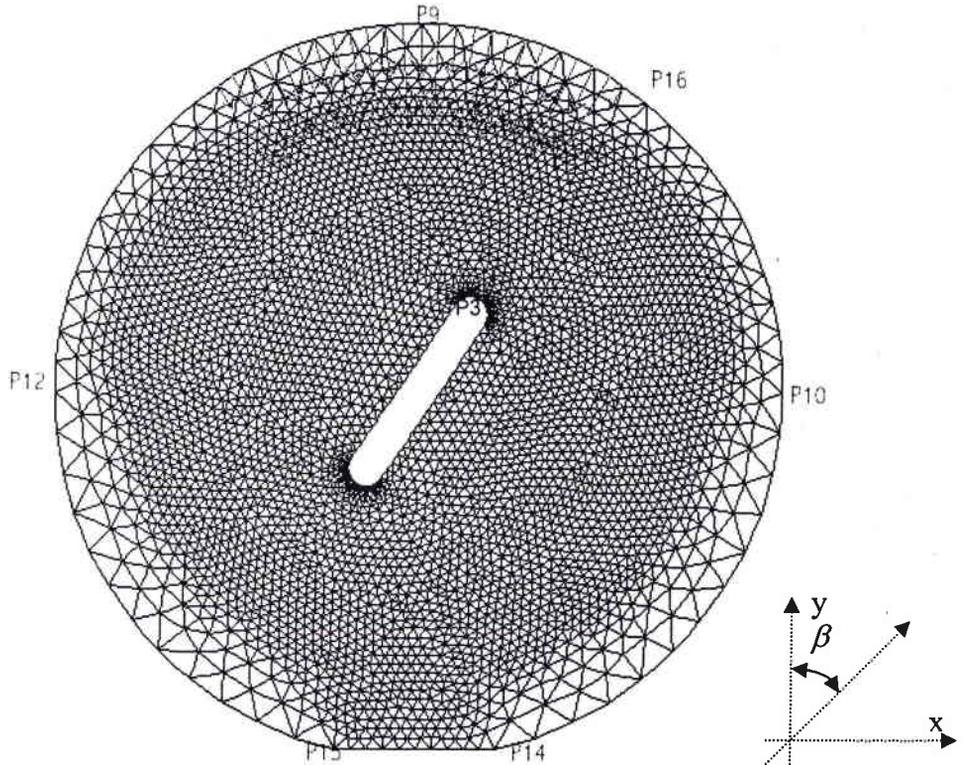


Figure III.19 : Modélisation et maillage du disque brésilien.

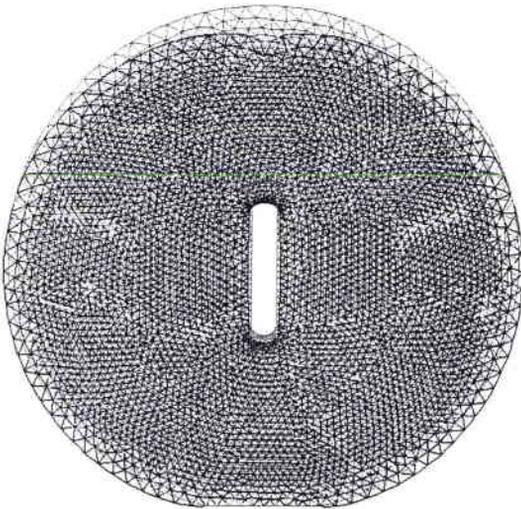


Figure III.20 : Etat des déformations du disque brésilien pour un chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).

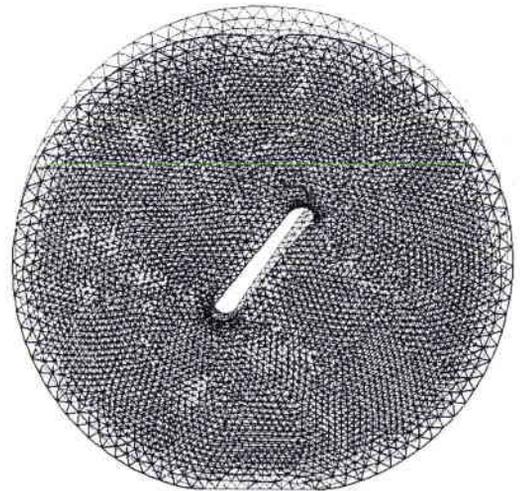


Figure III.21 : Etat des déformations du disque brésilien pour un chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$).

Les distributions des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$, pour un cas de chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$), sont présentées respectivement par les figures III.22 et III.23. Ces distributions permettent de repérer la zone la plus sollicitée sous contraintes de traction.

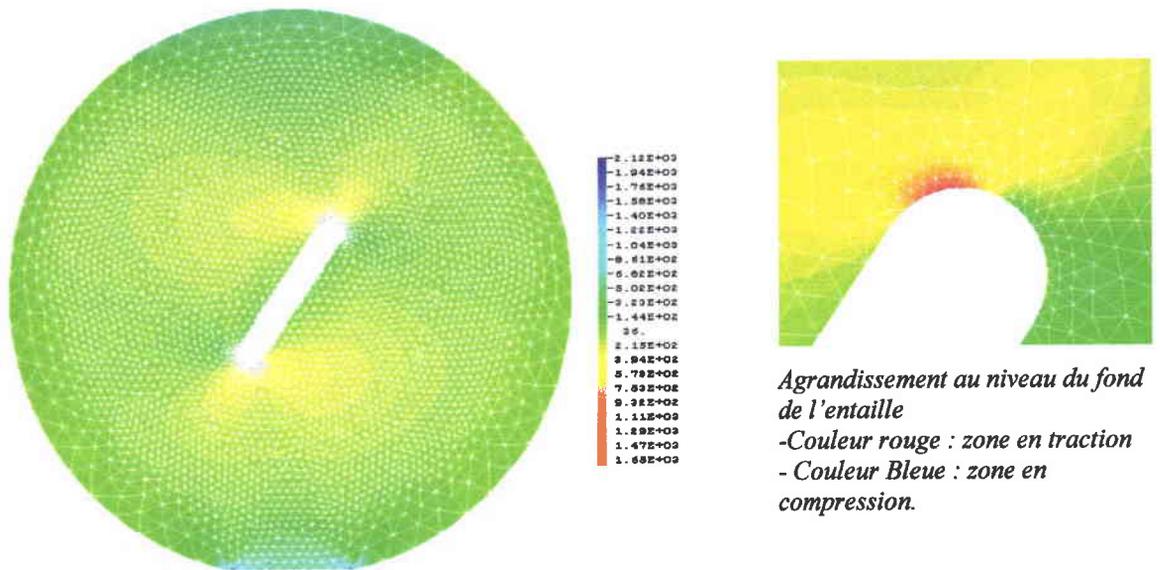


Figure III.22 : Exemple de distribution des contraintes σ_{rr} sur un disque brésilien en zircone sous un chargement de 18kN ($\beta=34^\circ$).

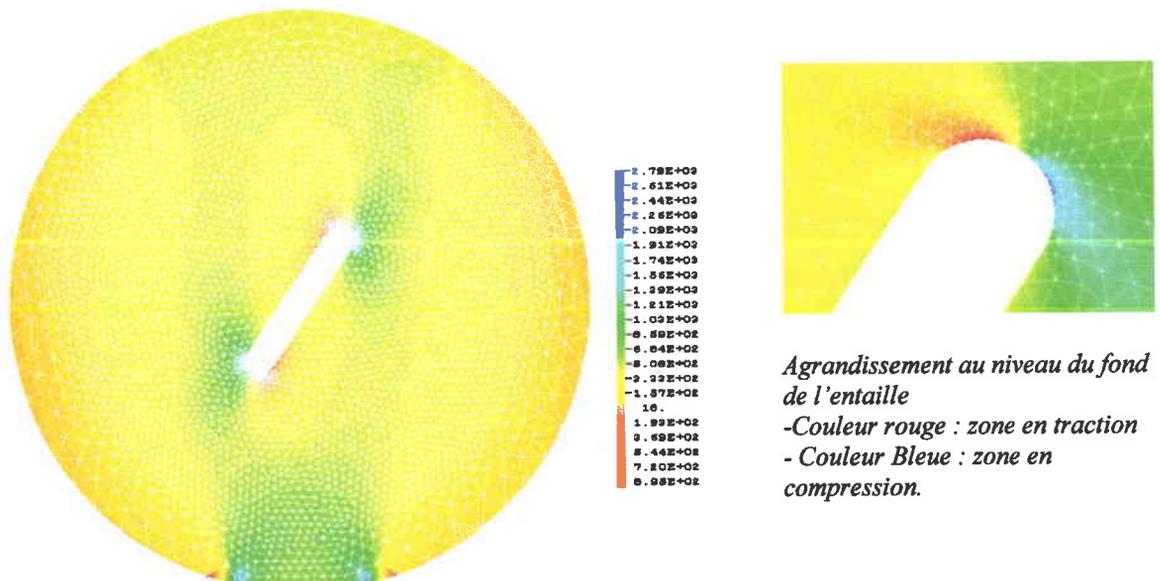


Figure III.23 : Exemple de distribution des contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ sur un disque brésilien en zircone sous un chargement de 18kN ($\beta=34^\circ$).

Nous avons représenté l'évolution des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la distance r de la pointe de l'entaille mécanique sur le segment P3-P16 pour un chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$), figures III.24 et III.25 et pour un chargement en mode I ($\beta=0^\circ$), figures III.26 et III.27. Nous remarquons qu'au niveau du point P3, la contrainte est la plus élevée pour les deux biocéramiques. L'amorçage de la fissure par fatigue prend donc naissance en cette région.

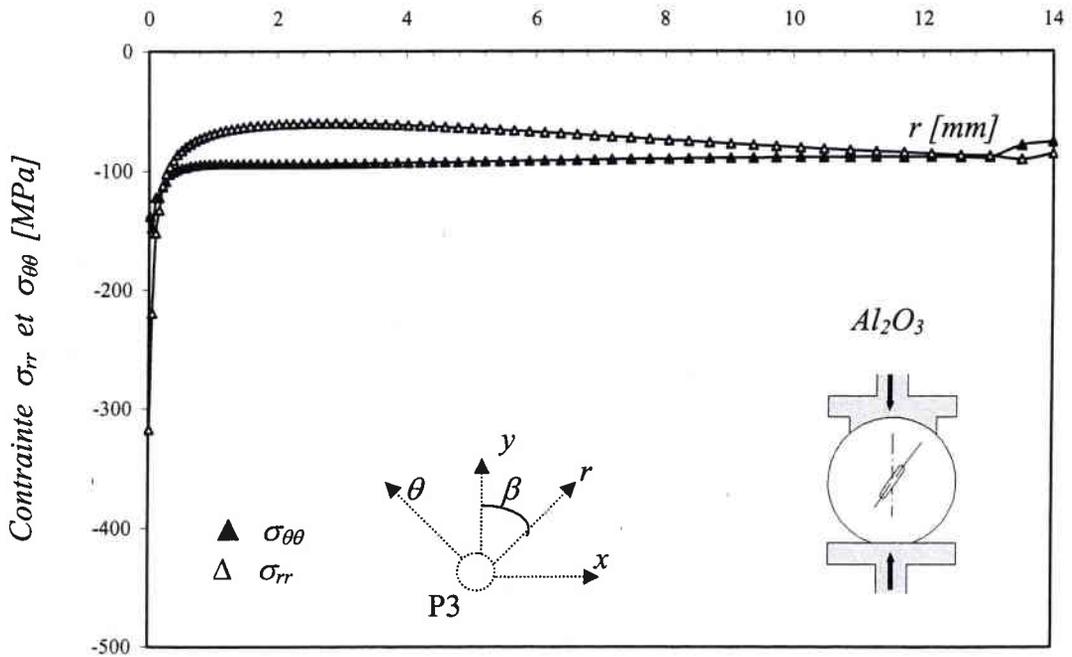


Figure III.24 : Courbe des distributions des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en alumine chargée en mode I+II ($\beta=34^\circ$).

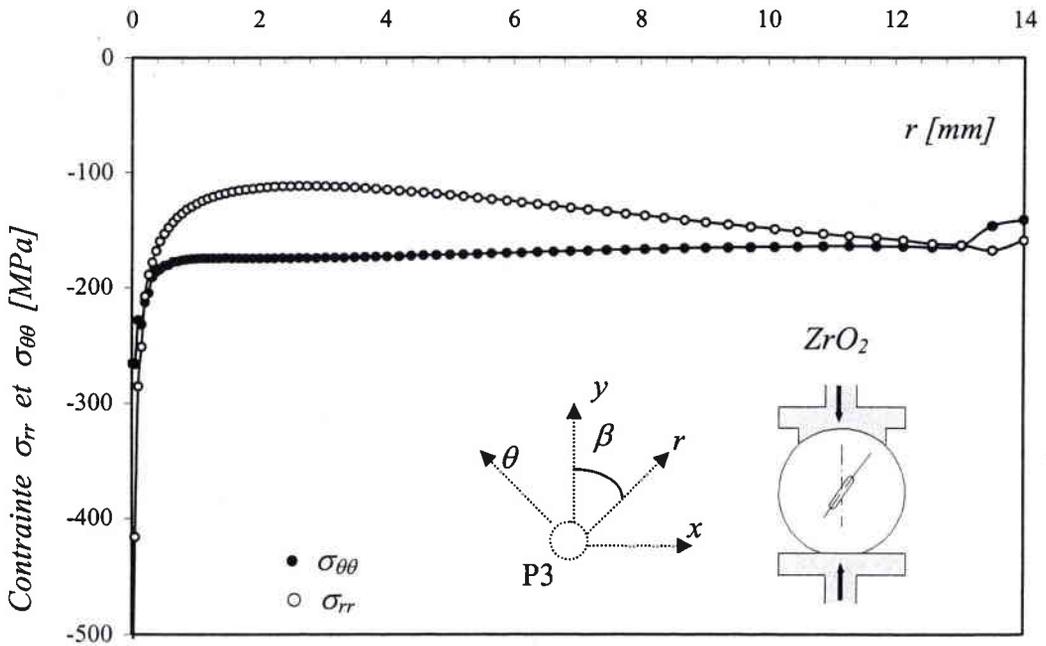


Figure III.25 : Courbe des distributions des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en zircone chargée en mode I+II ($\beta=34^\circ$).

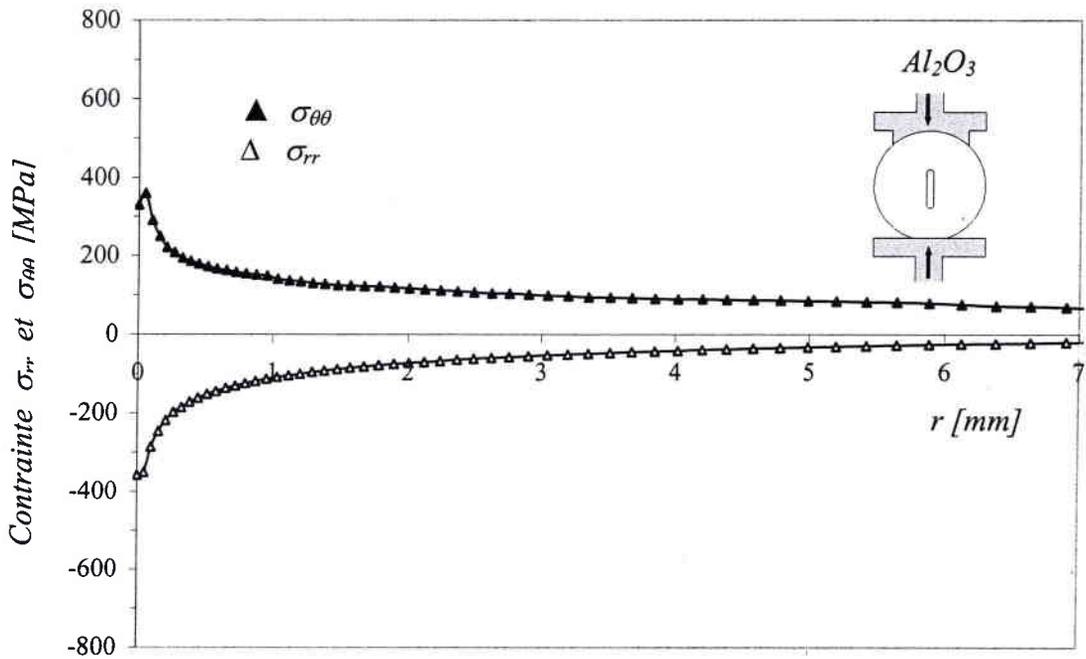


Figure III.26 : Courbe des distributions des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en alumine chargée en mode I ($\beta=0^\circ$).

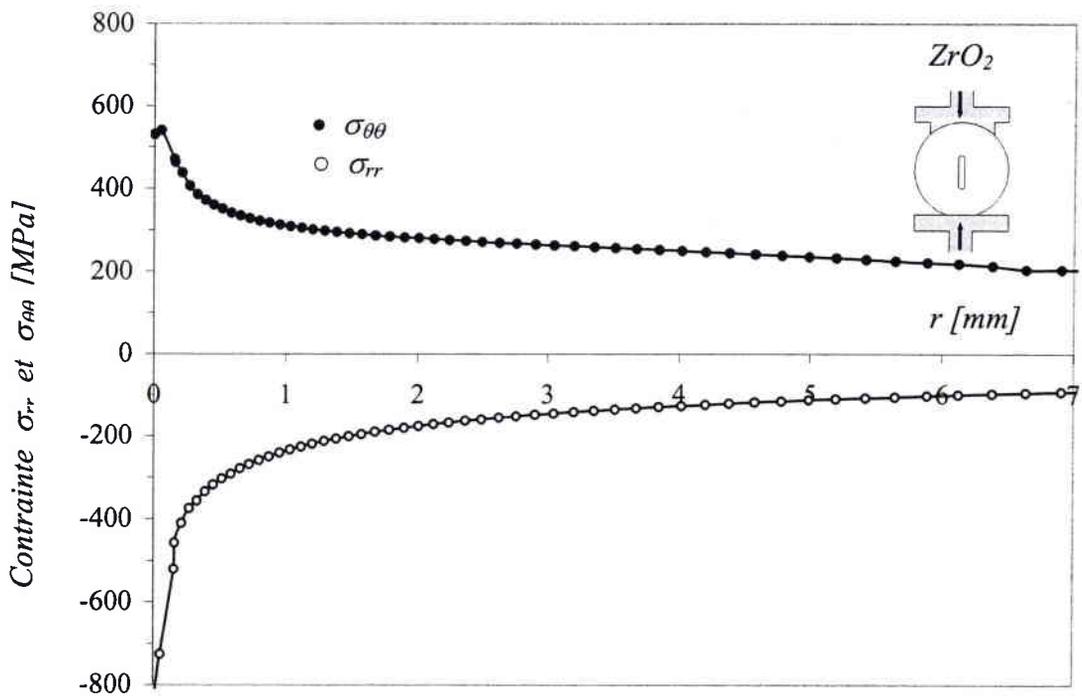


Figure III.27 : Courbe des distributions des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en zircone chargée en mode I ($\beta=0^\circ$).

Nous avons déterminé par la suite les valeurs des facteurs d'intensités de contraintes K_I et K_{II} lorsque le disque est sollicité en mode mixte I+II ($\beta=34^\circ$), et la valeur de K_I lorsque le disque est sollicité en mode I ($\beta=0^\circ$) par calcul par éléments finis et par la méthode analytique d'Atkinson [87].

Les valeurs des facteurs K_I et K_{II} sont déterminées par le code de calcul CASTEM qui utilise les formules suivantes :

$$K_I = \frac{E'}{4} \cdot \left(\sqrt{\frac{2 \cdot \pi}{r - \beta}} \right)^v \quad (\text{III.7})$$

$$K_{II} = \frac{E'}{4} \cdot \left(\sqrt{\frac{2 \cdot \pi}{r - \beta'}} \right)^u \quad (\text{III.8})$$

- $\beta = -d/c$ avec d et c coefficients de la droite: $v^2 = cr + d$;
- $\beta' = -b/a$ avec b et a coefficients de la droite: $u^2 = ar + b$;
- u et v sont respectivement les déplacements suivant l'axe X et l'axe Y ;
- r la distance par rapport au fond de la fissure.

Pour un disque chargé en mode I+II, les valeurs des deux facteurs d'intensité des contraintes sont déterminées par les équations suivantes [87]:

$$K_I = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot a}} \cdot \int_{-a}^{+a} \sigma_\theta(r, \theta = \beta) \frac{\sqrt{a+r}}{a-r} dr \quad (\text{III.9})$$

$$K_{II} = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot a}} \cdot \int_{-a}^{+a} \tau_{r\theta}(r, \theta = \beta) \frac{\sqrt{a+r}}{a-r} dr \quad (\text{III.10})$$

La méthode d'Atkinson a été expliquée dans le chapitre I de la partie bibliographique.

Les évolutions des valeurs de K_I et K_{II} en fonction de l'angle d'inclinaison de l'entaille mécanique par la méthode d'Atkinson [87] et par calcul CASTEM sont présentées par la figure III.28.

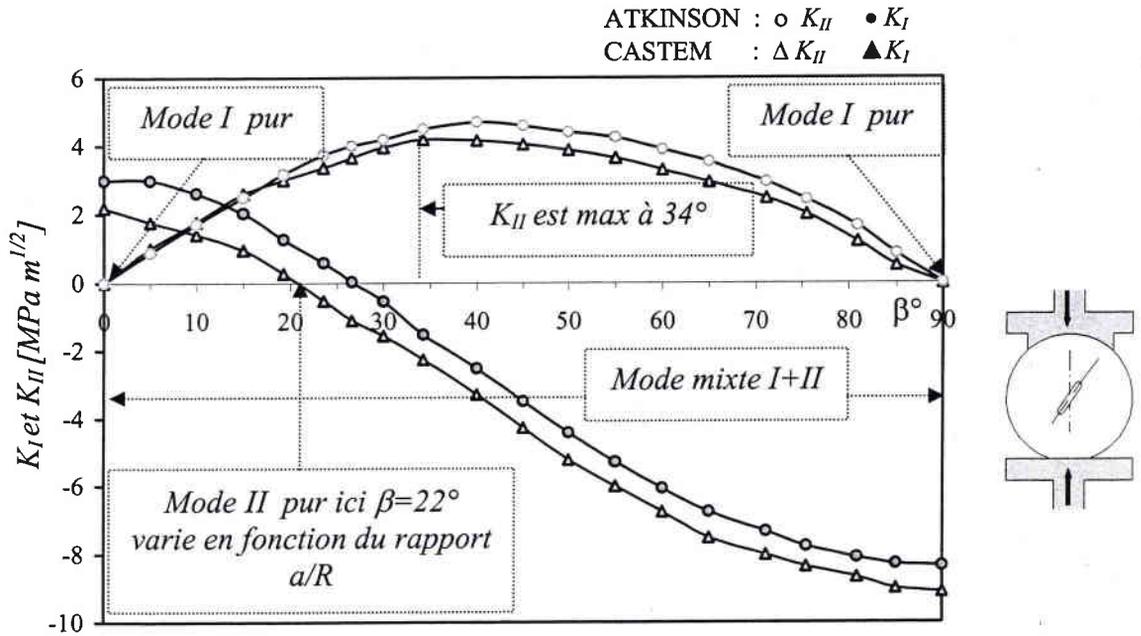


Figure III.28 : Evolution de K_I et K_{II} en fonction de l'angle d'inclinaison de l'entaille sous un chargement de 5 kN par la méthode d'Atkinson et par calcul aux éléments finis.

Lorsque l'angle β varie de 0° à 90° degrés, le facteur d'intensité de contraintes K_I décroît continûment pour prendre des valeurs négatives à partir de la valeur de $\beta=26^\circ$.

Les résultats obtenus par le code de calcul CASTEM, pour un chargement en mode I et en mode mixte I+II, sont regroupés dans le tableau III.4.

Tableau III.4 : Valeurs de K_I et de K_{II} obtenues pour les éprouvettes type disque brésilien en alumine et en zircone par la méthode d'Atkinson [87] et par calcul CASTEM.

		Eprouvette en Alumine			Eprouvette en Zircone		
		Mode I $\beta = 0^\circ$	Mode I+II $\beta = 34^\circ$		Mode I $\beta = 0^\circ$	Mode I+II $\beta = 34^\circ$	
ΔP [KN]	Méthode utilisée	K_I MPa \sqrt{m}	K_I MPa \sqrt{m}	K_{II} MPa \sqrt{m}	K_I MPa \sqrt{m}	K_I MPa \sqrt{m}	K_{II} MPa \sqrt{m}
10	Castem	5,5991					
	Atkinson	6,89					
7	Castem		-3,144	4,741			
	Atkinson		-2.372	6,913			
16	Castem				9,2716		
	Atkinson				11,027		
13	Castem					-5,923	8,690
	Atkinson					-3.856	12,839

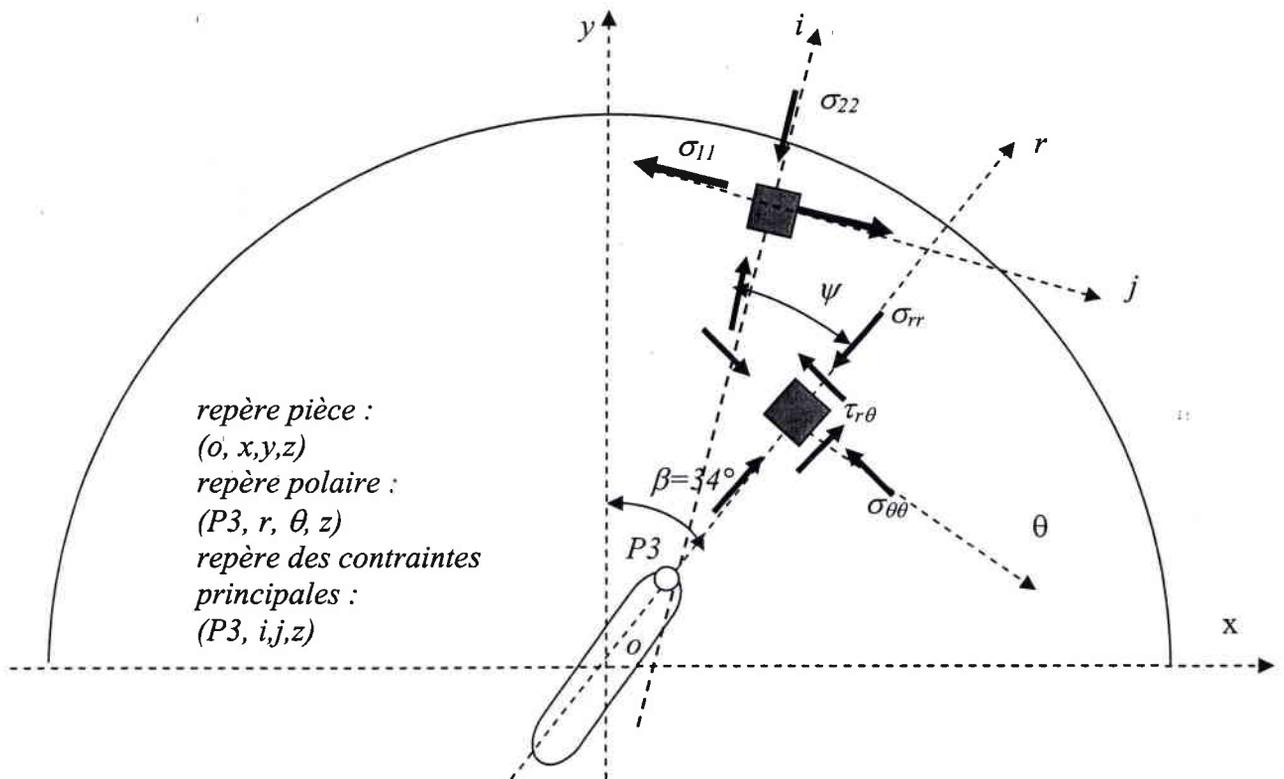
Pour $\beta=0^\circ$ la valeur de K_{II} est égale à zéro ($K_{II}=0$), mode I de chargement.

*** Calcul des contraintes à la pointe de la fissure et de l'angle de bifurcation**
angle de bifurcation de la fissure pour un chargement en mode I+II ($\beta = 34^\circ$)
Zircone :

$\sigma_{rr} = -265,22$	$\sigma_{11} = 556 \text{ MPa}$	$\tau_{r\theta} = -918,63 \text{ MPa}$
$\sigma_{\theta\theta} = -591,79 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = -1413,4 \text{ MPa}$	$\Psi = 36,1^\circ$ angle de bifurcation

Alumine :

$\sigma_{rr} = -137,89$	$\sigma_{11} = 304,11 \text{ MPa}$	$\tau_{r\theta} = -491,71 \text{ MPa}$
$\sigma_{\theta\theta} = -591,79 \text{ MPa}$	$\sigma_{22} = -759,42 \text{ MPa}$	$\Psi = 36,1^\circ$ angle de bifurcation


Figure III.29 : Direction de bifurcation sous chargement en mode I+II ($\beta = 34^\circ$).
Angle de bifurcation de la fissure pour un chargement en mode I ($\beta = 0^\circ$)
Zircone :

$\sigma_{11} = \sigma_{rr} = 556 \text{ MPa}$	$\tau_{r\theta} = 0 \text{ MPa}$
$\sigma_{22} = \sigma_{\theta\theta} = -1112 \text{ MPa}$	$\Psi = 0^\circ$ angle de bifurcation

Alumine :

$\sigma_{11} = \sigma_{rr} = 349,01 \text{ MPa}$	$\tau_{r\theta} = 0 \text{ MPa}$
$\sigma_{22} = \sigma_{\theta\theta} = -699,42 \text{ MPa}$	$\Psi = 0^\circ$ angle de bifurcation

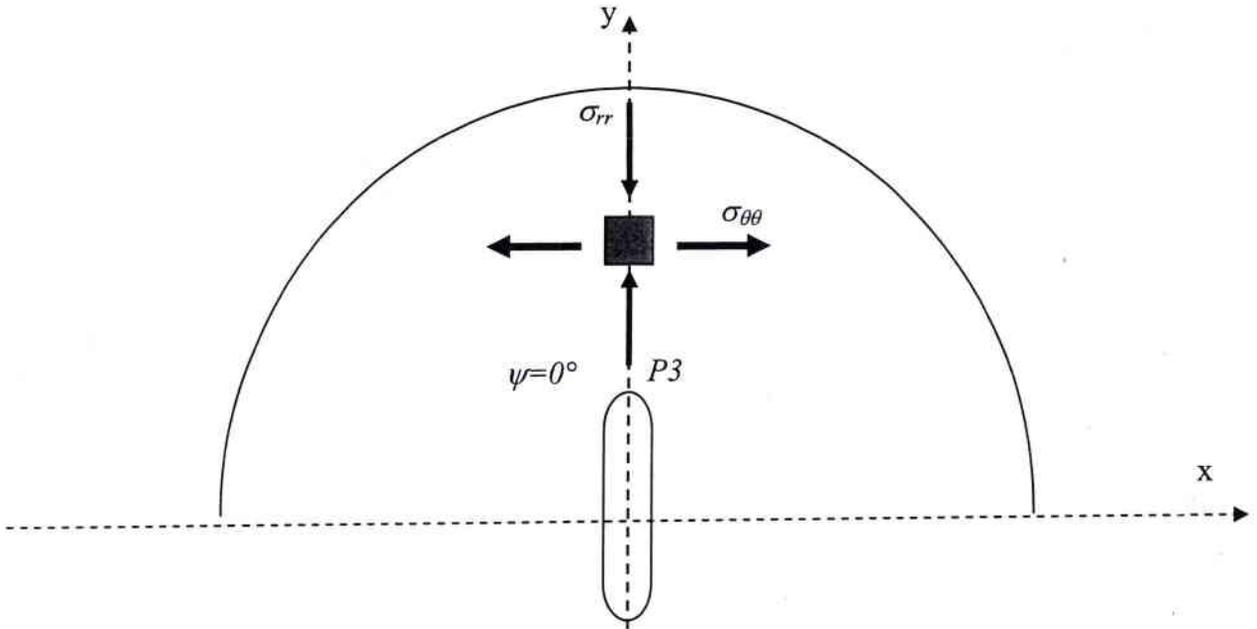


Figure III.30 : *Distribution des contraintes et chemin de fissuration sous chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).*

4. CONCLUSION

Les calculs par éléments finis sur des éprouvettes du type CT et disque brésilien permettent de choisir la nature du chargement (modèle de celle du cotyle) et bien connaître la distribution des contraintes au niveau de la pointe de la fissure.

L'affinement du maillage au niveau du point considéré, induit une variation des valeurs de K_I et K_{II} obtenus par le code de calcul CASTEM. Nous avons choisi le maillage adéquat pour obtenir des valeurs de K_I et de K_{II} qui s'approchent le mieux possible des valeurs obtenues par la formule empirique. Le nombre de couche dans le programme CASTEM est choisi comme étant égal à 4 et donne des valeurs des facteurs d'intensité de contraintes K_I et K_{II} comparables aux valeurs calculées par la méthode d'Atkinson.

Le choix préférentiel qui s'est porté sur les éprouvettes du type disque brésilien est consécutif aux difficultés rencontrées lors des essais sur les éprouvettes du type CT. En outre, ils conduisent à des essais en mode mixte s'approchant au mieux des conditions réelles du comportement en service des prothèses de hanche.

Tableau III.5 : Tableau récapitulatif des contraintes principales

	Cotyle	Eprouvette CT	Disque brésilien en mode I ($\beta=0^\circ$)	Disque brésilien en mode I+II ($\beta=34^\circ$)
Angle de bifurcation (ψ°)	36°	0°	0°	36,1°
σ_{11}	61,52	40,843	556	304,11
σ_{22}	-105,09	-3819,7	-1112	-759,42
$\sigma_{11} / \sigma_{22}$	- 0,58	-0,01	- 0,50	- 0,40

L'angle $\beta=34^\circ$ est l'angle le plus approprié pour simuler la bifurcation car il conduit à un angle de bifurcation sous sollicitation en mode I+II ($\beta=34^\circ$) de $\psi=36,1^\circ$. Cet angle ψ correspond au même angle de bifurcation sur le cotyle $\psi=36^\circ$.

Nous remarquons que le mode I ($\beta=0^\circ$) est le mode qui s'approche le mieux des conditions réelles de chargement sur le cotyle ($\sigma_{11}/\sigma_{22}=-0,58$). En définitive nous pensons que cette condition était plus impérative car nous sommes préoccupés partiellement de l'amorçage.

Chapitre IV

**RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX
ET DISCUSSION**

1. INTRODUCTION

L'évaluation de la sûreté des prothèses ostéo-articulaires en biocéramique soumises à des chargements de fatigue fait appel à des analyses de mécanique de la rupture prenant en compte l'existence de défauts ou de fissures dans les pièces constituant la prothèse. La connaissance des cinétiques de propagation de fissure dans ces pièces est nécessaire pour effectuer des analyses et comprendre les causes de rupture par fatigue. La conduite, de nos essais de vitesse de propagation de fissure, tient compte de l'évolution des moyens et méthodes d'essais actuels.

Notre étude porte sur le comportement à la fatigue en compression des biocéramiques d'alumine (Al_2O_3) et de zircon (ZrO_2). Pour les deux biocéramiques testées, nous avons réalisé des essais sur deux types d'éprouvettes : éprouvettes type CT28 chargées en mode I et des éprouvettes disques brésiliens de diamètre 40 mm chargées en mode I ($\beta=0^\circ$) et en mode I+II ($\beta=34^\circ$). Tous les essais sont réalisés sous une amplitude de charge ΔP constante.

Nous avons regroupé l'ensemble de nos résultats en deux parties :

- étude de la propagation des fissures par fatigue sous chargement en compression ;
- étude de l'amorçage des fissures par fatigue.

Nos discussions porteront essentiellement dans cette étude sur :

- l'arrêt éventuel de la propagation par tension indirecte ;
- la méthode volumétrique pour l'amorçage ;
- le choix du matériau biocéramique le plus approprié aux applications orthopédiques.

Nous appliquons les concepts de mécanique de la rupture pour décrire les résultats des essais d'amorçage et de propagation sur les éprouvettes du type CT et disque brésilien.

2. ÉTUDE DE LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE SOUS CHARGEMENT EN COMPRESSION

Forme du cycle de chargement appliqué

Nous avons conduit les essais sur éprouvettes type CT et disque brésilien sous chargement cyclique en compression-compression (figure IV.1). La valeur de la contrainte moyenne est définie par la relation suivante :

$$\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{Max} + \sigma_{min}}{2} \quad (IV.1)$$

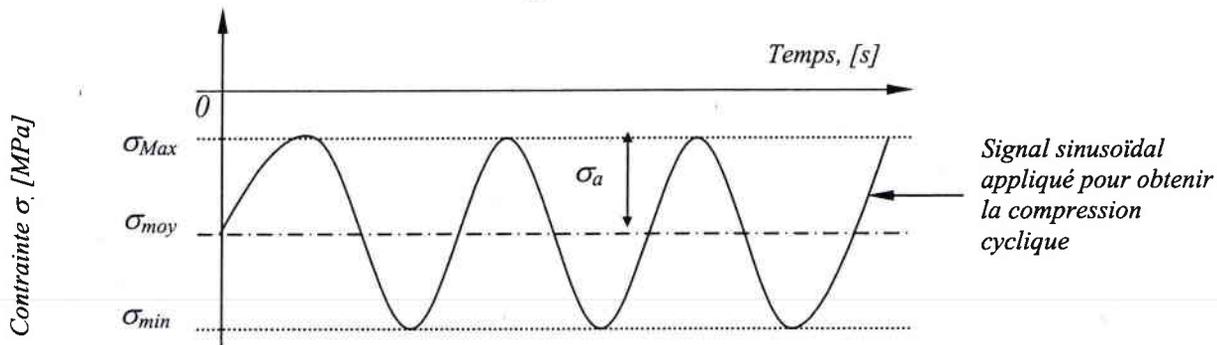


Figure IV.1 : Diagramme (contrainte - temps qui se répète périodiquement) du cycle de chargement pour l'ensemble des essais.

Nous sommes dans le cas de contrainte ondulé de compression. Le rapport de chargement extérieur est $R = \frac{\sigma_{min}^{\infty}}{\sigma_{Max}^{\infty}} = 10$.

2.1. Étude de la propagation des fissures de fatigue sur les éprouvettes type CT

2.1.1. Évolution de la longueur de fissure (a) en fonction du nombre de cycles (N_p)

Essais sur des éprouvettes type CT en alumine et en zircon

Dans un premier temps nous nous sommes intéressés à l'étude de la vitesse de propagation des fissures par fatigue en compression de l'alumine et de la zircon, utilisées comme éléments de frottement pour les prothèses ostéo-articulaires (PTH, PTG, PTC...). Cette vitesse de propagation de fissure est déterminée à partir des mesures de longueur de la fissure (a) en fonction du nombre de cycles (N_p) [$a = f(N_p)$].

Les évolutions de la longueur de la fissure a en fonction du nombre de cycles N_p sont présentées sur les diagrammes de la figure IV.2. Nos résultats sont comparés aux travaux de Dickson [93] et de Ritchie [47-54].

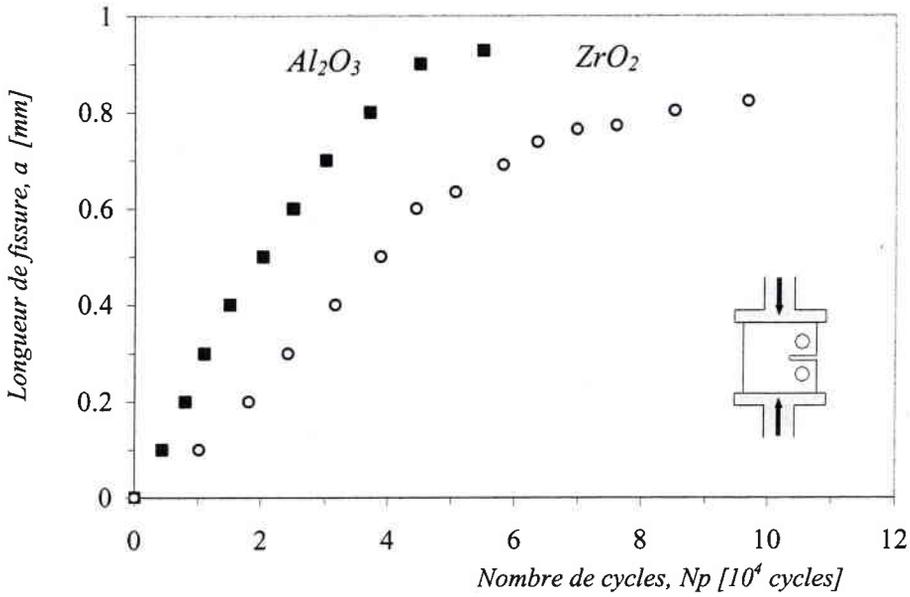


Figure IV.2 : Evolution du diagramme (a, N_p) sur éprouvettes de type CT en biocéramique chargées en compression.

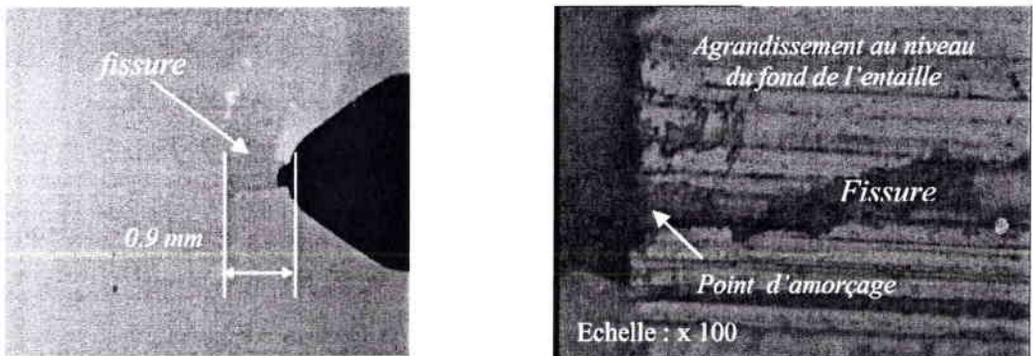


Figure IV.3 : Fissure de fatigue présente sur une éprouvette en alumine (Al_2O_3). La longueur de la fissure est mesurée à partir du plan de référence de l'éprouvette.

Pour tous les cas de mesure, les diagrammes (a, N_p) se présentent sous forme d'une branche parabolique. La durée de vie en propagation pour un chargement en mode I pur, sur des éprouvettes du type CT en zircone est plus élevée que celle en alumine. Ce qui laisse penser que la zircone résiste plus à la propagation que l'alumine.

La durée de vie totale N_T est définie comme étant la somme du nombre de cycle à l'amorçage (N_a) et le nombre de cycles à la propagation (N_p) :

$$N_T = N_a + N_p. \quad (IV.2)$$

Le nombre de cycle à l'amorçage pour les éprouvettes en alumine est $N_a = 23 \cdot 10^4$ Cycles, sous une amplitude de chargement cyclique en fatigue compression de valeur $\Delta P = 8$ kN. Pour les éprouvettes en zircone le nombre de cycle à l'amorçage est $N_a = 35 \cdot 10^4$ Cycles sous une amplitude de charge $\Delta P = 23$ kN.

Le nombre de cycles à l'amorçage de la zircone est plus élevé que celui de l'alumine. La zircone résiste donc mieux à l'amorçage que l'alumine, son module d'Young étant plus faible.

2.1.2. Évolution de la propagation des fissures par fatigue en fonction de ΔK et K_{Max} sur les éprouvettes type CT chargées en mode I

L'évolution de la vitesse de la propagation de fissure en fonction de la variation du facteur d'intensité de contraintes ΔK_I constitue un des objectifs recherchés dans cette étude pour pouvoir prédire la durée de vie totale des éléments en biocéramique.

Le facteur d'intensité de contraintes K est calculé dans le cas des éprouvettes du type CT par la méthode analytique (normalisation ASTM avec $f(a/w) = 2.14$ pour $a/w = 0.8$).

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (\text{IV.3})$$

Après avoir relevé les longueurs de fissures et le nombre de cycles correspondant à chaque longueur, la vitesse de fissuration est calculée par une méthode dite de la sécante qui consiste à calculer la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction de ΔK et K_{Max} entre deux points (a_i, N_i) et (a_{i+1}, N_{i+1}) au point : $\bar{a} = \frac{a_i + a_{i+1}}{2}$

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \right) \quad (\text{IV.4})$$

$$\Delta K = f(\bar{a})$$

Une fois l'ensemble des couples $(da/dN, \Delta K)$ calculés, ils sont reportés sur un diagramme en coordonnées bi-logarithmiques (abscisses : valeurs de ΔK ou K_{Max} , ordonnées : valeurs de da/dN) figures IV.4 et IV.5, afin de vérifier si les biocéramiques utilisées suivent la loi de fissuration de Paris [92]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad \text{avec} \quad \Delta K = (K_{Max} - K_{min}) \quad (IV.5)$$

m et C sont des paramètres qui caractérisent la biocéramique et les conditions d'essai.

ΔK est de la forme suivante :

$$\Delta K = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (IV.6)$$

Pour la prise en compte du rapport de chargement R par le biais du facteur K_{Max} , nous avons tracé l'évolution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction de K_{Max} .

Le modèle est de la forme [43] :

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot (\Delta K)^p (K_{Max})^n \quad (IV.7)$$

C' , p et n sont des facteurs caractéristique du biocéramique.

$$\text{or} \quad K_{Max} = \frac{\Delta K}{1 - R'} \quad (IV.8)$$

$R' = \frac{K_{min}^{eff}}{K_{Max}^{eff}}$: rapport de chargement local.

à partir de l'équation IV.5, nous aurions l'expression de da/dN en fonction de ΔK :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C}{(1 - R')^n} \cdot (\Delta K)^{(n+p)} \quad (IV.9)$$

$$C' = C (1 - R')^n \quad (IV.10)$$

et

$$(n+p) = m \quad (IV.11)$$

Les coefficients n , p et C' sont déterminés à partir du diagramme da/dN en fonction du facteur d'intensité de contraintes K_{Max} à l'aide de l'équation suivante :

$$\frac{da}{dN} = C' (1 - R')^p (K_{Max})^{n+p} \quad (IV.12)$$

Il convient donc d'estimer les paramètres C , m , C' , n et p et de contrôler la régression pour tous les diagrammes (da/dN , ΔK et K_{Max}) développés dans cette étude (Tableau IV.1). Le seuil de propagation de fissure est la valeur asymptotique de ΔK et K_{Max} pour laquelle da/dN tend vers zéro. C et C' sont exprimés en $[m/cycle (MPa \sqrt{m})^{-m}]$.



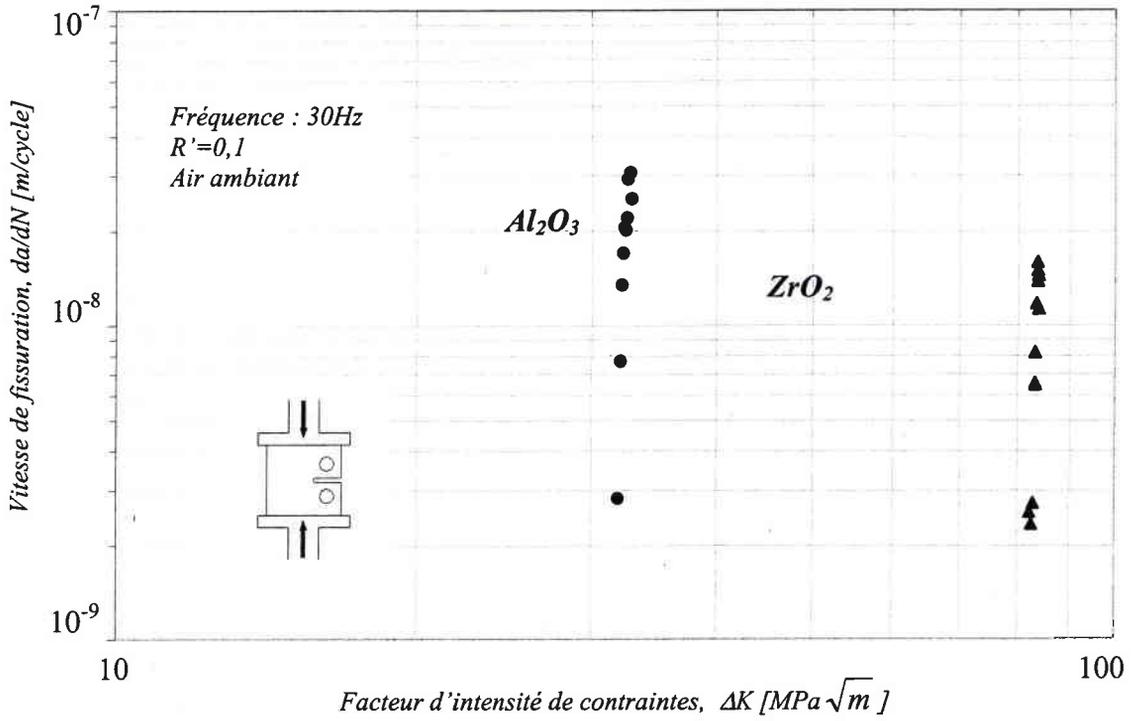


Figure IV.4 : Diagramme (da/dN , ΔK) obtenu sous chargement en mode I sur éprouvette du type CT pour l'alumine et la zircone

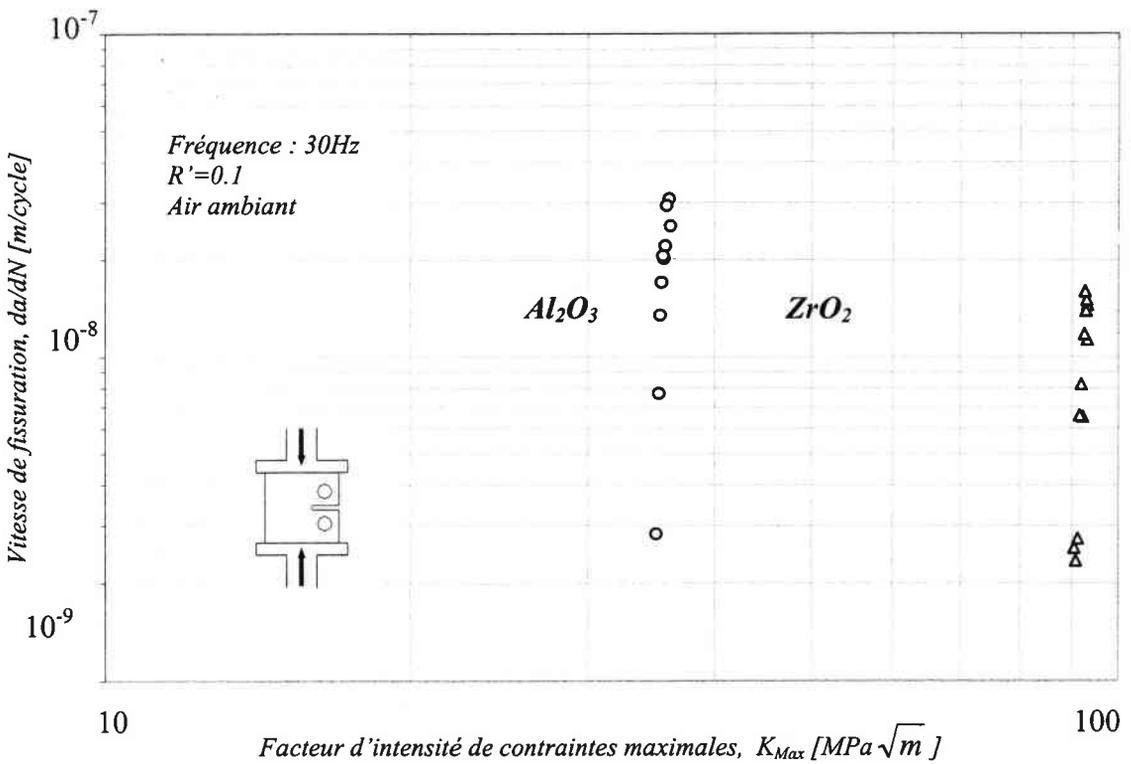


Figure IV.5 : Diagramme (da/dN , K_{Max}) obtenu sous chargement en mode I sur éprouvette du type CT pour l'alumine et la zircone.

Tableau IV.1 : Facteurs m , C , C' , n et p et comparaison avec les résultats obtenus par Ritchie [43, 47, 54, 60, 61, 62, 71] à $R = 0,1$.

Coef.	Nos résultats	
	Al_2O_3	ZrO_2
C	$6,1 \cdot 10^{-21}$	$7,9 \cdot 10^{-32}$
C'	$0,41 \cdot 10^{-21}$	$0,65 \cdot 10^{-32}$
n	25,6	23,7
p	5,4	4,3
m	31	28
	Ritchie [43, 47, 54, 60, 61, 62, 71]	
C	$5,2 \cdot 10^{-18}$	$4,89 \cdot 10^{-22}$
C'	$5 \cdot 10^{-16}$	-
n	17 - 31,6 - 21,8	-
p	1,6 - 9,8	-
m	27, ... 33	21, ... 42

La différence entre nos résultats et ceux obtenus dans les travaux de Ritchie [59, 60] est due à la nature de la céramique étudiée et surtout à la taille des grains. Nous avons $n > p$, ce qui montre que la rupture est bien fragile.

Essai sur éprouvette CT en zircone (la fissure s'arrête)

L'essai décrit n'est pas représentatif car il a été obtenu qu'une seule fois. Nous avons enregistré la propagation de la fissure sans pouvoir détecter l'amorçage et le début de la propagation. Cet essai nous semble particulier car la fissure s'est arrêtée à une distance de 5 mm à fond d'entaille contrairement aux autres essais où la fissure se propage totalement sur toute la longueur de l'éprouvette. Les résultats de propagation sont présentés à la figure IV.6. La figure IV.7 montre la présence de la fissure de fatigue sur l'éprouvette en zircone testée.

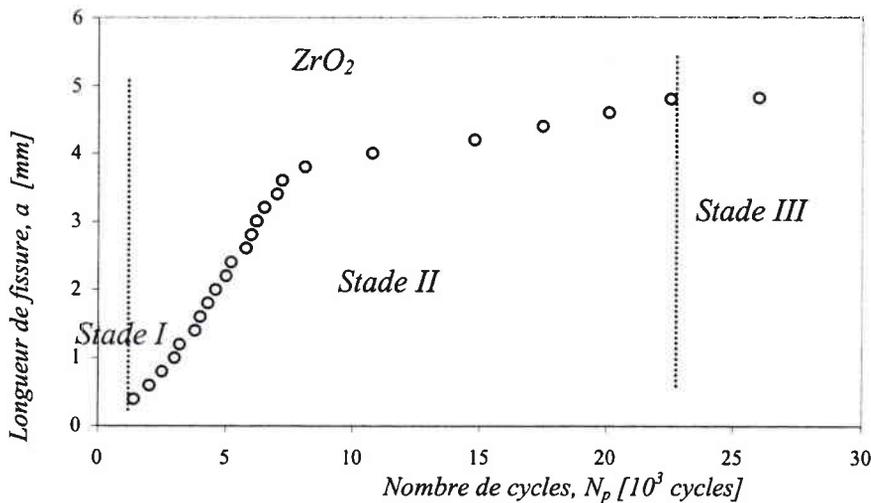


Figure IV.6 : Evolution du diagramme (a, N_p) sur éprouvette du type CT en zircone chargée en compression.

Pour ce type d'essai, sur une éprouvette entaillée en zircone, la propagation de la fissure se révèle en trois stades, (figure IV.6) :

Stade I- Nucléation de microfissures et coalescence de ces dernières.

Stade II- Accélération de la vitesse de propagation de la fissure.

Stade III- arrêt de la fissure.

Le stade I est limité à la région jouxtant la surface. Il est suivi du stade II dans lequel la fissure se propage en première approximation de façon perpendiculaire à l'effort principal de traction (direction suivant x).

La transition entre stade I et stade II est attribuée à la diminution de la contrainte de cisaillement τ_{xy} avec la croissance de la fissure et à l'augmentation concomitante de la contrainte normale.

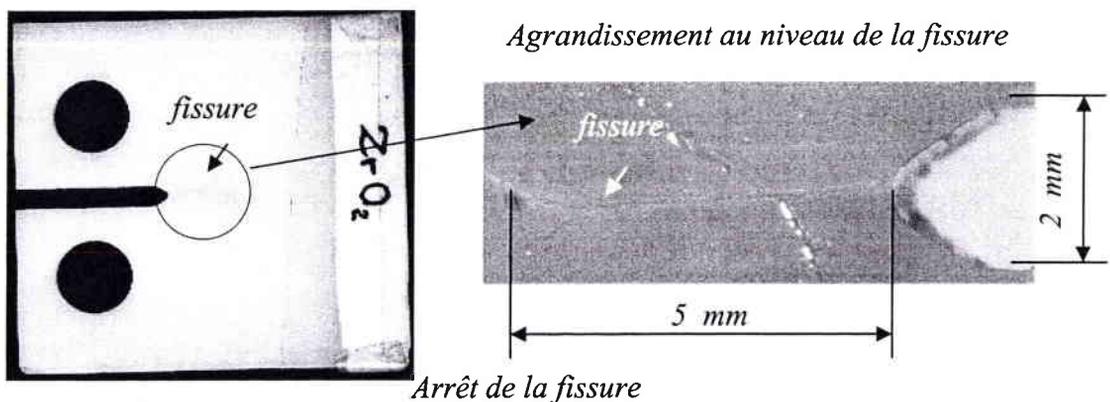


Figure IV.7 : *Éprouvette en zircone testée présentant une fissure de fatigue.*

Cette fissure s'est arrêtée par la rencontre d'un obstacle qui l'a stabilisée. Ce problème a été examiné par Jayatilaka [94]. Nous sommes dans le cas où la théorie du maillon le plus faible est mise en défaut par la présence des obstacles.

Cette résistance, qu'oppose la fissure à la propagation, est une caractéristique de la matière constituant la zircone étudiée. C'est donc une grandeur indépendante de la taille (a) du défaut ou de la fissure se propage. La variation de la résistance à la propagation avec l'avancée de la fissure est un phénomène de courbe R . Ce phénomène, découvert particulièrement sur les céramiques [96, 97], traduit l'existence de mécanismes de renforcement se produisant à petite échelle, au voisinage de la pointe de la fissure. Dans notre cas, les mécanismes sont apparus en avant du front de fissuration à une distance de 5 mm du début de la propagation. Ceci explique l'apparition d'une zone singulière où le comportement est micro plastique ou encore d'une zone de dissipation d'énergie par transformation de phase.

La longueur de la fissure dans le stade I est très faible et non déterminée dans notre essai. L'amorçage de la fissure a nécessité un nombre de cycle important (32.10^4 Cycles) sous une amplitude de charge $\Delta P=22KN$.

Le nombre de cycles de propagation est faible vis-à-vis du nombre de cycles d'amorçage. La propagation dans cette éprouvette est importante malgré une contrainte de traction faible selon les résultats de l'analyse par éléments finis.

2.1.3. Prédiction de la durée de vie sur la zircone

Nous avons signalé dans le premier chapitre l'absence de résultats sur le comportement en fatigue compression des biocéramiques et surtout l'absence de la courbe de Wöhler. Pour pouvoir valider nos résultats, nous avons élaboré un modèle de prédiction de la durée de vie finale d'éprouvette en biocéramique chargée en mode I et trouvé une explication au phénomène d'arrêt de la fissure observé lors de notre essai sur l'éprouvette en zircone [80].

Nous avons les relations :

$$K_I = f\left(\frac{a}{w}\right) \cdot \sigma_a \sqrt{\pi a} \quad (\text{IV.13})$$

$$\frac{da}{dt} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (\text{IV.14})$$

$$\sigma_a = \sigma_0 f(t) \quad (IV.15)$$

avec $0 \leq f(t) \leq 1$; σ_a : contrainte appliquée

Par intégration de l'équation (IV.14), on obtient :

$$\int_{a_i}^{a_f} da = \int_0^{t_f} C \cdot \left[f\left(\frac{a}{w}\right) \cdot \sigma_0 f(t) \cdot \sqrt{\pi a} \right]^m dt \quad (IV.16)$$

$$a_f^{\frac{2-m}{2}} - a_i^{\frac{2-m}{2}} = \left[\frac{2-m}{2} \right] \cdot \left[C \cdot \left\{ f\left(\frac{a}{w}\right) \right\}^m \cdot \pi^{\frac{m}{2}} \cdot (\sigma_0)^m \right] \int_0^{t_f} [f(t)]^m dt \quad (IV.17)$$

a_i : nombre de cycles à l'initiation, a_f : nombre de cycles à la rupture.

Pour un chargement cyclique, la durée de vie finale (t_f) est donnée par l'expression suivante :

$$t_f = \left[\frac{2}{m-2} \right] \cdot \left[f\left(\frac{a}{w}\right)^m \cdot \pi^{\frac{m}{2}} \cdot C \cdot a_i^{\frac{m-2}{2}} \cdot (\sigma_0)^m \right]^{-1} \cdot \lambda \cdot \left[\int_0^{t_f} (f(t))^m dt \right]^{-1} \quad (IV.18)$$

où λ désigne la période de chargement

Ce modèle établi à partir du modèle phénoménologique de Paris demeure de nature empirique. La durée de vie finale est donc fonction de la charge appliquée et de la nature de chargement.

Pour l'essai sur éprouvette en zircone nous avons trouvé une valeur de $2,6 \cdot 10^4$ cycles pour une propagation de la longueur de la fissure de 5 mm de longueur. En appliquant l'équation IV.18, on détermine la durée de vie finale dans les mêmes conditions.

Nous avons :

$C = 7,9 \cdot 10^{-32}$	$; a_f = 5 \text{ mm}$	$; \sigma = 190,47 \text{ MPa}$
$m = 28$	$; f = 30 \text{ Hz}$	$; f(a/w) = 2,14$

d'où :

$$N_f = 30 t_f = 11,494 \cdot 10^4 \text{ cycles}$$

En conclusion, la valeur de N_f trouvée par l'équation IV.18 ($11,494 \cdot 10^4$ cycles) est plus élevée que la valeur trouvée expérimentalement ($2,6 \cdot 10^4$ cycles). Cette différence est due en fait à la non-détection du début de la fissuration (stade I). Si nous additionnons la durée de vie du début de la propagation qui est de l'ordre de 10^5 cycles pour une longueur de fissure de $0,9 \text{ mm}$, valeur trouvée dans nos premiers essais, nous aurions une valeur de $12,6 \cdot 10^4$ cycles, valeur proche de la valeur prédite par l'équation IV.18.

2.1.4. Courbe d'endurance pour les biocéramiques

Comme on l'a vu précédemment, le nombre de cycles de propagation est faible par rapport au nombre de cycles d'amorçage. Ainsi, dans ce cas, la courbe de Wöhler fournit une bonne approximation du nombre de cycles d'amorçage N_a . Bien qu'il existe de nombreux facteurs qui affectent la limite d'endurance des biocéramiques (état de surface, géométrie, taille des grains, porosité, qualité de la céramique...), il apparaît que la résistance à l'amorçage des fissures, dans le cas des biocéramiques, est directement liée à la résistance mécanique de ces matériaux. C'est le cas des matériaux fragiles.

Les courbes d'endurance de deux céramiques étudiées (figure IV.8) sont déduites des travaux de Ritchie [59, 60] et permettent de valider nos résultats sur l'amorçage.

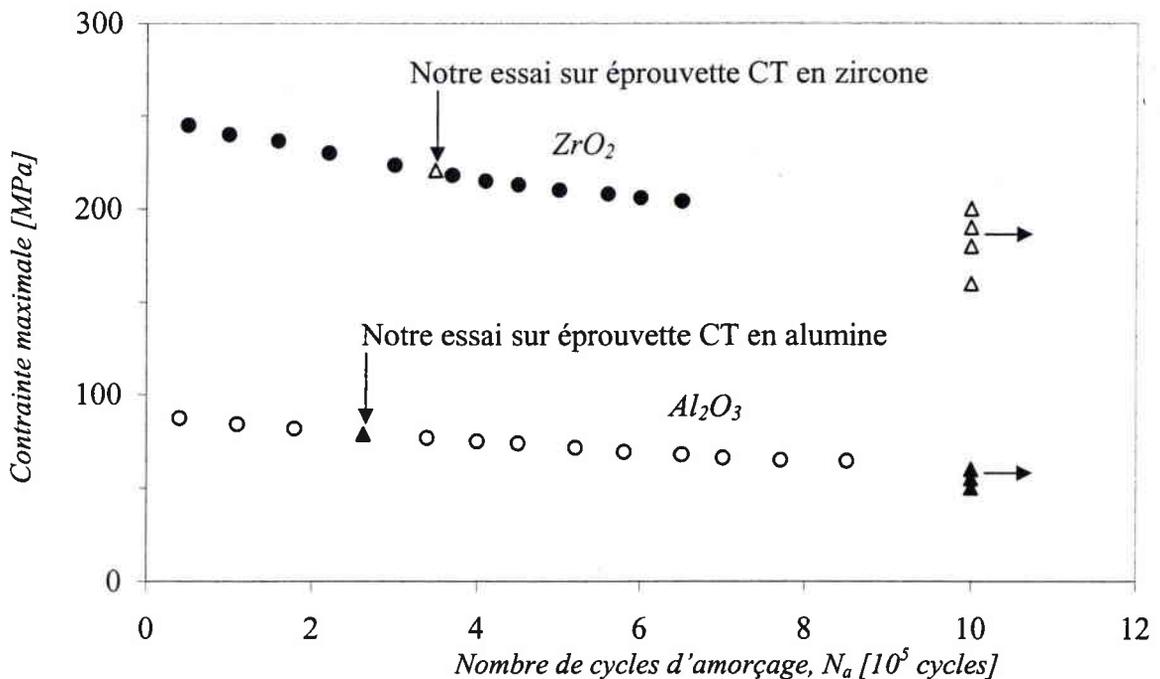


Figure IV.8 : Evolution de la variation de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles d'amorçage, pour de deux céramiques étudiées, alumine et zircon [59, 60].

2.2. Étude de la propagation des fissures par fatigue sur les disques brésiliens chargés en mode I et en mode mixte I+II de rupture

2.2.1. Évolution de la longueur de fissure (a) en fonction du nombre de cycles (N_p) sur des disques brésiliens chargés en mode I ($\beta=0^\circ$)

Ce type d'essai est difficile à mettre en œuvre pour des biocéramiques à comportement à la fois rigide et fragile. Par ailleurs, les courbes obtenues sont sensibles à la disposition des éprouvettes et à l'application de la charge.

Avant d'aborder notre étude de fissuration de fatigue en mode mixte I+II, nous avons tout d'abord caractérisé la propagation en mode I des biocéramiques utilisées. Le but de cette étude est de conduire des essais de fatigue qui simulent le plus fidèlement possible les conditions de chargement au niveau des cotyles et intègre les difficultés rencontrées lors des essais sur les éprouvettes du type CT.

Lors des essais en mode mixte I+II ($\beta=34^\circ$), nous n'avons pas observé de phénomène de propagation. La rupture est brutale après un nombre de cycle très élevé pour l'amorçage. Par contre, dans le cas de chargement en mode I de rupture ($\beta=0^\circ$), l'amorçage et la propagation sont contrôlés.

Les évolutions de la longueur des fissures a en fonction du nombre de cycles N_p sont présentées sur les diagrammes de la figure IV.9. La propagation des fissures a lieu sans bifurcation.

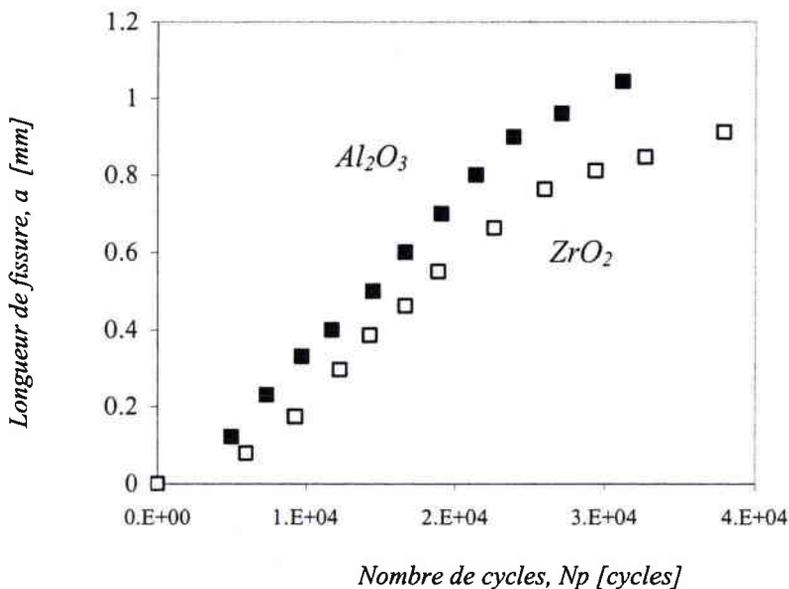


Figure IV.9 : Evolution du diagramme (a, N_p) sur les disques brésiliens chargés en compression ($\beta=0^\circ$).

2.2.2. Évolution de la propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK et K_{Max} pour les disques brésiliens chargés en mode I ($\beta=0^\circ$)

Pour les disques brésiliens chargés en mode I pur, le facteur d'intensité de contraintes K_I est exprimé par un facteur N_I sans dimension [91], tel que :

$$N_I = K_I / K_0 \quad (IV.19)$$

où:

$$K_0 = \sigma_p \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (IV.20)$$

$$\sigma_p = \frac{P}{B \cdot R \cdot \pi} \quad (IV.21)$$

Avec :

a = demi longueur de l'entaille;

B = épaisseur du disque;

P = intensité de la charge;

R = rayon du disque;

K_I = facteur d'intensité de contraintes en mode I pur.

σ_p = contrainte appliquée au centre (mais cette contrainte est pratiquement constante sur tout le diamètre ce qui est une propriété remarquable du disque brésilien).

$$N_I = \left(1 + \frac{3}{2} \cdot \left(\frac{a}{R} \right)^2 + \frac{3}{4} \cdot \left(\frac{a}{R} \right)^4 + \frac{3}{64} \cdot \left(\frac{a}{R} \right)^6 \right) \quad (IV.22)$$

d'où on obtient l'expression de K_I qui sera de la forme suivante :

$$K_I = \frac{P}{B \cdot R \cdot \pi} \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot \left(1 + \frac{3}{2} \cdot \left(\frac{a}{R} \right)^2 + \frac{3}{4} \cdot \left(\frac{a}{R} \right)^4 + \frac{3}{64} \cdot \left(\frac{a}{R} \right)^6 \right) \quad (IV.23)$$

Pour des disques brésiliens de diamètre 40mm, d'épaisseur 4mm et d'une valeur de $a=6mm$, nous obtenons l'expression du facteur d'intensité de contraintes suivante:

$$K_I = 4,543 \cdot 10^{-3} P \cdot \sqrt{\pi a} \quad (IV.24)$$

Les figures IV.10 et IV.11 montrent l'allure de deux courbes de vitesse obtenues pour $\beta=0^\circ$ à partir du modèle d'Atkinson pour la détermination du facteur d'intensité de contraintes K_I et du facteur d'intensité de contraintes maximales K_{Max} .

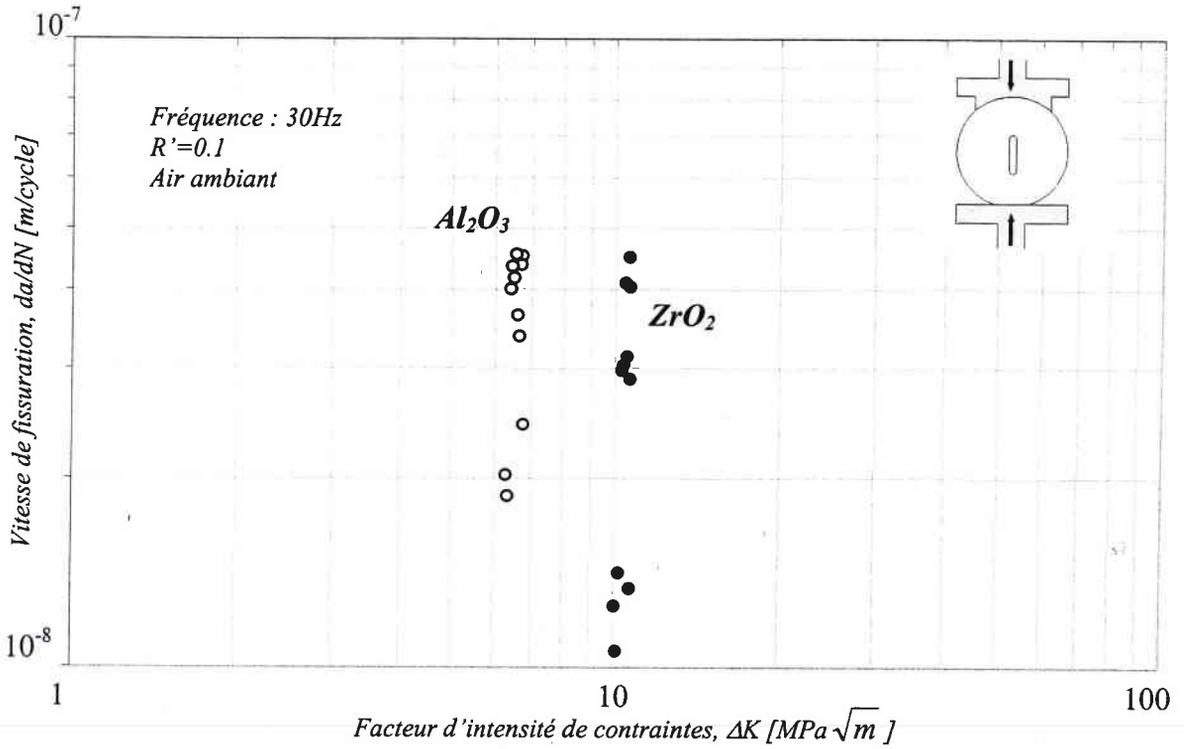


Figure IV.10 : Diagramme (da/dN , ΔK) obtenu sous chargement en mode I sur les disques brésiliens pour l'alumine et la zircone.

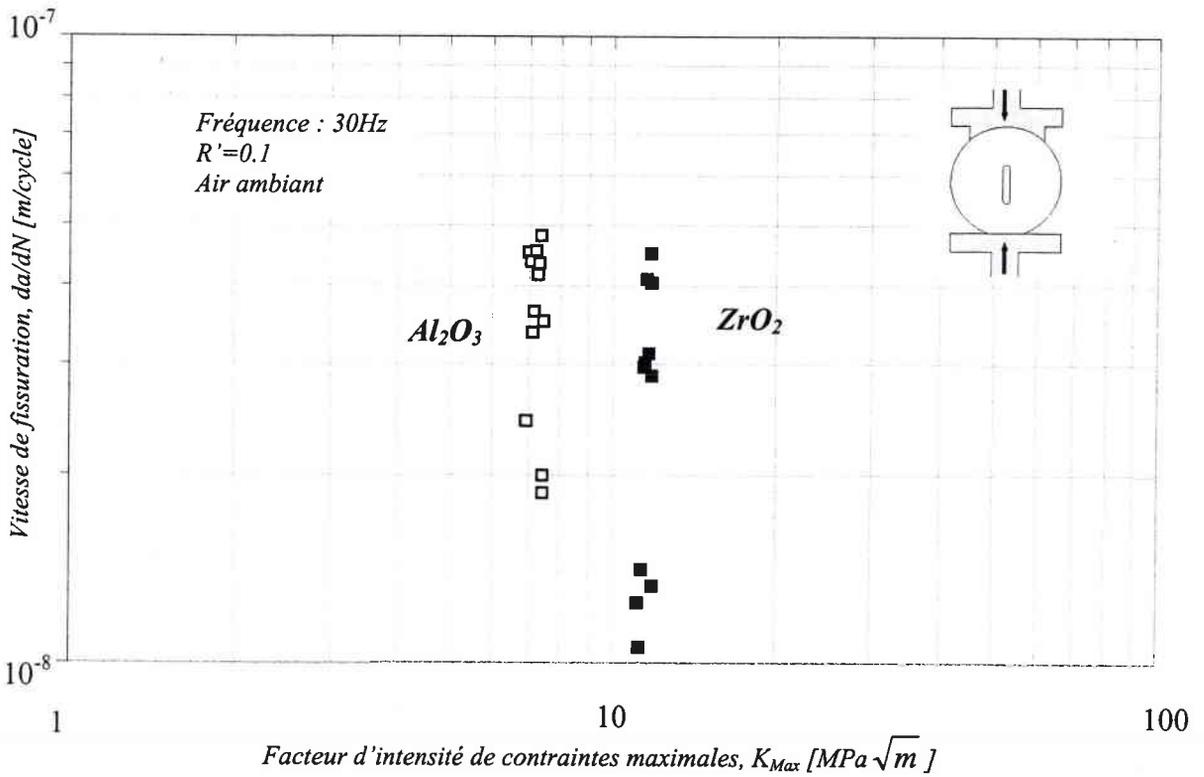


Figure IV.11 : Diagramme (da/dN , K_{Max}) obtenu sous chargement en mode I sur les disques brésiliens pour l'alumine et la zircone.

A partir des résultats présentés sur les figures IV.10 et IV.11, le calcul des coefficients m et C , respectivement pente de la loi de Paris et intersection avec l'axe des ordonnées. Le tableau IV.2 présente les valeurs de m , n , p , C et C' et les compare aux valeurs obtenus dans les travaux de Ritchie.

Tableau IV.2 : Facteurs m , C , C' , n et p et comparaison avec les résultats obtenus par Ritchie [43, 47, 54, 60, 61, 62, 71] dans le cas d'un chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).

Coef.	Nos résultats	
	Al_2O_3	ZrO_2
C	$8,3 \cdot 10^{-19}$	$5,6 \cdot 10^{-30}$
C'	$0,71 \cdot 10^{-19}$	$0,55 \cdot 10^{-30}$
n	23.3	21.9
p	6.7	5.1
m	30	27
	Ritchie [43, 47, 54, 60, 61, 62, 71]	
C	$5,2 \cdot 10^{-18}$	$3,31 \cdot 10^{-22}$
C'	$5 \cdot 10^{-16}$	-
n	17 - 31.6 - 21.8	-
p	1.6 - 9.8	-
m	27, ... 33	21, ... 42

Nous avons constaté, à partir des essais préliminaires, que les fissures aux deux extrémités se propagent de façon symétrique de part et d'autre du disque (figures IV.12, IV.13, IV.14 et IV.15). Par conséquent, nous nous sommes contentés d'effectuer les mesures des quantités Δa_x et Δa_y , uniquement sur un seul côté de chaque front de fissure.

Nous avons caractérisé la propagation des fissures de fatigue en mode I sur l'alumine et la zircone. Nous avons vérifié, pour ces derniers, que le rapport de charge n'a effectivement aucune influence sur l'évolution de la loi de Paris.

La figure IV.10 montre que la loi de propagation en mode I ($\beta=0^\circ$) varie entre 6 et 7 $MPa\sqrt{m}$ pour l'alumine, et entre 10 et 11 $MPa\sqrt{m}$ pour la zircone. Nous remarquons également sur cette figure que pour une même valeur de da/dN , le facteur d'intensité de contraintes pour la zircone est plus élevé que celui de l'alumine.

Les figures IV.12 et IV.13 montrent les disques brésiliens testés sous chargement en mode I. La direction de la fissure ne bifurque pas. La contrainte $\sigma_{\theta\theta}$, ici de traction, et perpendiculaire à la direction suivie par la fissure. Nous sommes dans le cas où la contrainte de traction est maximale ($\beta=0^\circ$).

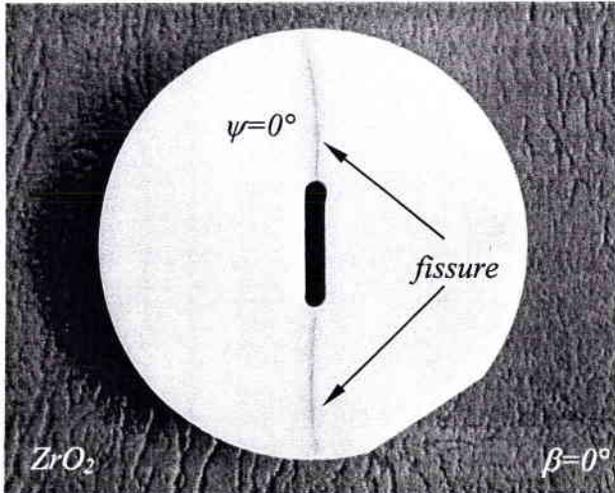


Figure IV.12 : Disque brésilien en zircone après essai en mode I ($\beta=0^\circ$).

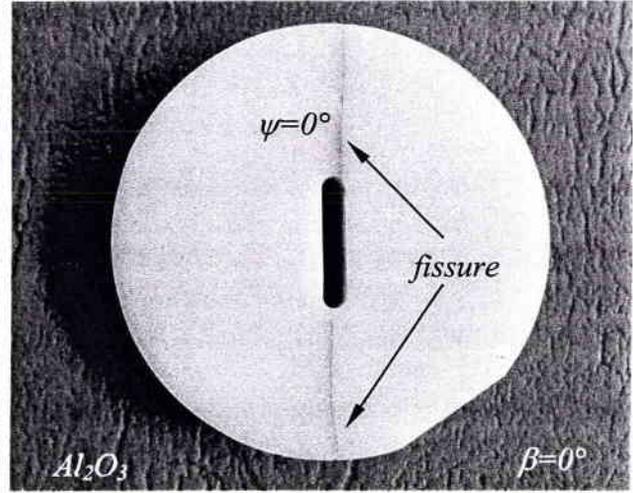


Figure IV.13 : Disque brésilien en alumine après essai en mode I ($\beta=0^\circ$).

2.2.3. Évolution de la propagation des fissures de fatigue en compression pour les disques brésiliens chargés en mode I+II ($\beta=34^\circ$)

Les essais sur les disques brésiliens chargés en compression en mode mixte I+II ($\beta=34^\circ$) ont été conduits dans les mêmes conditions que les essais en mode I ($\beta=0^\circ$). Lors de ces essais nous n'avons pas pu enregistrer la vitesse de fissuration vu le caractère brutale de la rupture. Les éprouvettes testées, figures IV.14 et IV.15, montrent une bifurcation des fissures d'un angle de $\psi=36^\circ$ par rapport au repère lié au fond de la fissure. L'amorçage a eu lieu après $4,9 \cdot 10^4$ cycles sous une amplitude de charge $\Delta P=13$ kN pour la zircone, et $3,1 \cdot 10^4$ cycles pour l'alumine sous une charge de $\Delta P=7$ kN. Ces mesures ont été enregistrées par le logiciel du suivi de la l'amorçage et de la propagation de la fissure relié au mini caméra

La rupture fragile, observée lors de ces essais sur l'alumine et la zircone chargées en mode mixte I+II, implique deux stades :

- production d'une fissure ou d'un défaut (amorçage) ;
- propagation brutale d'une fissure à partir du défaut préexistant. Dans ce stade, la contrainte élevée conduit à une valeur de K_I voisine de K_{IC} , et on se rapproche du régime de rupture catastrophique où la vitesse de fissuration est très élevée.

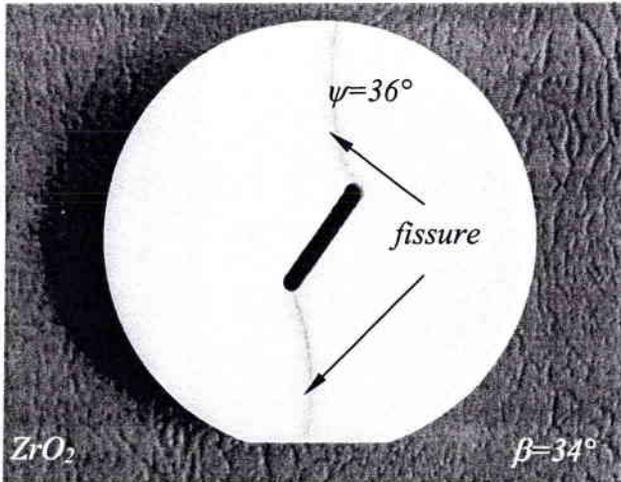


Figure IV.14 : *Disque brésilien en zircone après essai en mode I +II ($\beta=34^\circ$).*

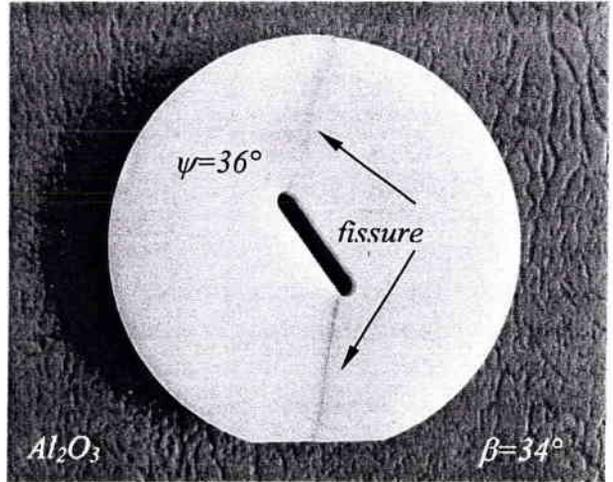


Figure IV.15 : *Disque brésilien en alumine après essai en mode I +II ($\beta=34^\circ$).*

La contrainte normale est négative. La propagation de la fissure se déroule avec une bifurcation telle que le facteur d'intensité de contraintes diminue. Le champ de contrainte est considéré comme biaxial compressif σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$. Les fissures ne s'amorcent qu'en mode I, avec bifurcation dans la direction de contrainte de traction maximale à leur extrémité.

2.3. Comparaison des résultats sur la propagation des fissures de fatigue sur les éprouvettes CT et disques brésiliens

La propagation dans les éprouvettes du type CT se fait essentiellement en compression. Une bifurcation a été observée sur quelques éprouvettes. Par contre la propagation sur les disques brésiliens, chargés en mode I, se fait par ouverture sous l'effet des contraintes de traction $\sigma_{\theta\theta}$ à $\beta=0^\circ$.

D'après les figures IV.4, IV.5, IV.10 et IV.11, la nette différence des résultats obtenus est due au type d'éprouvette utilisée, à la nature et au mode de chargement.

Les essais sur les disques brésiliens, chargés en mode I de rupture, sont les plus significatifs pour la caractérisation des biocéramiques sous l'effet d'un chargement cyclique en compression.

3. ÉTUDE DE L'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE EN COMPRESSION

Nous avons privilégié l'étude de l'amorçage en fatigue par rapport à la propagation en raison de l'extrême rapidité de la fissuration (coefficient m de la loi de Paris élevé).

La zone plastique n'est rien d'autre qu'une "zone d'endommagement". En effet pour les biocéramiques, matériaux qui ne présentent aucune déformation plastique macroscopique, nous essayons de trouver un modèle analogue à celui des métaux pour mieux rendre compte de l'état des contraintes en fond de fissure, c'est le cas de la zone plastique en fond de fissure des métaux.

Nous étudions ce phénomène pour le quel, au voisinage du fond de fissure, il existe une zone d'endommagement de rayon similaire à la zone de déformation plastique des métaux. Dans cette zone, située en avant de la fissure et de taille supérieure à celle des grains, on définit une contrainte σ_{yy} . Celle-ci correspond à la contrainte de traction provoquant l'amorçage d'une fissure de fatigue, c'est-à-dire la contrainte nécessaire pour rompre soit les joints des grains, soit les grains eux-mêmes. Cette contrainte σ_{yy} dépend de la résistance propre de la biocéramique et des contraintes résiduelles présentes (essentiellement d'origine thermique). Cette zone supporte une contrainte, qui correspond à la valeur moyenne de la contrainte principale de traction perpendiculaire au plan de la fissure. La taille de cette zone dépend de la taille des grains et de leur distribution.

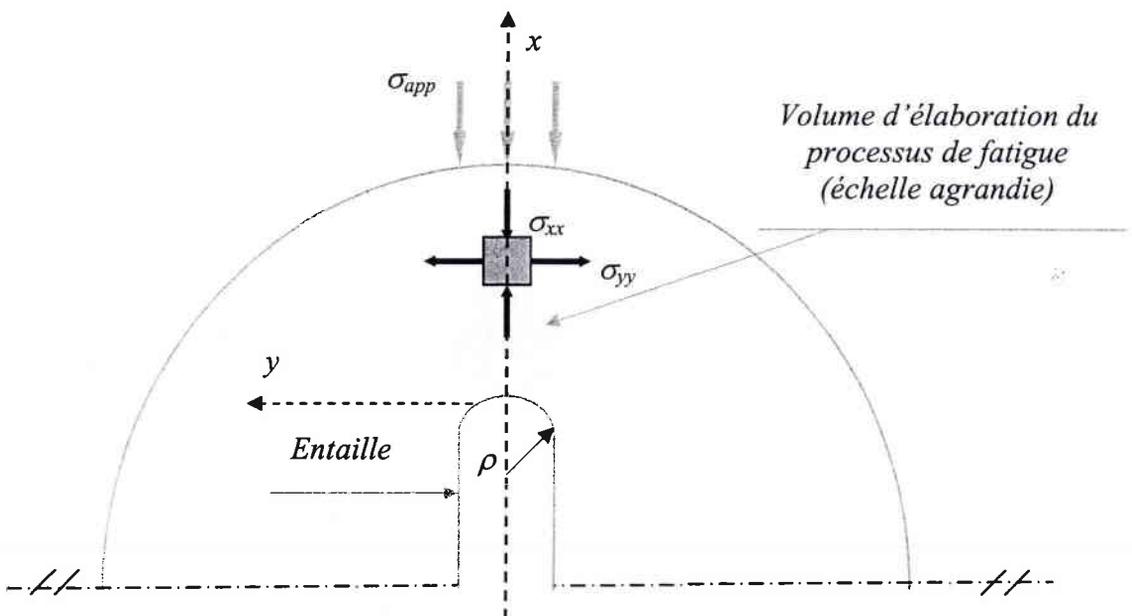


Figure IV.16 : Zone d'endommagement en fond de fissure sur un disque brésilien chargé en mode I ($\beta=0^\circ$).

La propagation des fissures émanant d'entaille est généralement précédée de microfissures ; leur coalescence et propagation conduit à la rupture. La rupture nécessite un certain volume pour son élaboration (figure IV.16). Dans ce cas une approche volumétrique développé dans le Laboratoire de Fiabilité Mécanique sera utilisée pour la modélisation de la durée de vie des biocéramiques.

3.1. Directions de fissuration pour une entaille sollicitée en mode I ($\beta=0^\circ$) et en mode I+II ($\beta=34^\circ$).

La figure IV.17 montre que, dans le cas d'un chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$) sur un disque brésilien, la direction suivie par la fissure se fait suivant une direction de bifurcation ($\psi=36^\circ$). D'après le critère de la contrainte tangentielle principale maximale [94], la rupture se produit dans la direction perpendiculaire à celle où la contrainte principale de traction est maximale, et lorsque cette contrainte atteint la valeur critique, sur un volume critique, l'instabilité est atteinte et la fissure principale se propage.

L'amorçage se fait suivant la direction parallèle au plan d'entaille dans le cas d'un chargement en mode I ($\beta=0^\circ$), figure IV.18.

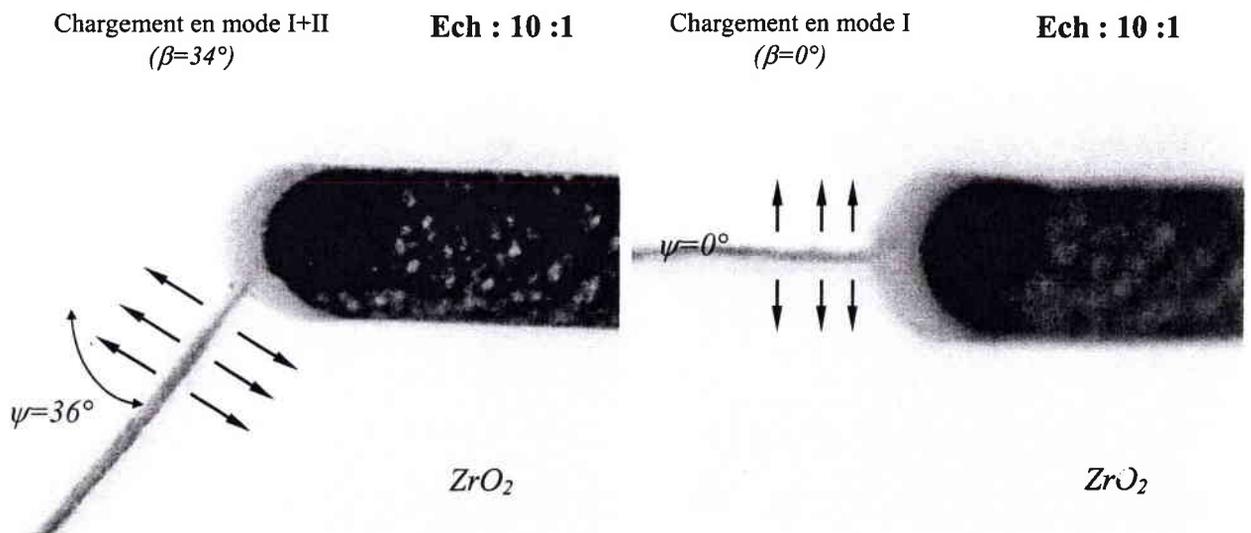


Figure IV.17 : Direction de la fissure sous chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$).

Figure IV.18 : Direction de la fissure sous chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).

Nous supposons que toutes les micro-fissures sont orientées perpendiculairement à l'axe de traction principal, ce qui est éloigné de la réalité. Batdorf [98] a tenu compte de cet effet de désorientation. Pour ce faire, nous introduisons la contrainte effective σ_{ef} qui provoque la propagation d'une fissure dès qu'elle dépasse une valeur critique σ_c . Cette contrainte σ_c est fonction de la contrainte normale et de la contrainte de cisaillement qui agissent sur le plan de la micro fissure. Dans le cas d'un chargement en mode I ($\beta=0^\circ$), les micro-fissures ne se propagent que sous l'action de la contrainte normale σ_{yy} et la contrainte de cisaillement n'a pas d'effet. Il faut donc connaître la contrainte effective σ_{ef} en fonction de la contrainte normale. Pour cela nous utilisons l'approche volumétrique.

3.2. Modélisation de la durée de vie des biocéramiques par l'approche volumétrique

3.2.1. Principe

Le principe de la prédiction des conditions d'amorçage, tient au fait que le processus d'élaboration du phénomène de rupture nécessite un certain volume physique (figure IV.16). A l'intérieur de ce volume règne une contrainte effective (σ_{ef}) supposée avoir un rôle prépondérant dans le processus de fatigue [98, 99, 100, 101].

Les méthodes traditionnelles "point chaud" qui calculent l'amplitude de la contrainte effective à partir d'un point, ne permettent pas d'expliquer le mode de chargement et l'état de contrainte près de l'entaille. Il est nécessaire de calculer cette amplitude de contrainte à partir d'un volume appelé "volume d'élaboration du processus de fatigue". Cette amplitude de la contrainte effective (σ_{ef}) prend en compte l'état du gradient de contrainte (χ) dans le volume d'élaboration du processus de fatigue. Ce gradient admet un rôle prédéterminant sur les conditions d'amorçage de la fatigue [102, 103, 104].

Cette "approche volumétrique" permet de calculer l'amplitude de la contrainte effective ($\Delta\sigma_{ef}$) dans le volume d'élaboration du processus de fatigue à partir de la loi de comportement cyclique, en prenant en compte le gradient des contraintes dans ce volume.

3.2.2. Distribution des contraintes au fond d'entaille

On remarque que la distribution de contraintes σ_{yy} obtenue par éléments finis n'est pas caractérisée par une singularité, mais d'une relaxation de contrainte en fond d'entaille due au comportement de la céramique [99] et à la présence de l'entaille.

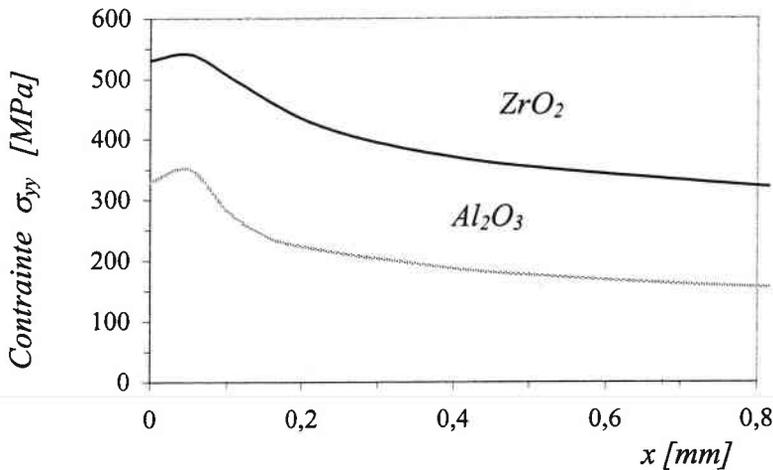


Figure IV.19 : Diagrammes de l'évolution des contraintes σ_{yy} en fonction de x , suivant la direction de la propagation de la fissure

Le modèle de prévision de la durée de vie est entièrement basé sur ce type de distribution.

3.2.3. Gradient relatif de contrainte

Le gradient d'une fonction f en coordonnées cartésiennes est donné par la relation :

$$\text{grad}f = \left(\frac{\partial f}{\partial x}, \frac{\partial f}{\partial y}, \frac{\partial f}{\partial z} \right) \quad (\text{IV.25})$$

Dans le cas de rupture par fatigue, on ne prend en compte que le gradient selon x pour exprimer l'influence des points de contraintes sur le point d'amorçage.

$$\text{grad}f = \left(\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x} \right) \quad (\text{IV.26})$$

Le gradient relatif de contrainte en un point et à une distance x est le rapport de sa dérivée et de la valeur de la contrainte sur ce point.

$$\chi = \frac{\text{grad}f}{\sigma(x)} = \frac{1}{\sigma(x)} \cdot \frac{\partial \sigma(x)}{\partial x} \quad (\text{IV.27})$$

où $\sigma = \sigma(x) = \sigma_{yy}(x)$

Dans notre approche, le gradient relatif de contrainte est fonction de la distance du fond d'entaille (x). On a émit l'hypothèse comme Brand et Siebel [103, 104], que le gradient relatif influe sur le processus de fatigue.

On considère la distance minimale $x=x_{ef}$ du fond d'entaille [99]. Pour cela, il est nécessaire, d'étudier l'évolution de la fonction $\chi(x)$ par le biais de sa dérivée :

$$\frac{d\chi}{dx} = \frac{\sigma''}{\sigma} - \left(\frac{\sigma'}{\sigma} \right)^2 = \frac{\sigma''}{\sigma} - \chi^2 \quad (\text{IV.28})$$

La fonction $\sigma = \sigma(x)$ a un point d'inflexion pour $x=x_{ef}$ (figure IV.20). Pour $x \leq x_{ef}$ très proche de x_{ef} la distribution de la contrainte est représentée par une courbe convexe et pour $x \geq x_{ef}$ très proche de x_{ef} par une courbe concave, dont l'équation est $\sigma = C/x^\alpha$. Cela veut dire que pour $x \leq x_{ef}$, proche de x_{ef} , la deuxième dérivée de la fonction de la distribution de contrainte $d^2\sigma/dx^2$ est toujours négative et, pour $x \geq x_{ef}$, proche de x_{ef} , elle prend une valeur positive. Par conséquent, la dérivé $d\chi/dx$ est toujours négative pour $x \leq x_{ef}$ proche de x_{ef} . Pour $x \geq x_{ef}$ proche de x_{ef} , l'expression de la distribution de la contrainte dans la troisième zone $\sigma = C/x^\alpha$ peut être utilisée. On remplace σ' et σ'' par $\sigma' = C\alpha/x^{\alpha+1}$ et $\sigma'' = C\alpha(\alpha+1)/x^{\alpha+2}$ respectivement. On obtient l'expression suivante :

$$\frac{d\chi}{dx} = \frac{\alpha}{x^2} \geq 0 \quad (\text{IV.29})$$

qui est positive, puisque α est toujours positif. La valeur du gradient relatif de contrainte correspondant à ce point de valeur minimale $x=x_{ef}$ est appelée le gradient relatif effectif de contrainte.

Puisque la première dérivée de χ est négative pour $x \leq x_{ef}$ dans la deuxième zone de la distribution de la contrainte définie ci-dessus, le gradient relatif de la contrainte est une fonction décroissante d'une manière monotone. Dans la troisième zone, puisque sa dérivée est positive pour $x \geq x_{ef}$, le gradient relatif de contrainte représente une fonction croissante. Au point (x_{ef}, χ_{ef}) , le gradient relatif de contrainte prend sa valeur minimale.

Les figures IV.20 et IV 21 présentent le gradient relatif de contrainte près de l'entaille, qui prend une valeur minimale x_{ef} à une certaine distance du point d'amorçage. Cette distance est appelée distance effective.

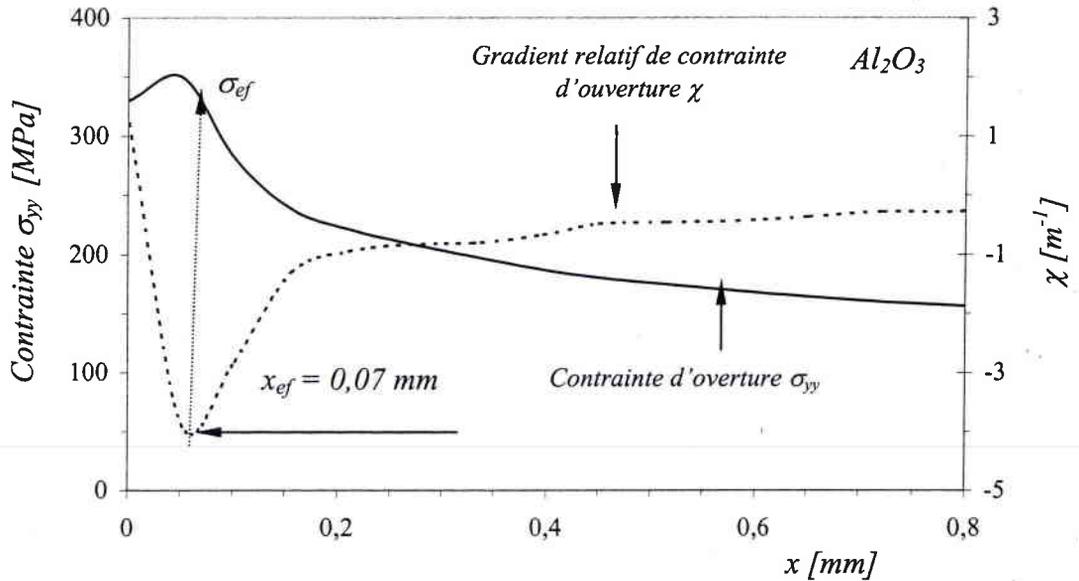


Figure IV. 20 : Gradient relatif de contrainte et distributions des contraintes, cas d'un chargement en fatigue en compression sur disque brésilien en alumine ($\beta=0^\circ$).

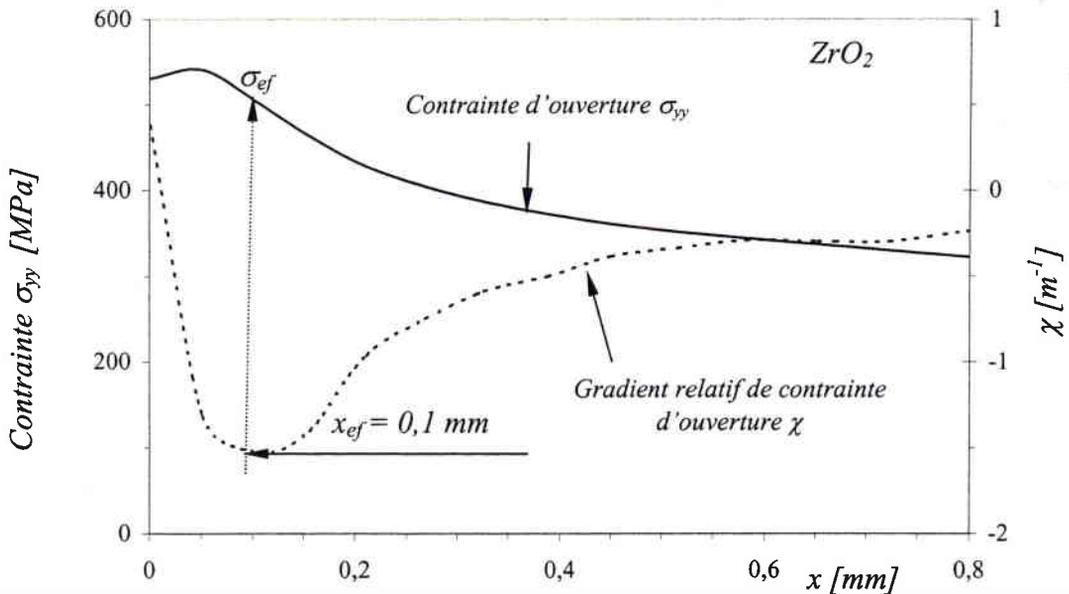


Figure IV. 21 : Gradient relatif de contrainte et distributions des contraintes, cas d'un chargement en fatigue en compression sur disque brésilien en zircone ($\beta=0^\circ$).

La distance effective x_{ef} , définie par le minimum du gradient relatif de contrainte ; elle dépend du type de matériau, du mode de chargement, du niveau de charge et de la géométrie des éprouvettes. Elle est plus grande que l'étendue de la zone plastique [63] dans le cas des matériaux fragiles (céramique en particulier). Cette distance effective est située dans la région de contrainte élevée où le gradient relatif de contrainte est faible.

3.2.4. Fonction poids et contrainte pondérée

Il est primordial de tenir compte de tous les paramètres influençant l'amorçage et la propagation des fissures émanant d'entaille. En effet, chaque point dans le volume d'élaboration de fatigue joue un rôle différent. D'un point à un autre. Il est alors nécessaire de tenir compte de la distance entre ces points au fond d'entaille et l'évolution du gradient relatif de contrainte. Weixing [106] définit la fonction poids par la relation suivante :

$$\varphi(x, \chi) = 1 - (x) \cdot \chi \quad (\text{IV.30})$$

x : distance au fond d'entaille et χ : gradient relatif de contrainte

Cette fonction dépend de la distance et du gradient relatif de contrainte χ . On admet que la fonction poids d'après la référence [106] est :

- égale à l'unité au fond d'entaille, où l'amplitude de la contrainte joue tout son rôle, ($x=0 \Rightarrow \varphi(x) = 1$).
- diminue quand la distance au point d'amorçage augmente, dans la zone $x_{Max} < x < x_{ef}$.
- égale à l'unité à la distance x_{Max} . L'influence décroissante de la distance est compensée par l'incrément de la contrainte ($\sigma' = 0 \Rightarrow \varphi(x) = 1$).

La contrainte pondérée est définie par l'expression suivante :

$$\sigma_{ij}^* = \sigma_{ij} \cdot \varphi(x, \chi) \quad (\text{IV.31})$$

De manière analytique, la fonction de poids est définie par [98]:

$$\varphi(x, \chi) = e^{-\frac{x \cdot \chi}{2}} \quad (\text{IV.32})$$

où x est la distance du point d'amorçage et χ est le gradient relatif de contrainte.

Les figures IV.22 et IV.23, montrent que la fonction poids [106] est inférieure à l'unité, $\varphi(x) \leq 1$, parce que le gradient de contrainte est positif entre les points $x=0$ et $x=x_{max}$, qui correspondent respectivement au fond d'entaille et à la contrainte maximale. Par contre cette fonction augmente dans la zone $x_{Max} < x < x_{ef}$. Cette méthode pondère la contrainte effective σ_{ef} , supposée avoir le rôle principal dans la durée de vie en fatigue.

La fonction poids [98] satisfait aux conditions déjà précisées mais diminue dans la zone $x_{Max} < x < x_{ef}$ (figures IV.22 et IV. 23).

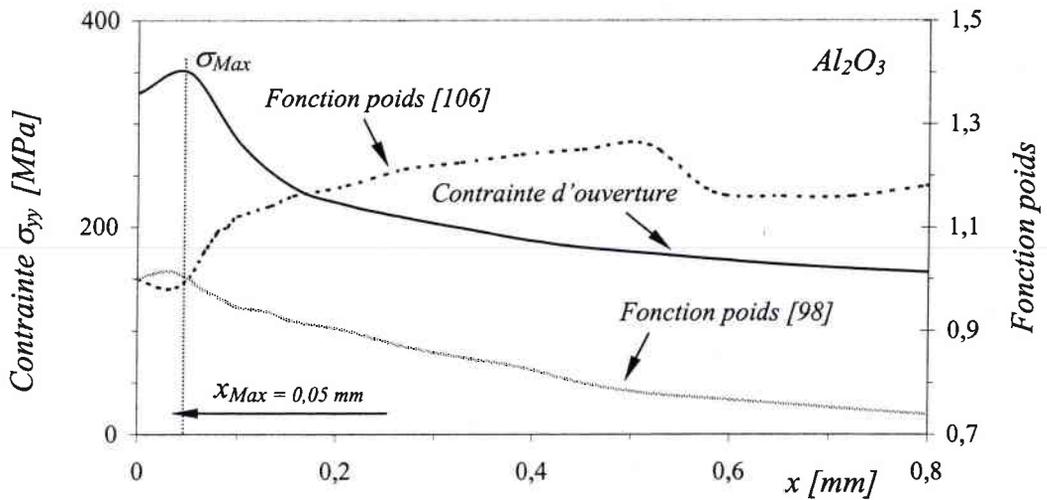


Figure IV. 22 : Evolution de la fonction poids et la distribution de la contrainte d'ouverture en fonction de la distance du fond d'entaille (x), dans le cas d'un chargement en fatigue en compression sur un disque brésilien en alumine ($\beta=0^\circ$).

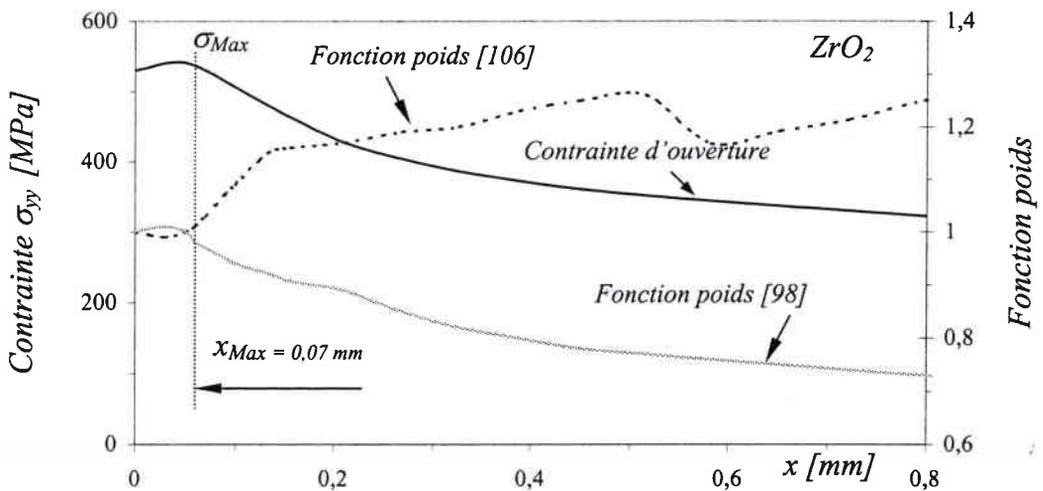


Figure IV. 23 : Evolution de la fonction poids et la distribution de la contrainte d'ouverture en fonction de la distance du fond d'entaille (x), dans le cas d'un chargement en fatigue en compression sur un disque brésilien en zircon ($\beta=0^\circ$).

3.2.5. Contrainte effective

Pour estimer la contrainte effective, nous avons tracé la distribution de la contrainte σ_{yy} en fonction de la distance en fond de l'entaille x dans un diagramme bi-logarithmique pour l'alumine et la zircone (figures IV.24 et IV.25). la distance effective est simplement donnée par le point de départ de la pseudo-singularité.

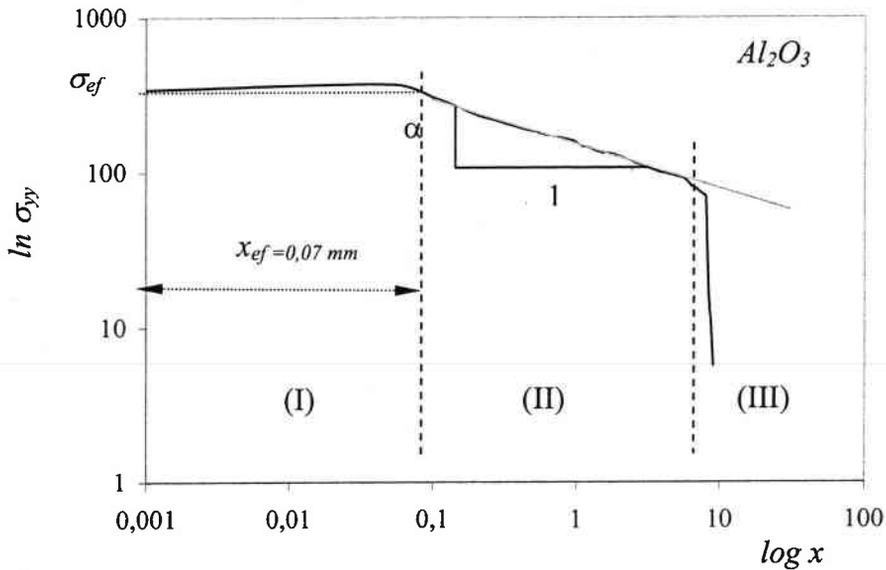


Figure III.24: Distribution de contrainte en fond d'entaille dans un diagramme bi logarithmique pour un disque brésilien en alumine chargé en mode I ($\beta=0^\circ$).

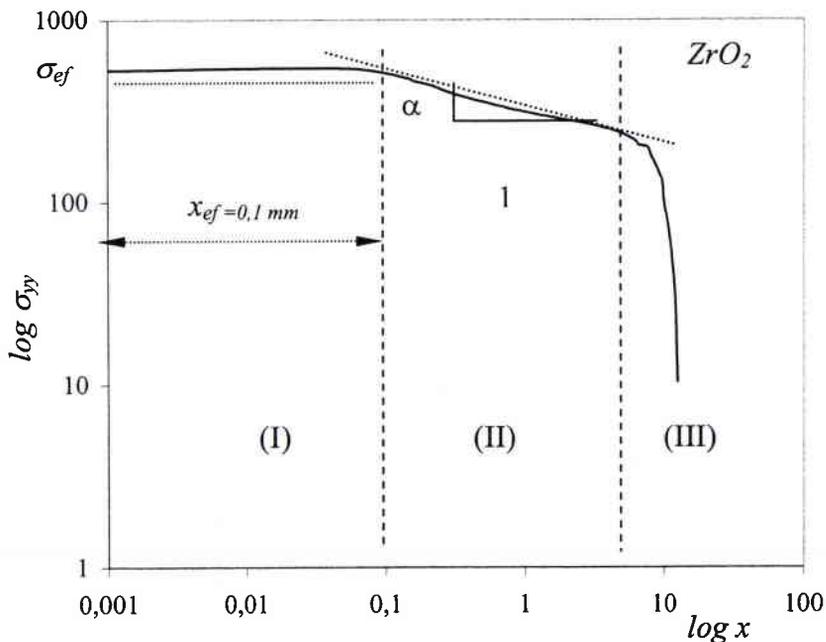


Figure III.25 : Distribution de contrainte en fond d'entaille dans un diagramme bi logarithmique pour un disque brésilien en zircone chargé en mode I ($\beta=0^\circ$).

Dans ce type de diagramme, on distingue trois zones :

Zone I : Très proche du fond d'entaille, elle représente la zone d'élaboration du volume effectif rupture. La contrainte maximale n'est pas au fond d'entaille mais à une distance x .

Zone II : La contrainte est caractérisée par le facteur d'intensité de contraintes K_I et le coefficient α . On peut déterminer cette contrainte par une fonction de distribution exprimée par une relation de type :

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{(2\pi x)^\alpha} \quad (\text{III.33})$$

$K_I = C (2\pi)^\alpha$ ou α et C sont des constantes calculées à partir des diagrammes bilogarithmique des figures IV 24 et IV.25.

Zone III : Zone loin du fond d'entaille. La contrainte dans cette zone ne joue aucun rôle dans le processus de rupture par fatigue.

La contrainte effective (σ_{ef}), correspondant à la distance effective, est définie par :

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{V_{ef}} \iiint_V \sigma_{ij}^* dV \quad (\text{IV.34})$$

En prenant l'effet des contraintes dans le plan de la contrainte maximale, la contrainte effective s'écrit :

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{S_{ef}} \int_0^{R_{ef}} \int_0^\theta \sigma_{ij}^* \cdot ds \quad (\text{IV.35})$$

Pour faciliter le calcul, en se basant sur les travaux de Weixing [105, 106] et de Taylor [107, 108], la relation (IV.35) peut être calculée sur une ligne qui se trouve en fond du point d'amorçage :

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{x_{ef}} \int_0^{x_{ef}} \sigma_{ij}^* \cdot dx \quad (\text{IV.36})$$

Dans le cas d'un chargement en compression en mode I, la contrainte d'ouverture σ_{yy} est la cause principale de la rupture par fatigue, la relation (IV.36) devient :

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{x_{ef}} \int_0^{x_{ef}} \sigma_{yy}^* dx \quad (\text{IV.37})$$

où σ_{yy}^* est la contrainte pondérée d'ouverture calculée par l'équation (IV.30).

Les travaux de N. Kadi [98], qui a établi une comparaison des trois méthodes sur un volume (relation IV.35), sur une surface (relation IV.36) et sur une ligne (relation IV.37), montrent que la méthode de calcul sur une ligne est plus facile à réaliser et donne des résultats satisfaisants proches de ceux réalisés sur un volume.

Cette approche volumétrique donne une contrainte effective qui permet d'estimer la durée de vie d'une éprouvette en biocéramique, en ramenant cette contrainte sur la courbe de Wöhler (figure IV.26) déterminée à partir des travaux de Ritchie [59, 60], pour le même mode de chargement soit le mode I pur.

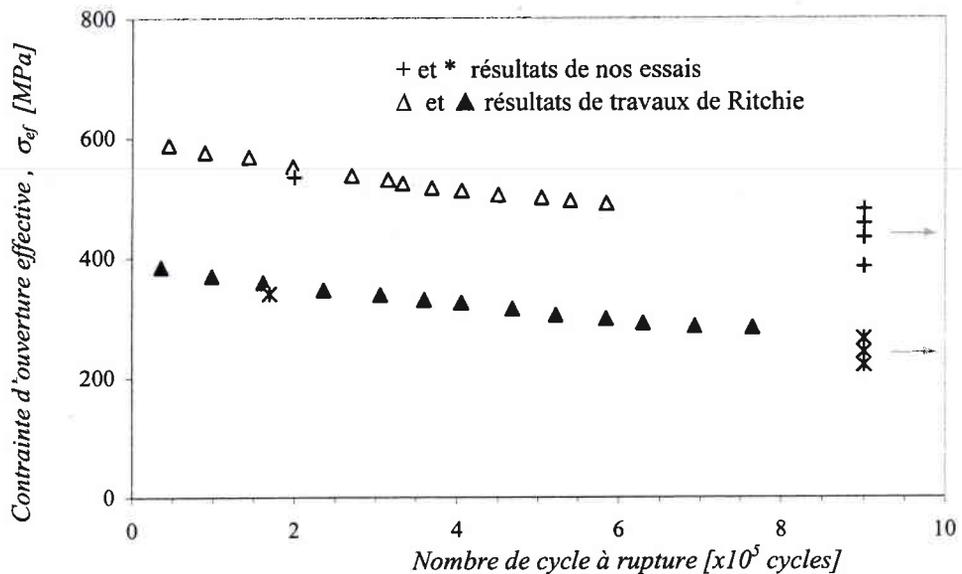


Figure IV. 26 : Courbes d'endurances pour l'alumine et la zircone étudiées et déterminées à partir des résultats des travaux de Ritchie [59, 60] et de nos essais.

La comparaison des résultats expérimentaux et notre approche volumétrique montre que notre méthode donne de bons résultats même pour des matériaux fragiles du type alumine et zircone. Pour l'application de l'approche de la distance critique nous avons obtenu des valeurs proches des valeurs déterminées à partir de la contrainte pondérée σ_{yy}^* .

Nous constatons que les éprouvettes en alumine n'ont pas la même valeur de la durée de vie en fatigue que les éprouvettes en zircone. Ceci nous conduit à conclure que la zircone admet une durée de vie plus élevée que l'alumine. Elle est donc plus fiable pour les applications orthopédiques où nous cherchons une durée de vie plus longue.

4. CONCLUSION

La différence d'évolution de la loi de Paris entre les deux biocéramiques s'explique par les valeurs des paramètres qui agissent sur la fissuration et qui sont de deux types :

- Les paramètres intrinsèques qui dépendent du type de la biocéramique (alumine ou zircon) à savoir le module de Young qui est de 380 GPa pour l'alumine et de 210 GPa pour la zircon, la limite d'élasticité en compression de la zircon (6 000 MPa) qui est supérieure à celle de l'alumine (4 000 MPa), les propriétés métallurgiques (grosseur des grains, porosité...).

- Les paramètres extrinsèques qui dépendent des conditions de l'essai tels que : le type et les dimensions de l'éprouvette et le rayon en fond d'entaille (0.5 mm pour les éprouvettes CT et 1 mm pour les disques brésiliens).

Le choix préférentiel s'est porté sur les éprouvettes du type disque brésilien est consécutif aux difficultés rencontrées lors des essais sur les éprouvettes du type CT. Ces éprouvettes conduisent à des essais en mode mixte s'approchant au mieux des conditions réelles du comportement en service des prothèses de hanche.

Les résultats, ainsi obtenus sur la propagation des fissures de fatigue en mode I en compression sur des éprouvettes type CT, sont tout à fait acceptables comparés aux résultats obtenus par Ritchie et Dickson sur des céramiques techniques en alumine et en zircon.

Nous avons appliqué dans ce chapitre l'approche volumétrique à des matériaux fragiles. Cette approche nous a permis de modéliser la durée de vie à l'amorçage des fissures de fatigue en compression sur des éprouvettes du type disque brésilien chargé en mode I, ce qui répond aux objectifs fixés dans le cadre du projet de collaboration CMCU concernant l'étude du comportement à la fatigue en compression des biocéramiques utilisées en orthopédie. Nous avons montré que la zircon présente une meilleure tenue à la fatigue en compression et une meilleure résistance à la rupture que l'alumine. Ceci est dû à sa ténacité importante en compression confirmée par les essais effectués dans le travail expérimental et validé par des calculs par éléments finis.

CONCLUSION GÉNÉRALE

CONCLUSION GÉNÉRALE

Malgré les progrès réalisés sur la qualité des biocéramiques, la fiabilité des Prothèses Totales orthopédiques pose encore bien des problèmes. Quoi qu'il en soit, de très nombreux facteurs entrent en jeu, qu'ils soient liés à la prothèse elle-même, à l'état anatomique du patient (os et parties molles) ou encore au savoir-faire du chirurgien.

Pour une Prothèse Totale de Hanche (PTH), avec couple céramique-céramique, le problème majeur n'est plus le frottement qui est faible ($\mu=0,06$ pour un couple alumine-alumine et $\mu=0,1$ pour un couple alumine-polyéthylène) mais la longévité de la fixation de la pièce cotyloïdienne, pièce rigide dans une cavité déformable et élastique.

Les Biocéramiques d'alumine et de zircone semblent être de très bons biomatériaux pour la fabrication des prothèses à frottement alumine-alumine et alumine-zircone employées en orthopédie. Leurs qualités mécaniques de résistance à la compression (4000 MPa pour l'alumine et 6000 MPa pour la zircone) et une bonne résistance à l'usure comparée aux autres biomatériaux sont extrêmement intéressantes à condition qu'il s'agisse d'excellentes biocéramiques caractérisées par leur haute pureté ($99,9\%$ pour l'alumine et $95,6\%$ pour la zircone), leur masse volumique ($\sim 6\text{ g/cm}^3$), la finesse des grains ($\leq 1,5\text{ }\mu\text{m}$) et la qualité de la finition des surfaces ($Ra \leq 0,02\text{ }\mu\text{m}$). On peut dire que l'avenir de ces produits en prothèses ostéo-articulaires (hanche, genou, épaule, cheville...) semble être prometteur. Cependant la connaissance des critères de résistance à la fatigue de ces biocéramiques a besoin d'être affinée.

L'inconvénient majeur de l'utilisation de la zircone comme éléments de friction pour les prothèses de hanche est, d'après les orthopédistes [6, 18, 20], son rôle dans la germination des phosphates de calcium à partir des fluides biologiques sursaturés. Ceci peut provoquer un cancer après un certain temps d'implantation, mais cette hypothèse reste à prouver.

Toutefois, l'utilisation de ces céramiques se heurte à une autre faiblesse : l'absence de déformations plastiques importante à rupture.

L'adjonction de 15% en volume de zircone à l'alumine permet une forte augmentation des caractéristiques mécaniques, la ténacité K_{IC} pouvant dépasser les valeurs de la zircone pure [62]. Un autre inconvénient de la zircone est sa sensibilité à la rupture brutale.

Nous avons privilégié l'étude de l'amorçage en fatigue par rapport à la propagation en raison de l'extrême rapidité de la fissuration (coefficient m de la loi de Paris élevé).

A partir des calculs des sollicitations locales du cotyle, on a cherché à reproduire sur des éprouvettes plus simples et moins coûteuses. Les essais ont été conduits sur des éprouvettes type CT chargées en mode I et disques brésiliens chargés en mode I ($\beta=0^\circ$) et en mode I+II ($\beta=34^\circ$).

Nous remarquons que le disque brésilien sollicité en mode I ($\beta=0^\circ$) est le type d'essai qui s'approche le mieux des conditions réelles de chargement sur le cotyle ($\sigma_1/\sigma_2=-0,58$). Nous pensons que cette condition était plus impérative car nous sommes préoccupés partiellement de l'amorçage. L'angle $\beta=34^\circ$ est l'angle le plus approprié pour simuler la bifurcation car il conduit à un angle de bifurcation sous sollicitation en mode I+II de $\psi=36,1^\circ$. Cet angle de bifurcation ψ correspond au même angle de bifurcation sur le cotyle ($\psi=36^\circ$). Les essais sur les éprouvettes CT se révèlent inadaptés pour simuler l'état des contraintes sur le cotyle.

La différence de l'évolution de la loi de Paris sur l'alumine et la zircone s'explique par les valeurs des paramètres intrinsèques (E , ν , σ_e , taille des grains, porosité...) et extrinsèques (type et géométrie des éprouvettes, rayon en fond d'entaille, conditions de l'essai...) qui agissent sur la fissuration.

Nous avons montré que la zircone présente une meilleure tenue à la fatigue en compression et une meilleure résistance à la rupture que l'alumine. Ceci est dû à sa ténacité importante en compression ($34,55 \text{ MPa}\sqrt{m}$ pour l'alumine et $84,73 \text{ MPa}\sqrt{m}$ pour la zircone) confirmée par les essais expérimentaux effectués et validés par des calculs aux éléments finis.

Une approche appelée "approche volumétrique" développée au Laboratoire de Fiabilité Mécanique a été utilisée. Elle consiste à formuler l'hypothèse de l'existence d'un volume physique d'élaboration du processus de fatigue, correspondant à une distance effective (x_{ef}). Les comparaisons des résultats issus du calcul numérique et les résultats expérimentaux montrent que cette méthode donne de bons résultats de prévision de la durée de vie en fatigue sous chargement en compression sur des disques brésiliens en biocéramiques type alumine et zircone.

L'avenir pour les biocéramiques semble s'orienter vers la zircone partiellement stabilisée, avec un contrôle adéquat des conditions de frittage (temps et température) qui permettant de doubler les performances mécaniques de la céramique (σ_r , K_{IC}) par rapport à celle de l'alumine pure, tout en améliorant la résistance en fatigue. Ces propriétés permettent l'utilisation des têtes et des cotyles de prothèses de plus petites dimensions (28 mm) et de réduire ainsi les débris d'usure qui ont pour effet d'induire une inflammation locale pouvant être responsables de certains descellements et d'effets dévastateurs sur la tenue de la prothèse. La zircone (ZrO_2) est généralement considérée parmi les matériaux les plus biocompatibles. Elle est fortement oxydée, résiste à la corrosion et n'engendre généralement pas de réactions allergiques ou toxiques [13].

L'utilisation de biomatériaux avec de plus hautes caractéristiques est une des solutions envisagées. Dans le cas des prothèses en orthopédie, la zircone stabilisée est conseillée pour réaliser les couples en frottement.

Il est vraisemblable qu'une meilleure technique de pose devrait être prise en considération pour réduire les descellements et les problèmes de rupture brutale des implants.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **Ph. Cartier, F. Laude, Ph. Landreau, J. L. Sanouiller**
" La prothèse Totale du Genou"
Département du Genou - Homepage clinique des Lilas.
- [2] **J.Y. Buffière et M. Dupeux**
"Les grandes familles de matériaux et de procédés de mise en œuvre"
Matériaux et techniques N°3-4 1998.
- [3] **Y. Liang, Sourin P. Dutta**
"Application trend in advanced ceramic technologies" Technovation 21 (2001) pp 61-65
- [4] **S.Raakrishma, J. Mayer, E. Wintermantel, Kam W. Leong**
" Biomedical applications of polymer-composite materials : a review"
Composite sciences and technology 61 (2001) pp 1189-1224.
- [5] **P. Christel, A. Meunier, and S. Leciercq**
"Development of carbon-carbon Hip Prothesis"
J. Biomed. Mater. Res. : Applied Biomaterials Vol.21, N°A2 pp191-218, (1987)
- [6] **F. Langlais**
"Prothèses articulaires : facteurs biologiques et mécaniques de tolérance"
Cahier d'enseignement de la SOFCOT : 1983, conférences d'enseignement,
2^{ème} série, pp. 15 - 42.
- [7] **Jean Rieu**
"Comportement en service des biomatériaux utilisés en orthopédie"
Ecole National Supérieure des Mines de Saint-Etienne
- [8] **Hamblenne Luc**
"Evolution de la céramique à travers le temps- Les nouvelles céramiques"
Document pris de Internet - Laboratoire dentaire Maya - Quai Mativa, Liège.
- [9] **D. Pittet, S. Harbarth et C. Ruef**
"Mesures de prévention en salle d'opération dans le cadre de la chirurgie orthopédique"
Swiss-Noso , Volume 3, N°2, Juillet 1996.
- [10] **Maurice Reyne**
Les matériaux nouveaux, HERMES – technologies de pointe, (44), 1990.

- [11] **S. Hamza, K. Jendoubi, G. Pluvinage, J. Gilgert, N. Slimane**
"Comportement en fatigue des biocéramiques (Al_2O_3 - ZrO_2) utilisées en orthopédie"
2ème Symposium International des Biomatériaux avancés (SIBA'2000) - 28 juin -1^{er}
juillet 2000, Montréal (CANADA).
- [12] **Extrait du catalogue "GoodFellow SARL " LILLE**
"Propriétés de céramiques divers"
- [13] **F. Chellat, M. Tabrizian, S. Dumitriu, P. Magny, C. Hilaire Rivard, L'H. Yahia**
"In vitro and in vivo biocompatibility of chitosan-xanthan polyionic complex"
The journal of bone and joint surgery, vol.79-B, N°1, January 1999.
- [14] **J.Vereecken**
"Les Biomatériaux" NST, Vol.10. N°3. 1992. pp 75-81.
- [15] **P. Boutin et D. Blanquaert**
"Les nouveaux matériaux utilisés dans les prothèses totales de hanche"
Document de formation CERAVER.
- [16] **P. Boutin et D. Blanquaert**
"Le frottement alumine-alumine en chirurgie de la hanche 1205 arthroplastiques totales"
Revue de Chirurgie Orthopédique, 1981, 67, pp279-287.
- [17] **Willan E. Lee and W. Mark Rainforth**
"Ceramic microstructures-property control by processing" Chapman & Hall.
- [18] **L.Sedel**
"L'alumine en chirurgie orthopédique" Extrait de "cahiers d'enseignement de la
SOFOT, N°25 Biomatériaux en chirurgie orthopédique - Expo. Sci. Française.
- [19] **P. Boutin**
"L'alumine et son utilisation en chirurgie de la hanche- étude expérimentale"
La presse médicale , 20mars,1979 , N°14, pp 639-640.
- [20] **P. Boutin**
"Arthroplastie totale de la hanche par prothèse en alumine frittée- étude expérimentale et
premières applications cliniques" Revue de Chirurgie orthopédique et réparatrice de
l'Appareil moteur (Paris) 1972, tome 58, n°3, pp. 229 -246.

- [21] **P.Boutin , P.Christel et al**
"The use of dense alumina-alumina ceramic combination in total hip replacement"
Journal of Biomedical Materials Research, Vol.22, 1203-1232 (1988)
- [22] **Association de l'aluminium du Canada**
"L'industrie canadienne de l'aluminium et l'environnement"
Troisième trimestre 1997-Bibliothèque National du Québec-
- [23] **G. Kapelski, A. Varloteaux**
" Systèmes métal-Céramique" materials Sc. and Eng., A.177 (1994), pp 19-28.
- [24] **K. Cherif, B. Gueroult, M. Rigaud**
"Wear behaviour of alumina toughened zirconia materials"
Elsevier Sciences -Wear 199 (1996) 113-121.
- [25] **J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet et P. Combrade**
"Métallurgie du minerai au matériau" Edition MASSON.
- [26] **G. Nicoletto, A. Tucci and L. Esposito**
" The effect of microstructure on fracture toughness of polycrystalline alumina"
Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 19, N° 1, pp.119-128, 1996.
- [27] **P. Boutin et D. Blanquaert**
" Les céramiques et ceramo-métalliques" Document de formation CERAVER.
- [28] **CRITT céramiques Fines et Techniques - CETT CERAM / C3F**
"Substituts osseux en biocéramique (alumina Al_2O_3 et alumina Zirconia $Al_2O_3-ZrO_2$)"
Document Industriel 1998.
- [29] **A. Marti**
"Inert bioceramics ($Al_2O_3 - ZrO_2$) for medical application"
Injury, Int. J. Care Injured 31 (2000) S-D 33-36
- [30] **G.J.P. Fleming, R.M. Shelton, P.M. Marquis**
"The influence of clinically induced variability on the bi-axial fracture strength of
aluminous core porcelain discs" Journal of dentistry 27, 1999, pp 587-594
- [31] **S.H. Teoh**
"Fatigue of biomaterials: a review", International journal of fatigue 22 (2000) pp 825-837

- [32] **G. R. Evans, E. A. Charles**
"Fracture Toughness Determinations by indentation"
J. Am. Ceram. Soc. , (1976), pp 371-372
- [33] **P. Boutin**
"Arthroplastie totale de la hanche par prothèse en alumine frittée - étude expérimentale et premières applications cliniques" Revue de chirurgie orthopédique et réparatrice de l'appareil moteur (Paris) 1972, tome58, n°3.
- [34] **Y. M. Chen, J. C. Pavy et B. Rigaut**
"Usure des céramiques à grande vitesse" CETIM-Information n°126 Février 1992.
- [35] **S. Affatato, M. Goldoni, M. Testoni, A. Toni**
"Mixed oxides prosthetic ceramic ball heads. Part 3: effect of the ZrO₂ fraction on the wear of ceramic on ceramic hip joint prostheses. A long-term in vitro wear study"
Biomaterials 22 (2001) pp 717-723.
- [36] **B. Gueroult**
"Influence de la microstructure sur la résistance à l'usure des céramiques: étude de traitement post-frittage et développement d'un essai de rayage"
Thèse de Doctorat Ingénieur, école national supérieure des mines de Paris, (1987)
- [37] **P. Chantikul, G. R. Antis, B. R. Lawn et D. B. Marshall**
"A Critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness" II, Strength Method. J. Am. Ceram. Soc., (1981), pp539-543.
- [38] **F. L. Riley et S. A. Horton**
"Improvement of the wear resistance of silicom based ceramics"
Compte rendu de la CEE, R&D program in the raw materials sector, technical Ceramics (1985).
- [39] **B. Guerould, K. Cherif**
"State of the art review on friction and wear mechanisms of ceramics"
Journal of the canadien ceramic society, vol 63, N°2, May 1994
- [40] **A.G. Evans et D. B. Marshall**
"Wear mechanisms in ceramics fundamentals of friction and wear of materials"
Rigney ASM, Metals Park, Ohio, pp 439-452 (1980).

- [41] **J. Breznak, E. Breval et N. H. Macmillan**
"Sliding friction and wear of structural ceramics (part 1 : Room temperature behaviour) J. Mat. Sci. 20, pp 4657-4680 (1985).
- [42] **Mechanical Testing**
Volume 8, ASM International , The Materials Information Society.
- [43] **R. H. Dauskarat, D. B. Marshall and R. O. Ritchie**
" Cyclic fatigue- crack propagation in magnesia-partially-stabilized Zirconia Ceramics" J. Am. Ceram Soc., vol 73 n°4 pp893-903 (1990).
- [44] **Friedrich Pauwels**
"Biomécanique de la hanche saine et pathologique" Springer verlag, Berlin Heidelberg New york 1977
- [45] **Fabeck L. Descamps Py., Bourgois R., Dhem A.**
" Contribution à l'étude des contraintes du bassin en charge Rtm le de la branche pubienne et de l'os spongieux" Rev. Chirurgie Orthop. , 80 , pp181-187 , 1994
- [46] **David Broek,**
"Failure Analysis and Fracture mechanics"
fracture search Inc. engineering aspects of failure and failure analysis
- [47] **Robert O. Ritchie**
" Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids"
International Journal of Fracture 00: pp1-29, 1998.
- [48] **C. J. Gilbert and R. O. Ritchie**
"Transient fatigue-Crack growth behavior following variable-amplitude loading in a monolithic silicon nitride ceramic"
Engineering Fracture Mechanics, Vol.60, N°3, pp303-313, 1998.
- [49] **R.O. Ritchie and K. T. venkateswara Rao**
" Fatigue of ceramics and intermetallics : application to damage tolerance and life prediction in cyclically-loaded brittle materials"
Reliability assessment of cyclically loaded engineering structures, Edited by Roderick A. Smith, NATO ASI Series- 3 High technology-Vol.39, pp377-404

- [50] **R. O. Ritchie**
"Fatigue and fracture of pyrolytic carbon: A Damage-Tolerant Approach to Structural Integrity and Life Prediction in "Ceramic" Heart Valve Protheses"
J Heart Valve Dis , Vol.N°5, Suppl.I- Copyright by ICR Publishers 1996.
- [51] **Badrinarayanan K., McKelvey A. L., Venkateswara Rao KT and R. O. Ritchie**
"Fracture and fatigue crack growth in ductile-phase toughened molybdenum disulfide : effects of niobium wire vs particulate reinforcements. Metallurgical and Materials transactions A27, 3781-3792 (1996).
- [52] **Bloyer D.R., Venkateswara rao K.T. and Ritchie , R. O.**
"Resistance-curve toughening in ductile/brittle layered structures : Behavior in Nb/Nb₃ Al laminates." Materials Science and Engineering A126, 80-90 (1996).
- [53] **A.J. McEvily and R. O. Ritchie**
" Crack closure and the fatigue crack propagation threshold as a function of load ratio"
Fatigue and Fracture of Eng. Materials & Structures 1998; 21 pp 847-855.
- [54] **R. H. Dauskardt, W. Yu and R. O. Ritchie**
" Fatigue crack propagation in transformation-toughened Zirconia ceramic"
J. Am. Ceram Soc., vol 70 n°10 pp 248-252 (1987).
- [55] **S. Suresh and J. R. Brockenbrough**
" Cyclic damage zones ahead of tensile fatigue cracks in ceramic materials"
Fatigue 1990,pp 739-744.
- [56] **A.Ueno, H. Kishimoto, H. Kawamoto and M. Asakura**
" Crack propagation behavior of sintered silicon nitride under cyclic load of high stress ratio and high frequency" Fatigue 1990,pp 739-744.
- [57] **Campbell, J.P. , Krizic, J.J. , Lillibridge, S. Venkateswara Rao, K.T. and Ritchie R.O**
"On the growth of small fatigue crack in γ -based titanium aluminides." Scripta Materialia 37, 707-712 (1997)..
- [58] **Christopher J., Gilbert, Reinhold H. Dauskardt and R. O. Ritchie**
"Behavior of cyclic Fatigue Crack in Monolithic Silicon Nitride"
J. Am. Ceramic. Soc, 78[9] 291-300 (1995).

- [59] **R. H. Dauskardt, M. R. James, J. R. Porter and R. O. Ritchie**
" Cyclic Fatigue-Crack Growth in a Sic-Whisker-Reinforced Alumina Ceramic Composite : Long-and Small-Crack Behavior" J. Am. Ceram Soc., vol 75 n°4 pp759-771 (1992).
- [60] **C. J. Gilbert, R. N. Petrany and R. O. Ritchie**
"Cyclic fatigue in monolithic alumina : mechanisms for crack advance promoted by frictional wear of grain bridges" Journal of Materials Science ,30 (1995) pp 643-654.
- [61] **A. A. Steffen, R. H. Dauskarat, and R. O. Ritchie**
" Cyclic fatigue life and crack-Growth behavior of microstructurally small cracks in magnesia-partially-stabilized Zirconia Ceramics"
J. Am. Ceram Soc., vol 76 n°6 pp1259-1268 (1991).
- [62] **C. J. Gilbert, R. H. Dauskardt and R. O. Ritchie**
" Microstructural Mechanisms of cyclic fatigue-crack propagation in grain-bridging ceramics" Ceramics International Vol. 23, (1997) pp413-418.
- [63] **Guy Pluinage**
"Mécanique élastoplastique de la rupture- Critères d'amorçage"
Edition CEPADUES
- [64] **K. Jendoubi et S. Hamza**
"Fissures de fatigue sous chargement biaxial- Contrôle de la propagation des fissures et évaluation de l'effet de fermeture" Revue Matériaux et Technique N°3-4, 1998, pp 33-41.
- [65] **P. S. Christel, A. Meunier, D. Blanquaert, L. Sedel, J. Witvoet**
"Stress distribution in five femoral prostheses of different design and material"
8th Annual Meeting of the Society for Biomaterials Walt Disney World,
April 24-27, 1982, p136.
- [66] **A. Meunier, P. S. Christel, D. Blanquaert, L. Sedel, J. Witvoet**
"Experimental analysis of collar function in the related to material rigidity (Titanium alloy and stainless steel)" 8th Annual Meeting of the Society for Biomaterials Walt Disney World, April 24-27, 1982, p138.
- [67] **T. Kawakubo, N. okabe and T. Mori**
" Static and cyclic fatigue behavior in ceramics" Fatigue 1990, pp 717-726.

- [68] **J.M. Dorlot**
 "Wear analysis of retrieved alumina heads and sockets of hip prostheses"
 J. Biomed. Mater. Res. : Applied Biomaterials, Vol .23, N°A3, 299-310 (1989).
- [69] **S.Hamza , M. Khadhraoui et K. Jendoubi**
 "Evaluation of dissipation energy at crack propagation tip under biaxial loading"
 5th International Conférence Biaxial / Multiaxial Fatigue & Fracture (SICBFF) Cracow-
 Poland, 8-12 septembre 1997, Vol.3, pp19-33.
- [70] **PARIS .P.C**
 The fracture mechanics approach to fatigue.
 Fatigue, an interdisciplinary approach. - Syracuse University Press, Syracuse (1964).
- [71] **C. J. Gilbert and R. O. Ritchie**
 "Mechanisms of cyclic fatigue-crack propagation in fine-grained alumina ceramic : The
 role of crack closure"
 Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol 20 N°10 pp 1453-1466, 1997.
- [72] **S. Lauf, V. Gerold, R.F. Pabst**
 "The influence of a superimposed cyclic loading on the high temperature fracture strength
 of ceramic containing a viscous phase" Fatigue 1990, pp 775-780.
- [73] **Mc Clintock, F. A. (1967)**
 Discussion to C. Laird's paper "The influence of metallurgical microstructure on the
 mechanisms of fatigue crack propagation, in Fatigue Crack propagation, ASTM STP 415,
 Am . Soc. Test. Matls, Philadelphia 170-174.
- [74] **D. Taylor** " Fatigue in biomaterials" Fatigue 1990, pp55-64.
- [75] **G. Subhash, S. M. Beeley**
 " Fatigue crack propagation in aluminum nitride ceramic under cyclic compression"
 Journal of materials sciences 34 (1999) pp4645-4652, Kluwer academic publishers.
- [76] **P. S. Song, S. Hwang, C.S. Shin**
 "Effect of artificial closure materials on crack growth retardation"
 Engineering Fracture Mechanics vol 60 N°1 pp 47-58 (1998).
- [77] **A. dambreville, M. Philippe, A. ray**
 " La céramique de Zircône ou la nuit tous les chats sont gris"
 Le Journal français de l'orthopédie 2000

- [78] **C. Delaunay, A. I. Kapandji**
"Survie à 10 ans des prothèses totales de zweymuller en arthroplastie primaire non cimentée de hanche" Revue de chirurgie orthopédique, 1998, pp 421-432
- [79] **B. Cales**
"fractures des têtes de prothèses de hanche en zircone"
Le journal français de l'orthopédie, 2001
- [80] **S. Lerouge, O. Huk, L'H. Yahia, J. Witvoet, L. Sedel**
" Ceramic-ceramic and metal-polyethylene total hip replacements"
The journal of bone and joint surgery, vol.79-B, N°1, January 1997.
- [81] **A.H. De Aza, J. Chevalier, G. Fantozzi, M. Schehl, R. Torrecillas**
"Crack growth resistance of alumina, zircone and zircone toughened alumina ceramic for joint protheses" Biomaterials 23 (2002) pp 937-945
- [82] **Carniero F .L.L.B. e Barcellos A.**
"Concrete tensile strenght".
Union of testing and research laboratories for materials and structures no 13, (1953).
- [83] **Libatskii I.L. Kovchick S.E.**
"Fracture of discs containing cracks". F.K.M.M. VOL. 3 no 4, pp 458-464, (1967).
- [84] **Yarema S.Y. Krestin G.S.**
"Determination of the modulus of cohesion of brittle materials by compressive tests on disc specimens containing crack". F.K.M.M. Vol.2 no 1, pp 10-14, (1966).
- [85] **Tada H. , Paris P.C. e Irwin G.R.**
"The stress analysis of cracks handbook Del. Research Corporation".
Hellertown PA, (1973).
- [86] **Kim C.S. e Kitagawa H.**
"A method of determination of mixed mode fracture toughness of brittle materials under compression".Fract. Mech. And Technology -Edited by SIH. G.C. CHOW C.L., pp 1011-1019, 1977.
- [87] **Atkinson C.**
"Combined mode fracture via the cracked Brazilian disc test".
Int. J. of Fract. Vol.18 no 4, pp 279-291, (1982).

- [88] **Awaji H. Sato S.**
"Combined mode fracture toughness measurement by the disc test".
J. of Eng.Mat.Tech. Vol.7, pp 505-514, (1975).
- [89] **Sanchez J.**
"Application of the disk test to mode I+II fracture analysis".
M.S. Thesis Mechanical Engineering Department University of Pittsburgh PA, (1979).
- [90] **R. S. Nizard, L. Sedel, P. Christel, A. Meunier et al**
" Ten-Year Survivborship of cemented ceramic-ceramic Total Hip Prothesis"
Reprinted from clinical Orthopaedics, September 1992 Vol 282
- [91] **Louah M.**
"Fissuration en fatigue en mode I+II a l'aide du disque brésilien"
Thèse de docteur es-sciences physiques, Université de Metz 1986
- [92] **Paris P. C.**
"The fracture mechanics approach to fatigue"
Fatigue an interdisciplinary approach-syracuse university Press, syracuse (1964)
- [93] **Changzun ZHOU**
"Fatigue crack propagation and fractography OF 3Y-TZP AND ZTA"
Thèse présentée à l'université de montréal, Octobre 1992.
- [94] **Schneider S. J. Davis J. R. , davidson G.M. et al**
"ceramics and glasses, Engineered Materials handbook", vol. 4,
ASM International, USA, 1991.
- [95] **Sakai M. et Bradt R. C.**
"Graphical methods for determining the non linear fracture parameters of silica and graphite refractory composites" Fracture mechanics of ceramics, vol. 7, Ed. Bradt R. G., Hasselman D.P.H. et lange F.F. , Plenum Press, New York, 1986.
- [96] **W. Chen and G. Ravichandran,** Journal Materiels Sciens. 33 (1998) 1933.
- [97] **R. N. KATZ, G. Wechtler, D. Fridel**
"Ceramic Engieenring and science Proceedings 14 (7/8) 1993, 282."
- [98] **Kadi Nawar**
"Thèse de doctorat" LFM, Université de Metz (Septembre 2001)

- [99] **Genti Qylafku**
"Thèse de doctorat" LFM, Université de Metz (mai 2000)
- [100] **Guy Pluinage**
"Application of notch fracture mechanics to fracture emanating from stress concentrations" , Nuclear Engineering , 185, 1998, pp 173-184.
- [101] **G. Qylafku, Z. AZARI, M. Gjonaj, G. Pluinage**
"On the fatigue and fatigue life prediction of the notched specimens"
Materials Sciens, Kluwer academic/Plenum, vol .34, 5, 1999, pp 604-618.
- [102] **R. E. Peterson,**
"Stress concentration factors"
John wiley and sons, new-york (1974).
- [103] **A.Brand et R. Sutterin**
"Calcul des pièces à la fatigue. Méthode de gradient"
Publication senlis France CETIM (1980).
- [104] **E. Siebel and M. Steiler**
"Non-Uniform stress distribution during fatigue loading"
VDI- 97, 1955
- [105] **Y. Weixing , X. Yi. G. Kaiquan**
"On the fatigue notch factor, k_f "
International Journal of Fatigue, Vol. 17, N° 4, pp 245-251 (1995).
- [106] **Y. Weixing**
"Stress field intensity approach for predicting fatigue life"
International Journal of fatigue, Vol 15, N°4, pp 243-245 (1993).
- [107] **D. Taylor**
"Geometrical effects in fatigue : a unifying theoretical model"
International Journal of fatigue, vol 5, pp 413-420 (1999).
- [108] **D. Taylor, P. Bologna, K. Knani**
"Prediction of fatigue failure location on a component using a critical distance method"
International Journal of fatigue, vol 22, pp 735-743 (2000).

ANNEXES

```
*****
*****ELEMENT DE COTYLE DE LA PTH*****
*****
```

```
option dime 2;
option mode plan defo;
option elem tri3;
*****
```

```
*POINTS*
*****
```

```
P=280;
p0=0 0;
p1=14 0;
p2=29 0;
p3=(0-14) 0;
p4=(0-29) 0;
p5=8 13.8564;
p6=0 29;
p7=(0-15.0351) 5.47232;
*****
```

```
*LIGNES*MILLIMETRES*
*****
```

```
l1=p1 droi 10 p2;
c2=cerc 14 p6 p0 p2;
c3=cerc 14 p4 p0 p6;
l4=p4 droi 20 p3 ;
c5=cerc 30 p3 p0 p7 ;
c6=cerc 50 p7 p0 p5;
c7=cerc 50 p5 p0 p1;
ctcont=l1 et c2 et c3 et l4 et c5 et c6 et c7;
s1=surf ctcont plane;
titre 'MAILLAGE';
trace s1;
*****
```

```
*CONDITIONS AUX LIMITES*
*****
```

```
cl1=bloque depl l1;
cl2=bloque depl c2;
cl3=bloque depl l4;
cl4=bloque depl c3;
cl5= cl1 et cl2 et cl3 et cl4;
*****
```

```
*FORCE*NEWTON*
*****
```

```
mod1=mode s1 mecanique elastique;
cha1=pres mass mod1 280 c6;
VPR=vect cha1 0.05 fx fy bleu;
titre 'CHARGEMENT';
trace VPR s1;
*****
```

```
*MODELE*
*****
```

```

mod1=mode s1 mecanique elastique;
*****

*MATERIAU*MPa*
*****

mat1=mate mod1 youn 2.2E5 nu 0.31;
*****

*RIGIDITE*
*****

rig1=rigi mod1 mat1 et cl5;
*****

*RESOUDRE LE SYSTEME*
*****

dep1=reso rig1 cha1;
REA=react dep1 rig1;
VEC=vect rea 0.001 fx fy bleu;
titre 'REACTION';
trace VEC s1;
*****

*DEFORMATION*
*****

def1=defo s1 dep1;
defini=defo s1 dep1 0. rouge;
titre 'DEFORMATION';
trace (def1 et defini);
trace (def1 et defini) 'OSCIL' ;
*****

*CONTRAINTES*
*****

sig1=sigma mod1 mat1 dep1;
titre 'CONTRAINTE';
trace mod1 sig1;
*****

*COURBE DES COINTRANES*
*****

c8=c5 et c6 et c7;
sigxx=exco smxx sig1;
contrxx=chan chpo sigxx mod1;
fcy1=evol chpo contrxx c8;
dessin fcy1 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGXX';
@excel1 fcy1 Tsigxx;

sigyy=exco smyy sig1;
contry=chan chpo sigyy mod1;
fcy2=evol chpo contry c8;
dessin fcy2 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGYY';
@excel1 fcy2 Tsigyy;

sigxy=exco smxy sig1;
contry=chan chpo sigxy mod1;
fcy3=evol chpo contry c8;
dessin fcy3 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGXY';
@excel1 fcy3 Tsigxy;

```

```

sigv=vmis mod1 sig1;
rvm=chan chpo sigv mod1;
fcy5=evol chpo rvm c8;
dessin fcy5 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGVMS';
*****
*CONTRAINTES POLAIRES*
*****

cham3=rtens sig1 mod1 'POLA' p5;
titre 'CONTRAINTE POLAR';
trace mod1 cham3 ;
*****
*COURBE DES COINTRANTES POLAR*
*****

sigrr=exco smxx cham3;
contrr=chan chpo sigrr mod1;
fcy6=evol chpo contrr c8;
dessin fcy6 'TITX' 'R' 'TITY' 'SigRR' 'TITR' 'CONTRAINTE SigRR' ;
@excel1 fcy6 Tsigrr;

sigtt=exco smyy cham3;
conttt=chan chpo sigtt mod1;
fcy7=evol chpo conttt c8;
dessin fcy7 'TITX' 'R' 'TITY' 'SigTT' 'TITR' 'CONTRAINTE SigTT';
@excel1 fcy7 Tsigtt;

sigrt=exco smxy cham3;
contrt=chan chpo sigrt mod1;
fcy8=evol chpo contrt c8;
dessin fcy8 'TITX' 'R' 'TITY' 'sigRT' 'TITR' 'CONTRAINTE SigRT';
@excel1 fcy8 Tsigrt;
*****
*Contraintes Principales*
*****

cop=prin sig1 mat1 mod1;

sig11=exco si11 cop scal11;
sigp1=chan chpo sig11 mod1;
fc11=evol chpo sigp1 c8;
dessin fc11 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig11' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig11';
@excel1 fc11 Tsig11;

sig22=exco si22 cop scal22;
sigp2=chan chpo sig22 mod1;
fc22=evol chpo sigp2 c8;
dessin fc22 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig22' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig22';
@excel1 fc22 Tsig22;

sig33=exco si33 cop scal33;
sigp3=chan chpo sig33 mod1;
fc33=evol chpo sigp3 c8;
dessin fc33 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig33' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig33';
@excel1 fc33 Tsig33;
fin;

```

```
*****
***** EPROUVETTES TYPE CT EN BIOCERAMIQUES *****
*****
```

```
option dime 2;
option mode plan defo;
option elem tri6;
P=8800;
```

```
*****
*POINTS*
```

```
*****
p0=0 0;
p1=0 16.8;
p9=35 16.8;
p7=22.5 1;
p8=35 1;
p10=28 11.2;
p11=24.5 7.7;
p12=28 4.2;
p13=31.5 7.7;
p17=21.5 0.5;
p16=21.5 0;
p18=21 0;
```

```
*****
*LIGNES*MILLIMETRES*
```

```
*****
l1=p1 droi 10 p0;
l6=p17 droi 10 p7;
l16a=cerc p18 p16 p17 dini 0.01 dfin 0.11;
l7=p7 droi 20 p8;
l8=p8 droi 10 p9;
l9=p9 droi 10 p1;
l10=p18 droi p0 dini 0.01 dfin 2.8;
l11=cer3 20 p10 p11 p12;
l12=cer3 20 p12 p13 p10;
c1=l11 et l12;
ct1=l10 et l1 et l9 et l8 et l7 et l6 et l16a et c1 ;
s1=surf (ct1) plane;
titre 'MAILLAGE';
trace s1 ;
```

```
*****
*CONDITIONS AUX LIMITES*
```

```
*****
cl1a=bloque uy l10;
cl1b=bloque ux p0;
c1=cl1a et cl1b ;
```

```
*****
*FORCE*NEWTON*
```

```
*****
P1=P/(35);
mod1=mode s1 mecanique elastique;
```

```

*f1=0 (0-251.428);
*vcharge=force l9 f1;
vcharge=press mass mod1 P1 l9;
VPR=vect vcharge 0.005 fx fy rouge;
titre 'Chargement';
trace VPR s1;
*****

*MODELE*
*****

mod1=mode s1 mecanique elastique;
*****

*MATERIAU*MPa*
*****

mat1=mate mod1 youn 2.2E5 nu 0.31;
*****

*RIGIDITE'*
*****

rig1=rigi mod1 mat1 et cl1;
*****

*RESUDRE LE SYSTEME*
*****

dep1=reso rig1 vcharge ;
REA=react dep1 rig1;
VEC=vect rea 0.01 fx fy bleu;
titre 'REACTION';
trace VEC s1;
*****

*DEFORMATION*
*****

def1=defo s1 dep1;
defini=defo s1 dep1 0. rouge;
titre 'DEFORMATION';
trace (def1 et defini);
trace (def1 et defini) 'OSCIL';
*****

*CONTRAINTES*
*****

sig1=sigma mod1 mat1 dep1;
titre 'CONTRAINTE';
trace mod1 sig1;
*****

*COURBE DES COINTRANES*
*****

sigxx=exco smxx sig1;
contrxx=chan chpo sigxx mod1;
fcy1=evol chpo contrxx l10;
dessin fcy1 'TITX' 'r' 'TITY' 'SIGXX';
@excel1 fcy1 Tsigxx;

sigyy=exco smyy sig1;
contryy=chan chpo sigyy mod1;
fcy2=evol chpo contryy l10;
dessin fcy2 'TITX' 'r' 'TITY' 'SIGYY';

```

```

@excel1 fcy2 Tsigyy;

contryy1=abs contryy;
fc2a=evol chpo contryy1 l10;
dessin fc2a 'TITX' 'r' 'TITY' 'ABS(SIGYY)';
dessin fc2a 'XBOR' 0.01 25.0 'YBOR' 0.01 100000.0
      'LOGX' 'LOGY' 'GRILL' 'TITX' 'LOGr' 'TITY' 'LOGABS(SigYY)';

contrxx1=abs contrxx;
fc1a=evol chpo contrxx1 l10;
dessin fc1a 'TITX' 'r' 'TITY' 'ABS(SIGxx)';
dessin fc1a 'XBOR' 0.01 25.0 'YBOR' 0.01 100000.0
      'LOGX' 'LOGY' 'GRILL' 'TITX' 'LOGr' 'TITY' 'LOGABS(Sigxx)';

sigv=vmis mod1 sig1;
rvm=chan chpo sigv mod1;
fcy5=evol chpo rvm l10;
dessin fcy5 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGVMS';
@excel1 fcy5 TsigVMS;
*****
*Contraintes Principales*
*****

cop=prin sig1 mat1 mod1;

sig11=exco si11 cop scal11;
sigp1=chan chpo sig11 mod1;
fc11=evol chpo sigp1 l10;
dessin fc11 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig11' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig11';
@excel1 fc11 Tsig11;

sig22=exco si22 cop scal22;
sigp2=chan chpo sig22 mod1;
fc22=evol chpo sigp2 l10;
dessin fc22 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig22' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig22';
@excel1 fc22 Tsig22;

sig33=exco si33 cop scal33;
sigp3=chan chpo sig33 mod1;
fc33=evol chpo sigp3 l10;
dessin fc33 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig33' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig33';
@excel1 fc33 Tsig33;

*---- INITIALISATION DE LA TABLE EN ENTREE -----;
*----   DE LA PROCEDURE G_THETA   -----;
*
;

SUPTAB = TABLE ;
SUPTAB.'OBJECTIF' = MOT 'J';
lsup=l7 et l6 et l16a;
SUPTAB.'LEVRE_SUPERIEURE' =lsup ;
SUPTAB.'FRONT_FISSURE' = p18;
SUPTAB.'MODELE' = mod1;
SUPTAB.'CARACTERISTIQUES' = mat1;
SUPTAB.'SOLUTION_RESO' = dep1;

```

```
SUPTAB.'CHARGEMENTS_MECANIKUES' = vcharge;
SUPTAB.'COUCHE' = 2;
*
*----- APPEL A LA PROCEDURE G_THETA -----;
*
SAUT PAGE
G_THETA suptab
*
*----- RECUPERATION DU RESULTAT ET COMPARAISONS -----;
*
G = abs suptab.'RESULTATS';
K = (220000 * G / (1 - (0.31**2)))**0.5;
K1 = k*0.0316;
mess ' ' ;
mess ' ' ;
mess 'taux de restitution energetique G : ' G ;
mess 'solution calculee Kcal : ' K1 ;

fin
```

```
*****
*****DISQUE BRESILIEN EN BIOCERAMIQUE*****
*****
```

```
option dime 2;
option mode plan defo;
option elem tri6;
P=8800;
dl=5;
dc=10;
dcp=10;
dlf=20;
L=1;
A=6;
T=4.268;
R=20;
angl=34;
anglC=30;
S1=sin(anglC);
C1=cos(anglC);
S=sin(angl);
C=cos (angl);
p0=0 0;
p1=(0-(L*C)) (L*S);
p2=((T*S)+(0-(L*C))) ((T*C)+(L*S));
p3=(A*S) (A*C);
p4=p2 syme droit p0 p3;
p5=p1 syme droit p0 p3;
p6=p4 syme droit p1 p5;
p7=p3 syme droit p1 p5;
p8=p2 syme droit p1 p5;
p9=0 R;
p10=R 0;
p11=0 (0-R-0.5);
p12= (0-R) 0;
p14=4.44409720866 (0-19.5);
p15=(0-4.44409720866) (0-19.5);
p15b=(0-(R*S)) (R*C);
p16=(R*S) (R*C);
p17=p16 syme droit p1 p5;
```

```
*****
*LIGNES*MILLIMETRES*
```

```
*****
l1=p1 droit dl p2;
l2=p2 droit 10 p3;
l3=p3 droit 10 p4;
l4=p4 droit dl p5;
l5=p5 droit dl p6;
l6=p6 droit 10 p7;
l7=p7 droit 10 p8;
l8=p8 droit dl p1;
l9=p15 droit 5 p14;
```

```

l10=cerc3 p15b p0 p16 dini 1 dfin 1;
l11=p3 droit p16 dini 0.1 dfin 1;
l12=p17 droit p7 dini 1 dfin 0.1 ;
cer2=cerc3 dc p16 p0 p10;
cer3=cerc3 dc p10 p0 p14;
cer4=cerc3 5 p15 p0 p17;
cer5=cerc3 dc p17 p0 p12;
cer6=cerc3 dc p12 p0 p15b;
ct1=l12 et l7 et l8 et l1 et l2 et l11 et l10 et cer6 et cer5 ;
S1=surf (ct1) plan;
ct2=l12 et l6 et l5 et l4 et l3 et l11 et cer2 et cer3 et l9 et cer4;
S2=surf(ct2) plan;
Stot=S1 et S2;
titre 'MAILLAGE';
trace Stot;
*****
*CONDITIONS AUX LIMITES*
*****

cl2=bloque uy l9;
cl3=bloque depl p14;
cl1=cl2 et cl3;
*****
*FORCE*NEWTON*
*****

Ptot=P/(40);
mod1=mode Stot mecanique elastique;
*f1=force(0 -220) l10;
f1=pres mass mod1 Ptot l10;
VPR=vect f1 0.05 fx fy rouge;
titre 'CHARGEMENT';
trace VPR Stot;
*****
*MODELE*
*****

mod1=mode Stot mecanique elastique;
*****
*MATERIAU*MPa*
*****

mat1=mate mod1 young 3.8E5 nu 0.18;
*****
*RIGIDITE*
*****

rigi1=rigi mod1 mat1 et cl1;
*****
*RESOUDRE LE SYSTEME*
*****

dep1=reso rigi1 f1;
REA=react dep1 rigi1;
VEC=vect rea 0.01 fx fy rouge;
titre 'REACTION';
trace VEC Stot;
*****
*DEFORMATION*

```

```

*****
def1=defo Stot dep1;
defini=defo Stot dep1 0. bleu;
titre 'DEFORMATION';
trace (def1 et defini);
trace (def1 et defini) 'OSCIL';
*****
*CONTRAINTES*
*****
sig1=sigma mod1 mat1 dep1;
titre 'CONTRAINTE';
*trace mod1 sig1;
*****
*COURBE DES COINTRANTES*
*****
sigxx=exco smxx sig1;
contrxx=chan chpo sigxx mod1;
fcy1=evol chpo contrxx l11;
dessin fcy1 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGXX';
@excel1 fcy1 Tsigxx;

sigyy=exco smyy sig1;
contryy=chan chpo sigyy mod1;
fcy2=evol chpo contryy l11;
dessin fcy2 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGYY';
@excel1 fcy2 Tsigyy;

sigxy=exco smxy sig1;
contryx=chan chpo sigxy mod1;
fcy3=evol chpo contryx l11;
dessin fcy3 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGXY';
@excel1 fcy3 Tsigxy;

sigv=vmis mod1 sig1;
rvm=chan chpo sigv mod1;
fcy5=evol chpo rvm l11;
dessin fcy5 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGVMS';
*****
*CONTRAINTES PRINCIPALES*
*****
cham3=rtens sig1 mod1 'POLA' p0;
titre 'CONTRAINTE POLARES';
trace mod1 cham3;
*****
*COURBE DES COINTRANTES PRINCIPALES*
*****
sigrr=exco smxx cham3;
contrr=chan chpo sigrr mod1;
fcy6=evol chpo contrr l11;
dessin fcy6 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGRR' 'TITR' 'COINTRANTES SIGRR';
@excel1 fcy6 Tsigrr;

sigtt=exco smyy cham3;

```

```

contt=chan chpo sigtt mod1;
fcy7=evol chpo contt l11;
dessin fcy7 'TITX' 'R' 'TITY' 'SIGTT' 'TITR' 'COINTRANES SIGTT';
@excel1 fcy7 Tsigtt;
*****

*Contraintes Principales*
*****

cop=prin sig1 mat1 mod1;

sig11=exco si11 cop scal11;
sigp1=chan chpo sig11 mod1;
fc11=evol chpo sigp1 l11;
dessin fc11 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig11' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig11';
@excel1 fc11 Tsig11;

sig22=exco si22 cop scal22;
sigp2=chan chpo sig22 mod1;
fc22=evol chpo sigp2 l11;
dessin fc22 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig22' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig22';
@excel1 fc22 Tsig22;

sig33=exco si33 cop scal33;
sigp3=chan chpo sig33 mod1;
fc33=evol chpo sigp3 l11;
dessin fc33 'TITX' 'R' 'TITY' 'sig33' 'TITR' 'CONTRAINTE Sig33';
@excel1 fc33 Tsig33;
*****

*---CALCUL DU FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTES---;
*---APPEL DE LA PROCEDURE SIF -----;
*****

lsup=l7 et l8 et l1 et l2;
linf=l6 et l5 et l4 et l3;
SUPTAB = TABLE;
SUPTAB.'MODMIXTE' = VRAI;
SUPTAB.'LIFIS1' = lsup;
SUPTAB.'LIFIS2' = linf;
SUPTAB.'FRTFISS' = p3;
SIF SUPTAB MAT1 dep1;
K1MOY = SUPTAB.K1;
K2MOY = SUPTAB.K2;
K1=K1MOY*0.0316;
K2=K2MOY*0.0316;
mess 'solution calculee          Kcal(MPam^0.5) :' K1      ;
mess 'solution calculee          Kcal(MPam^0.5) :' K2      ;
fin;

```

LISTE DES FIGURES

Introduction

- 1- Prothèse Totale de Hanche (PTH)
- 2- Prothèse Totale de genou (PTG)
- 3- Prothèse Totale de Cheville (PTC)

Chapitre I

- Figure I.1 : *Emplacements des implants orthopédiques [4].*
- Figure I.2 : *Mécanismes possibles du descellement cotyloïdien [10].*
- Figure I.3 : *-(a) Localisation de la zone de déformation par fluage à l'interface métal-polyéthylène sur un cotyle d'une Prothèse Totale de Hanche (PTH) [11]. -(b) exemple de cas de rupture par fatigue sur plaque d'ostéosynthèse.*
- Figure I.4 : *-(a) Principe du procédé de frittage - (b1, b2, b3 et b4) étapes de variation de la microstructure du céramique au cours du pressage à haute température [22].*
- Figure I.5 : *Principaux procédés de transformation des céramiques [22].*
- Figure I.6 : *-(a) Tête et Cotyle pour Prothèse Totale de Hanche fabriquée en céramique -(b) gamme de substance osseuse conçue à partir de poudre d'alumine poreuse à très haute pureté (99,9%) [28].*
- Figure I.7 : *Angles de mouillabilité de divers matériaux de frottement [16].*
- Figure I.8 : *-(a) Caractéristiques de chargement physiologique appliqué à un fémur. -(b) Exemple type de simulateurs tribologique pour PTG. -(c) Exemple de simulateur pour Prothèse Totale de Hanche.*
- Figure I.9 : *-(a) Définition de la charge physiologique propre à une liaison coxo-fémorale. -(b) évolution de la pression sur la tête fémorale en fonction de la charge.*
- Figure I.10: *Taux d'usure en fonction de la charge appliquée (A : usure abrasive, B : usure par écaillage) [38,39].*
- Figure I.11 : *Aspect qualitatif de l'usure de deux matériaux de dureté H_1 et H_2 différentes et de ténacité K_{Ic} et de rapport (E/H) identiques (présentation sur échelle bi logarithmique) [39,40].*
- Figure I.12 : *Evolution du couple de frottement en fonction du temps pour prothèse P.T.H. à contact métal- polyéthylène, alumine-alumine et alumine- polyéthylène [41].*
- Figure I.13 : *Variation du coefficient de frottement pour différents états de surface d'un couple de frottement [41].*
- Figure I.14 : *-(a) Principe de la balance de Pauwels. -(b) estimation de la charge physiologique appliquée à la liaison naturelle coxo-fémorale au cours de la marche [44].*
- Figure I.15 : *-(a) Modèle d'appui monopode. -(b) Distribution des forces au cours de la marche. -(c) Formes des chargements cycliques qui en résultent suivant les axes X, Y et Z [44].*
- Figure I.16 : *Schéma de distribution des chargements physiologiques appliqués à une liaison coxo-fémorale [44].*
- Figure I.17 : *-(a) Modèle de chargement appliqué au cotyle artificiel. -(b,c) concentration de la charge et distribution de la pression de contact à l'interface cotyle / tête de prothèse pour deux positions de la rotule [45].*
- Figure I.18 : *-(a) Géométrie des éprouvettes CT -(b) Eprouvettes de flexion trois points employées pour la conduite des essais de fatigue-(c) Géométrie des éprouvettes AT. -(d) Eprouvettes DCT utilisées pour l'étude de la propagation des fissures de fatigue [46].*
- Figure I.19 : *Exemple type de technique expérimentale utilisée pour la mesure de longueur de fissure sur éprouvette (CT) sous chargement cyclique [48, 49, 57, 58, 62].*
- Figure I.20 : *Principe de la chaîne de mesure et de contrôle des fissures de fatigue par ultrasons (Méthode non destructive).*
- Figure I.21 : *Principe de la technique de détection de fissures par ultrasons sur plaque d'ostéosynthèse (Méthode non destructive).*
- Figure I.22 : *Aspect comparatif sur le comportement à l'oxydation de l'alumine (Al_2O_3) par rapport aux autres oxydes.*
- Figure I.23 : *-(a) Courbes d'endurance et évolution de la contrainte normale à la rupture en fonction du temps, pour une alumine I de densité 99,50%. -(b) pour une alumine II de densité 99,99% [67].*
- Figure I.24 : *Principe de réduction du volume de porosité sur l'alumine dense et caractéristique des joints de grains après frittage [22].*
- Figure I.25 : *Evolution de la résistance à la flexion de l'alumine (Al_2O_3) en fonction de la fraction volumique de porosité [68].*
- Figure I.26 : *Courbes d'endurance et évolution de la contrainte maximale à la rupture enregistrées sur l'alumine-zircone [67].*
- Figure I.27 : *Evolution de l'exposant (n) paramètre caractéristique de la croissance de fissure pour des ruptures stables (cyclique) ou instables (statique). [67].*

Figure I.28 : *-(a) Principe de chargement triaxial appliqué au cotyle en céramique. -(b) localisation de la zone de contact soumise à la fatigue-contact.*

Figure I.29 : *-(a) Etapes d'amorçage et de propagation de fissure sous chargement unidirectionnel.-(b) Exemple d'entaille de forme elliptique sur éprouvette plate.*

Figure I.30 : *Schéma de principe de rupture fragile sur poly cristal (céramique) [47].*

Figure I.31 : *Illustration schématique des paramètres intrinsèques et extrinsèques qui contrôlent la fissuration par fatigue sur (a) la céramique (b) l'acier inoxydable 316L employé dans la conception d'une prothèse totale de la hanche [48, 53, 90].*

Figure I.32 : *Schéma représentatif des trois domaines (A,B et C) caractérisant la propagation de fissure (da/dN) en fonction du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) [47].*

Figure I.33 : *Exemple de courbes de fissuration (da/dN - ΔK) enregistrées sur des matériaux de types fragiles ou ductiles [47].*

Figure I.34 : *Aspects comparatifs des exposants n et P relatifs à des ruptures de nature ductiles (a) ou fragiles (b) [47].*

Figure I.35 : *Profil de la contrainte normale σ_{yy} au voisinage du front de fissuration.*

Figure I.36 : *Evolution de la courbe de fissuration, da/dN en fonction de K_{Max} et ΔK_{eff} sous l'effet du rapport de contrainte R sur des éprouvettes en alumine [71].*

Figure I.37 : *Comparaison des résultats expérimentaux de la propagation en fonction de la taille des grains et de ΔK (a) $\Delta K_{max}/K_c$ (b) pour des céramiques[59].*

Figure I.38 : *Illustration schématique :- (a) création d'une zone d'endommagement au fond de l'entaille, par l'application de la contrainte minimale en compression ; -(b) développement de la zone de traction résiduelle due à la contrainte maximale ; -(c) présentation du signal sinusoïdal appliqué pour obtenir la compression cyclique [75].*

Figure I.39 : *Exemple de courbe représentant l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles ($a=f(N)$) [75,76].*

Figure I.40 : *Description de l'essai de compression diamétrale avec charges ponctuelles (a) et réparties (b).*

Figure I.41 : *Disque brésilien soumis à une charge générant un mode mixte I+II.*

Figure I.42 : *Les trois états de contrainte utilisées par Awaji et Sato pour le calcul des facteurs d'intensité de contraintes d'un disque brésilien en mode mixte I+II [91].*

Chapitre II

Figure II.1 : *Emplacement d'une Prothèse Totale de Hanche PTH.*

Figure II.2 : *Eprouvette de type CT en biocéramique chargée en compression.*

Figure II.3 : *Eprouvette de type disque brésilien en biocéramique chargée en compression*

Figure II.4 : *-(1) Couple tête et cotyle d'une prothèse totale de hanche en alumine.-(2) tête en zircone. -(3) tête en alumine.*

Figure II.5 : *Taille des grains de la zircone (ZrO_2) utilisée.*

Figure II.6 : *Taille des grains de l'alumine (Al_2O_3) utilisée.*

Figure II.7 : *Rugosité de surface : R_a = écart moyen arithmétique du profil, R_p = hauteur de saillie maximale, R_v ou R_m = profondeur de creux maximal.*

Figure II.8 : *Machine utilisée pour la conduite des essais de fatigue en compression.*

Figure II.9 : *Schéma de principe de fonctionnement de la machine INSTRON utilisée pour la conduite des essais de fatigue en compression.*

Figure II.10 : *Géométrie des éprouvettes de type CT utilisées.*

Figure II.11 : *Géométrie des éprouvettes du type disque brésilien utilisées. - Rayon du fond d'entaille $\rho = 1mm$.*

Figure II.12 : *Suivi de l'amorçage et de la propagation des fissures de fatigue par mini-caméra.*

Figure II.13 : *Photo du premier montage utilisé pour la conduite des essais de fatigue en compression sur éprouvettes CT.*

Figure II.14 : *Montage de chargement utilisé pour la conduite des essais sur éprouvette CT et montage du suivi de la vitesse de fissuration : lunette optique à l'avant de l'éprouvette et mini-camera CCD à l'arrière de l'éprouvette.*

Figure II.15 : *Montage de chargements utilisé pour la conduite des essais de fatigue en compression sur disque brésilien et montage du suivi de la vitesse de fissuration : lunette optique à l'avant de l'éprouvette et mini-camera CCD à l'arrière de l'éprouvette.*

Chapitre III

Figure III.1 : *Etapes à suivre pour la programmation.*

Figure III.2 : *En appui unilatéral, forces qui agissent sur l'articulation de la hanche dans le plan frontal.*

Figure III.3 : *Répartition de la force sur un élément de cotyle d'une PTH.*

Figure III.4 : *Maillage et modélisation du cotyle d'une PTH.*

- Figure III.5 : *Etat des déformations du cotyle d'une PTH.*
- Figure III.6 : *Distribution des contraintes σ_{rr} sur un cotyle d'une PTH.*
- Figure III.7 : *Distribution des contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ sur un cotyle d'une PTH.*
- Figure III.8 : *Distribution des contraintes $\tau_{r\theta}$ sur un cotyle d'une PTH.*
- Figure III.9 : *Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} , $\tau_{r\theta}$ et $\sigma_{\theta\theta}$ entre les points P_3 ($\theta=0^\circ$) et P_1 ($\theta=180^\circ$) au niveau du contact entre la tête et le cotyle en zircon.*
- Figure III.10 : *Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} , $\tau_{r\theta}$ et $\sigma_{\theta\theta}$ entre les points P_3 ($\theta=0^\circ$) et P_7 ($\theta=20^\circ$).*
- Figure III.11 : *Configuration des contraintes au point P_7' sur l'élément cotyle.*
- Figure III.12 : *Maillage et modélisation de l'éprouvette type CT.*
- Figure III.13 : *Etat des déformations de l'éprouvette type CT.*
- Figure III.14 : *Distribution des contraintes σ_{yy} sur une éprouvette de type CT en zircon sous un chargement de 23KN.*
- Figure III.15 : *Distribution des contraintes σ_{xx} sur une éprouvette de type CT en zircon sous un chargement de 23KN.*
- Figure III.16 : *Distribution des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} en fonction de r le long du segment P18-P0 pour une éprouvette du type CT en alumine.*
- Figure III.17 : *Distribution des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} en fonction de r le long du segment P18-P0 pour une éprouvette du type CT en zircon.*
- Figure III.18 : *Schéma des contraintes en fond de fissure dans le cas des essais en mode I en compression sur éprouvette CT.*
- Figure III.19 : *Modélisation et maillage du disque brésilien.*
- Figure III.20 : *Etat des déformations du disque brésilien pour un chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).*
- Figure III.21 : *Etat des déformations du disque brésilien pour un chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$).*
- Figure III.22 : *Exemple des distributions des contraintes σ_{rr} sur un disque brésilien en zircon sous un chargement de 18KN ($\beta=34^\circ$).*
- Figure III.23 : *Exemple des distributions des contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ sur un disque brésilien en zircon sous un chargement de 18KN ($\beta=34^\circ$).*
- Figure III.24 : *Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en alumine chargée en mode I+II ($\beta=34^\circ$).*
- Figure III.25 : *Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en zircon chargée en mode I+II ($\beta=34^\circ$).*
- Figure III.26 : *Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en alumine chargée en mode I ($\beta=0^\circ$).*
- Figure III.27 : *Courbe de distribution des contraintes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de r (segment P3-P16) pour une éprouvette en zircon chargée en mode I ($\beta=0^\circ$).*
- Figure III.28 : *Evolution de K_I et K_{II} en fonction de l'angle d'inclinaison de l'entaille sous un chargement de 5 KN par la méthode d'Atkinson et par calcul aux éléments finis.*
- Figure III.29 : *Direction de bifurcation sous chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$).*
- Figure III.30 : *Distributions des contraintes et chemin de fissuration sous chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).*

Chapitre IV

- Figure IV.1 : *Diagramme (contrainte – temps qui se répète périodiquement) du cycle de chargement pour l'ensemble des essais.*
- Figure IV.2 : *Evolution du diagramme (a , N_p) sur éprouvettes de type CT en biocéramique chargées en compression.*
- Figure IV.3 : *Fissure de fatigue présente sur une éprouvette en alumine (Al_2O_3). La longueur de la fissure est mesurée à partir du plan de référence de l'éprouvette.*
- Figure IV.4 : *Diagramme (da/dN , ΔK) obtenu sous chargement en mode I sur éprouvette du type CT pour l'alumine et la zircon.*
- Figure IV.5 : *Diagramme (da/dN , K_{Max}) obtenu sous chargement en mode I sur éprouvette du type CT pour l'alumine et la zircon.*
- Figure IV.6 : *Evolution du diagramme (a , N_p) sur éprouvette de type CT en zircon chargée en compression.*
- Figure IV.7 : *Eprouvette en zircon testée présentant une fissure de fatigue.*
- Figure IV.8 : *Evolution de la variation de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles d'amorçage, pour des céramiques [59, 60].*
- Figure IV.9 : *Evolution du diagramme (a , N_p) sur les disques brésiliens chargés en compression.*
- Figure IV.10 : *Diagramme (da/dN , ΔK) obtenu sous chargement en mode I sur les disques brésiliens pour l'alumine et la zircon.*
- Figure IV.11 : *Diagramme (da/dN , K_{Max}) obtenu sous chargement en mode I sur les disques brésiliens pour l'alumine et la zircon.*
- Figure IV.12 : *Disque brésilien en zircon après essai en mode I ($\beta=0^\circ$).*
- Figure IV.13 : *Disque brésilien en alumine après essai en mode I ($\beta=0^\circ$).*
- Figure IV.14 : *Disque brésilien en zircon après essai en mode I+II ($\beta=34^\circ$).*

Figure IV.15 : *Disque brésilien en alumine après essai en mode I +II ($\beta=34^\circ$).*
 Figure IV.16 : *Zone d'endommagement en fond de fissure sur un disque brésilien chargé en mode I ($\beta=0^\circ$).*
 Figure IV.17 : *Direction de la fissure sous chargement en mode I+II ($\beta=34^\circ$).*
 Figure IV.18 : *Direction de la fissure sous chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).*
 Figure IV.19 : *Diagrammes de l'évolution des contraintes σ_{yy} en fonction de x , suivant la direction de la propagation de la fissure.*
 Figure IV. 20 : *Gradient relatif de contrainte et distributions des contraintes, cas d'un chargement en fatigue en compression sur disque brésilien en alumine ($\beta=0^\circ$).*
 Figure IV. 21 : *Gradient relatif de contrainte et distributions des contraintes, cas d'un chargement en fatigue en compression sur disque brésilien en zircon ($\beta=0^\circ$).*
 Figure IV. 22 : *Evolution de la fonction poids et la distribution de la contrainte d'ouverture en fonction de la distance du fond d'entaille (x), dans le cas d'un chargement en fatigue en compression sur un disque brésilien en alumine ($\beta=0^\circ$).*
 Figure IV. 23 : *Evolution de la fonction poids et la distribution de la contrainte d'ouverture en fonction de la distance du fond d'entaille (x), dans le cas d'un chargement en fatigue en compression sur un disque brésilien en zircon ($\beta=0^\circ$).*
 Figure III.24 : *Distribution de contrainte en fond d'entaille dans un diagramme bi logarithmique pour un disque brésilien en alumine chargé en mode I ($\beta=0^\circ$).*
 Figure III.25 : *Distribution de contrainte en fond d'entaille dans un diagramme bi logarithmique pour un disque brésilien en zircon chargé en mode I ($\beta=0^\circ$).*
 Figure IV. 26 : *Courbe d'endurance pour l'alumine et la zircon, déterminée à partir des résultats des travaux de Ritchie [59, 60] et de nos essais.*

LISTE DES TABLEAUX

Chapitre I

Tableau I.1 : *Utilisation des biomatériaux en médecine [3].*
 Tableau I.2 : *Caractéristiques mécaniques de l'alumine (Al_2O_3) [22-29].*
 Tableau I.3 : *Résistance à la compression de l'alumine Al_2O_3 et comparaison à l'acier 316L et l'aluminium [16].*
 Tableau I.4 : *Valeurs des fonctions A et B (Coefficients d'Atkinson) [87].*
 Tableau I.5 : *Valeurs des fonctions (coefficients d'Atkinson) T et S [87].*

Chapitre II

Tableau II.1 : *Caractéristiques mécaniques des matériaux étudiés.*
 Tableau II.2 : *Diamètres des têtes d'une Prothèse Totale de Hanche.*
 Tableau II.3 : *Valeur de l'amplitude de la charge ΔP appliquée sur les éprouvettes*

Chapitre III

Tableau III.1 : *Systèmes d'unités de mesure utilisés.*
 Tableau III.2 : *Valeurs de K_I obtenues pour les éprouvettes type CT en alumine et en zircon au point P18 chargées en compression.*
 Tableau III.3 : *valeur de l'amplitude de la charge ΔP appliquée sur éprouvette type disque brésilien.*
 Tableau III.4 : *Valeurs de K_I et de K_{II} obtenues pour les éprouvettes type disque brésilien en alumine et en zircon par la méthode d'Atkinson [87] et par calcul CASTEM.*

Chapitre IV

Tableau IV.1 : *Facteurs m , C , C' , n et p et comparaison avec les résultats obtenus par Ritchie [43, 47, 54, 60, 61, 62, 71] à $R = 0,1$.*
 Tableau IV.2 : *Facteurs m , C , C' , n et p et comparaison avec les résultats obtenus par Ritchie [43, 47, 54, 60, 61, 62, 71] dans le cas d'un chargement en mode I ($\beta=0^\circ$).*

ÉTUDE DU COMPORTEMENT EN FATIGUE EN COMPRESSION DES BIOCÉRAMIQUES (Al_2O_3 , ZrO_2) UTILISÉES POUR LA CONCEPTION DES PROTHÈSES OSTÉO-ARTICULAIRES

Par
Samir HAMZA

Résumé : L'objectif de la recherche est l'étude du comportement en fatigue en compression des biocéramiques (Al_2O_3 , ZrO_2) utilisées pour la conception des prothèses en orthopédie. Dans une première partie, nous étudions, grâce aux calculs numériques, l'état de contraintes sur un cotyle d'une prothèse totale de hanche en se basant sur les travaux de Pauwels. La zone la plus sollicitée en contrainte de traction potentiellement à l'origine d'une rupture par fatigue est déterminée. Dans une seconde partie sont rassemblés des résultats sur la propagation et l'amorçage des fissures de fatigue sous chargement cyclique en compression sur des éprouvettes de simulation de type CT chargées en mode I des disques brésiliens chargés en mode I et en mode mixte I+II. Nous étudions, en particulier, par la méthode des éléments finis la distribution des contraintes et le facteur d'intensité de contraintes sur la fissure. Dans une troisième partie sont rassemblés des résultats sur la modélisation de la durée de vie des éléments en biocéramique par l'approche volumétrique développée au Laboratoire de Fiabilité Mécanique pour un chargement en mode I sur disque brésilien. Nos résultats sont comparés aux travaux réalisés par Ritchie et Dickson sur le comportement en fatigue de céramiques similaires.

Mots clés : Fatigue, Biocéramique, Compression, Orthopédie, Amorçage, Prothèse.

COMPRESSION FATIGUE CRACK PROPAGATION IN ZIRCONIA (ZrO_2) AND ALUMINA (Al_2O_3) BIOCERAMICS USED FOR JOINT PROSTHESES.

Summary : The objective of this research is to study the compression fatigue crack propagation in zirconia and alumina bioceramics used as femoral heads in total hip replacements (THR). Our goal is to improve lifetime and reliability of bioceramics joint prostheses. In the first part of the dissertation, we study, with the Finite Element Analysis, the state of stress concentrations around the cup of a total hip prosthesis with basing on the Pauwels works. We determine the most potential area for a crack due to tensile stress. In the second part are gathered results on the propagation and the origin of tiredness cracks under compression cyclic loading. We simulate on CT specimens charged in mode I and brazilian disks charged in mode I and in mixed mode I+II. We study, in particular, by the Finite Element analysis the distribution of stress and the stress intensity factor on the crack. In the third part we gather results on the modelling of the life span of elements in bioceramics by the volumetric approach developed in Mechanical Reliability Laboratory for a loading in mode I on Brazilian disk. Our results are compared to works published by Ritchie and Dickson on the study behaviour in similar ceramics.

Key words: Fatigue, Bioceramic, Compression, Orthopaedic, Crack, Prostheses.

Samir HAMZA

Institut National des Sciences Appliquées et de Technologie,
Centre Urbain Nord, BP 676, 1080 Tunis cedex – Tunisie
E mail : samir.hamza@insat.rnu.tn

Pr. Guy PLUVINAGE

Laboratoire de Fiabilité Mécanique de l'université de Metz,
Ile de saulcy, 57045 Metz cedex 01 – France
E mail : pluvina@sciences.univ-metz.fr