



La liaison céramo-céramique tiendra-t-elle ses promesses ?

Céline Conreaux

► To cite this version:

Céline Conreaux. La liaison céramo-céramique tiendra-t-elle ses promesses?. Sciences du Vivant [q-bio]. 2011. hal-01738752

HAL Id: hal-01738752

<https://hal.univ-lorraine.fr/hal-01738752>

Submitted on 20 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>

ACADEMIE DE NANCY-METZ

UNIVERSITÉ HENRI POINCARÉ – NANCY 1

FACULTÉ D'ODONTOLOGIE

Année 2011

N° 3508

THÈSE

pour le

**DIPLÔME D'ÉTAT DE DOCTEUR EN
CHIRURGIE DENTAIRE**

par

Céline CONREAUX

Née le 27 Janvier 1985 à Colmar (68)

**LA LIAISON CERAMO-CERAMIQUE
TIENDRA-T-ELLE SES PROMESSES?**

Présentée et soutenue publiquement le 27/01/2011

Examineurs de la thèse :

Monsieur J.-P. LOUIS

Professeur des Universités

Président

Monsieur J. SCHOUVER

Maître de Conférences des Universités

Juge

Monsieur S. BARONE

Assistant Hospitalier-Universitaire

Juge

Monsieur S. HESS

Assistant Hospitalier-Universitaire

Juge

Président : Professeur J.P. FINANCE

Doyen : Docteur Pierre BRAVETTI

Vice-Doyens : Pr Pascal AMBROSINI - Dr Jean-Marc MARTRETTE

Membres Honoraires : Dr L. BABEL - Pr. S. DURIVAUX - Pr A. FONTAINE - Pr G. JACQUART - Pr D. ROZENCWEIG - Pr M. VIVIER

Doyen Honoraire : Pr J. VADOT

Sous-section 56-01 Odontologie pédiatrique	Mme <u>DROZ Dominique (Desprez)</u> M. PREVOST Jacques M. BOCQUEL Julien Mlle COSTER Charlotte Mlle PHULPIN Bérengère	Maître de Conférences* Maître de Conférences Assistant Assistante Assistante
Sous-section 56-02 Orthopédie Dento-Faciale	Mme <u>FILLEUL Marie Pierryle</u> M. BOLENDER Yves Mlle PY Catherine XXXXXXXXXXXXXXXXXX	Professeur des Universités* Maître de Conférences Assistant Assistant
Sous-section 56-03 Prévention, Epidémiologie, Economie de la Santé, Odontologie légale	M. <u>Par intérim ARTIS Jean Paul</u> JANOT Francis XXXXXXXXXXXXXXXXXX	Professeur 1 ^{er} grade Professeur Contractuel Assistant
Sous-section 57-01 Parodontologie	M. <u>AMBROSINI Pascal</u> Mme BOUTELLIEZ Catherine (Bisson) M. MILLER Neal M. PENAUD Jacques M. GALLINA Sébastien M. JOSEPH David	Professeur des Universités* Maître de Conférences* Maître de Conférences Maître de Conférences Assistant Assistant
Sous-section 57-02 Chirurgie Buccale, Pathologie et Thérapeutique Anesthésiologie et Réanimation	M. <u>BRAVETTI Pierre</u> M. ARTIS Jean-Paul M. VIENNET Daniel M. WANG Christian M. BALLY Julien M. CURIEN Rémi Mlle SOURDOT Alexandra	Maître de Conférences Professeur 1 ^{er} grade Maître de Conférences Maître de Conférences* Assistant Assistant Assistante
Sous-section 57-03 Sciences Biologiques (Biochimie, Immunologie, Histologie, Embryologie, Génétique, Anatomie pathologique, Bactériologie, Pharmacologie)	M. <u>WESTPHAL Alain</u> M. MARTRETTE Jean-Marc Mlle ERBRECH Aude	Maître de Conférences* Maître de Conférences* Assistante Associée au 01/10/2007
Sous-section 58-01 Odontologie Conservatrice, Endodontie	M. <u>ENGELS-DEUTSCH Marc</u> M. AMORY Christophe M. MORTIER Eric M. CUNY Pierre M. HESS Stephan Mlle PECHOUX Sophie	Maître de Conférences Maître de Conférences Maître de Conférences Assistant Assistant Assistante
Sous-section 58-02 Prothèses (Prothèse conjointe, Prothèse adjointe partielle, Prothèse complète, Prothèse maxillo-faciale)	M. <u>LOUIS Jean-Paul</u> M. ARCHIEN Claude M. DE MARCH Pascal M. SCHOUVER Jacques M. BARONE Serge Mlle BEMER Julie Mlle MONDON Hélène Mlle RIFFAULT Amélie M. SIMON Franck	Professeur des Universités* Maître de Conférences* Maître de Conférences Maître de Conférences Assistant Assistante Assistante Assistant Assistant
Sous-section 58-03 Sciences Anatomiques et Physiologiques Occlusodontiques, Biomatériaux, Biophysique, Radiologie	Mlle <u>STRAZIELLE Catherine</u> M. RAPIN Christophe (Section 33) Mme MOBY Vanessa (Stutzmann) M. SALOMON Jean-Pierre Mme JAVELOT Cécile (Jacquelin)	Professeur des Universités* Professeur des Universités Maître de Conférences* Maître de Conférences Assistante Associée au 01/01/2009

souligné : responsable de la sous-section

*temps plein

Mis à jour le 01.01.2011

*Par délibération en date du 11 décembre 1972,
la Faculté de Chirurgie Dentaire a arrêté que
les opinions émises dans les dissertations
qui lui seront présentées
doivent être considérées comme propres à
leurs auteurs et qu'elle n'entend leur donner
aucune approbation ni improbation.*

A notre président de thèse,

Monsieur le Professeur Jean-Paul LOUIS,

Officier des Palmes Académiques

Docteur en Chirurgie Dentaire

Docteur en Sciences Odontologiques

Docteur d'Etat en Odontologie

Professeur des Universités

Membre de l'Académie Nationale de Chirurgie Dentaire

Responsable de la Sous-section: Prothèses

Nous vous remercions de l'honneur que vous nous faites en acceptant de présider le jury de notre thèse.

Durant toutes nos études, vous nous avez fait partager votre passion pour la prothèse avec toute la patience et la pédagogie que nous vous connaissons.

Veuillez trouver ici l'expression de notre plus profond respect pour votre enseignement et la qualité de votre encadrement.

Nous vous prions de croire en notre sincère reconnaissance.

A notre directeur de thèse,

Monsieur le Docteur Jacques SCHOUVER,

Docteur en Chirurgie Dentaire

Docteur en Sciences Odontologiques

Maître de Conférences des Universités

Sous-section: Prothèses

Nous apprécions l'honneur que vous nous faites en acceptant de diriger notre travail.

Qu'il vous soit témoigné notre profonde reconnaissance pour le partage de votre savoir et votre disponibilité.

Vos qualités de praticien et votre bonne humeur permanente resteront pour nous un modèle à suivre.

Que ce travail soit pour vous la preuve de la gratitude et de l'estime que nous vous témoignons.

A notre juge,

Monsieur le Docteur Serge BARONE,

Docteur en Chirurgie Dentaire

Assistant Hospitalier Universitaire

Sous-section: Prothèses

Nous vous remercions d'avoir accepté aussi spontanément de nous faire l'honneur de participer à ce jury de thèse.

Nous vous prions de trouver ici l'expression de notre sincère reconnaissance pour vos précieux conseils et votre gentillesse.

Veuillez trouver ici l'expression de notre entière sympathie.

A notre juge,

Monsieur le Docteur Stephan HESS,

Docteur en Chirurgie Dentaire

Assistant Hospitalier Universitaire

Sous-section: Odontologie Conservatrice – Endodontie

Qu'il vous soit témoigné notre profonde reconnaissance pour votre gentillesse et pour toutes les connaissances que vous nous avez enseignées.

Nous apprécions l'honneur que vous nous faites en acceptant de faire partie de notre jury de thèse.

Vos qualités de praticien, votre disponibilité et votre bonne humeur permanente resteront pour nous un exemple.

A Papa et Sabine,

Pour votre amour et votre soutien indéfectible.

Parce que vous avez toujours été présent, sans jamais vous immiscer.

A Mamama et Papapa,

Parce que, depuis toujours, vous êtes un exemple pour moi.

Pour tous ces merveilleux souvenirs de jeunesse.

Parce que vous êtes tels que vous êtes, et qu'il n'y a rien à changer.

A Jamal et à Jihane,

Parce que vous êtes les piliers de mon bonheur.

Pour votre amour sans faille.

Que notre futur soit aussi agréable et constructif que notre passé.

A mon frère Cédric,

Parce que, malgré nos chamailleries enfantines, on s'aime très fort..

Pour tous nos bonheurs partagés, pour nos rires passés et futurs.

A ma petite sœur Laurie,

Parce que tu me surprendras encore souvent.

Parce que l'adolescence est la plus délicate des périodes.

A Mémé,

Parce que tu es partie trop vite.

Parce que ton amour pour nous était égal à ton dévouement, sans limite.

A Maman,

Parce que je n'ai jamais douté de ton amour, malgré nos différents.

A mon petit frère Tanguy,

Pour ta gentillesse et ta joie de vivre.

Sache que tu seras toujours le bienvenu.

A toute ma famille,

Tout simplement, parce que j'ai de la chance de les avoir.

A mes amies Birsena, Marina, Amandine, Morgane et Aurore,

Parce que ces quelques années n'auraient pas été aussi agréables et constructives sans vous.

Pour ces soirées, ces fous rires et ces heures entières passées à papoter.

Parce qu'on est toutes différentes mais qu'on s'adore.

A Juliette, André, Caroline et les autres,

Parce que j'ai de la chance d'être bien entourée.

Parce que le destin nous séparera peut être mais que les souvenirs resteront gravés.

A « ma copine » Salima,

Parce que la vie nous a fait nous rencontrer et qu'on aurait pu ne pas s'entendre.

Pour ta sagesse, tes bons conseils et ta bienveillance.

Plan

<u>Introduction</u>	10
1. <u>Structures, propriétés et applications des différentes céramiques dentaires</u>	12
1.1. <u>Classification actuelle des céramiques</u>	13
1.2. <u>Propriétés générales des céramiques</u>	15
1.2.1. <u>Propriétés chimiques : la bio-inertie</u>	15
1.2.2. <u>Propriétés mécaniques</u>	15
1.2.2.1. Généralités	
1.2.2.2. Résistance en flexion	
1.2.2.3. Résistance à la compression	
1.2.2.4. Résistance à la fracture	
1.2.2.5. Résistance à la fatigue	
1.2.2.6. Module d'élasticité	
1.2.2.7. Dureté et coefficient d'abrasion	
1.2.2.8. Les facteurs influençant la résistance mécanique	
1.2.3. <u>Propriétés physiques</u>	22
1.2.3.1. Propriétés thermiques	
1.2.3.2. Propriétés optiques	
1.3. <u>Les matériaux d'infrastructure</u>	24
1.3.1. <u>Céramiques polycristallines pures de haute densité</u>	25

1.3.1.1.	<u>A base d'alumine</u>	25
1.3.1.1.1.	Généralités	
1.3.1.1.2.	Cristallographie	
1.3.1.1.3.	Le système Procera AllCeram®	
1.3.1.1.3.1.	Composition et structure	
1.3.1.1.3.2.	Propriétés	
1.3.1.2.	<u>A base de zircone</u>	30
1.3.1.2.1.	Généralités.....	30
1.3.1.2.2.	Cristallographie.....	32
1.3.1.2.2.1.	La forme monoclinique	
1.3.1.2.2.2.	La forme tétragonale ou quadratique	
1.3.1.2.2.3.	La forme cubique	
1.3.1.2.3.	TZP : Zircone polycristalline stabilisée en phase tétragonale....	36
1.3.1.2.3.1.	Introduction	
1.3.1.2.3.2.	Facteurs internes modifiant la stabilité de la zircone TZP	
1.3.1.2.3.3.	Propriétés générales	
1.3.1.2.3.4.	Propriétés exceptionnelles	
1.3.1.2.3.4.1.	Renforcement par transformation de phase	
1.3.1.2.3.4.2.	Dégradation à basse température	
1.3.2.	<u>Céramique à matrice cristalline infiltrée de verre</u>	60
1.3.2.1.	<u>Généralités et procédés</u>	60
1.3.2.2.	<u>InCeram Alumina®</u>	63
1.3.2.2.1.	Composition	
1.3.2.2.2.	Propriétés, indications et contre-indications	

1.3.2.3.	<u>InCeram Spinell®</u>	66
1.3.2.4.	<u>InCeram zirconia®</u>	67
1.3.2.4.1.	Composition	
1.3.2.4.2.	Propriétés	
1.3.2.4.3.	Indications et contre-indications	
1.3.2.5.	<u>La céramique composite ATZ</u>	71
1.3.3.	<u>Les vitrocéramiques ou céramiques injectées sous haute pression</u>	72
1.3.3.1.	<u>Généralités</u>	72
1.3.3.2.	<u>Procédé</u>	73
1.3.3.3.	<u>Céramique renforcée à la leucite</u>	74
1.3.3.4.	<u>Céramique au di-silicate de lithium</u>	75
1.3.3.4.1.	Empress II®	
1.3.3.4.2.	IPS e.max	
1.3.3.4.3.	Propriétés	
1.3.3.4.4.	Indications et contre-indications	
1.3.3.4.5.	Liaison Empress II core® - Empress II ceram® ou Empress Eris®	
1.4.	<u>Structure et propriétés de la céramique cosmétique</u>	79
1.4.1.	<u>Structure et composition</u>	79
1.4.2.	<u>Propriétés</u>	81
1.4.3.	<u>Renforcement chimique : processus d'échange ionique</u>	82
1.5.	<u>Description des modes de mise en forme</u>	85
1.5.1.	<u>La technique de la barbotine</u>	85

1.5.2.	<u>La céramique coulée ou injectée à basse température.....</u>	85
1.5.3.	<u>La céramique pressée ou injectée à haute température.....</u>	86
1.5.4.	<u>La Conception/Fabrication Assistée par Ordinateur (CAO/FAO).....</u>	86
1.5.4.1.	<u>Généralités</u>	
1.5.4.2.	<u>Etapes de réalisation</u>	
1.5.4.2.1.	Empreinte optique	
1.5.4.2.2.	Conception informatique	
1.5.4.2.3.	Usinage	
2.	<u>Origine et propagation des fissures dans les matériaux céramiques.....</u>	94
2.1.	<u>Mécanique de la rupture fragile.....</u>	95
2.1.1.	<u>Définitions.....</u>	95
2.1.2.	<u>Mécanique de fracture.....</u>	96
2.1.3.	<u>Propagation interfaciale.....</u>	97
2.2.	<u>Moyens d'étude.....</u>	100
2.2.1.	<u>Les différents tests de rupture.....</u>	100
2.2.1.1.	Vickers.....	100
2.2.1.2.	Knoop.....	101
2.2.1.3.	Hertz.....	102
2.2.1.4.	Flexion 3 points.....	103
2.2.1.5.	Flexion 4 points.....	104
2.2.2.	<u>Fractographie.....</u>	104

2.2.2.1.	Description.....	104
2.2.2.2.	Exemple d'analyse fractographique.....	107
2.2.3.	<u>Méthode des Eléments Finie ou Finite Element Analysis FEA</u>	109
2.3.	<u>Origine de la fracture</u>	111
2.3.1.	<u>Occlusale</u>	112
2.3.1.1.	<u>Description</u>	112
2.3.1.1.1.	Fissures coniques internes et externes	
2.3.1.1.2.	Fissures pénétrantes	
2.3.1.2.	<u>Facteurs modifiants</u>	115
2.3.1.2.1.	Composition et microstructure de la céramique cosmétique...	115
2.3.1.2.1.1.	Céramique feldspathique	
2.3.1.2.1.2.	Céramique renforcée à la leucite	
2.3.1.2.1.3.	Di-silicate de lithium	
2.3.1.2.2.	Etat de surface de la céramique cosmétique.....	120
2.3.1.2.3.	Taille du contact occlusale.....	121
2.3.1.2.4.	Angulation de la cuspidé.....	122
2.3.1.2.5.	Influence du matériau d'infrastructure.....	125
2.3.1.2.5.1.	Selon le matériau	
2.3.1.2.5.2.	Selon son épaisseur	
2.3.2.	<u>Au niveau des points de faiblesse: les interfaces</u>	127
2.3.3.	<u>Connexions de bridge</u>	129
2.3.3.1.	<u>Description</u>	129
2.3.3.2.	<u>Origine de la fissure</u>	130

2.3.3.2.1.	Sur la face gingivale de la connexion	
2.3.3.2.2.	Sur la face occlusale	
2.3.3.3.	<u>Dimension et design des connexions</u>	134
2.3.3.3.1.	Dimension de la connexion	
2.3.3.3.2.	Design de l’embrasure gingivale	
2.4.	<u>Propagation de la fissure</u>.....	137
2.4.1.	<u>Généralités</u>	137
2.4.2.	<u>Mécanismes de durcissement</u>	138
2.4.3.	<u>Mode de propagation selon le matériau</u>	139
2.4.3.1.	<u>Di-silicate de lithium</u>	139
2.4.3.2.	<u>InCeram Alumina®</u>	140
2.4.3.2.1.	InCeram Alumina® en barbotine	
2.4.3.2.2.	InCeram Alumina® pressée	
2.4.3.3.	<u>InCeram Zirconia</u>	143
2.4.3.4.	<u>Y-TZP</u>	145
2.4.4.	<u>SCG : Propagation lente des fissures sous faibles contraintes (subcritical crack growth)</u>	146
2.4.4.1.	<u>Définition</u>	146
2.4.4.2.	<u>Le phénomène hydraulique</u>	148
2.4.4.3.	<u>La fatigue du matériau</u>	151
2.4.4.4.	<u>Selon le matériau</u>	151
2.4.4.4.1.	Céramique infiltrée de verre (InCeram®)	
2.4.4.4.2.	Y-TZP	

3. <u>Caractéristiques de l'interface céramo-céramique et facteurs modifiants</u>	154
3.1. <u>Valeurs expérimentales de la force de liaison</u>	155
3.1.1. <u>Di-silicate de lithium</u>	155
3.1.2. <u>InCeram Alumina et InCeram Zirconia</u>	157
3.1.3. <u>Procera AllCeram</u>	157
3.1.4. <u>Y-TZP</u>	157
3.2. <u>Théorie sur la liaison</u>	160
3.2.1. <u>Chimique</u>	160
3.2.2. <u>Mécanique</u>	161
3.2.2.1. <u>Les forces de frottement</u>	161
3.2.2.2. <u>Les interactions micromécaniques</u>	162
3.3. <u>Facteurs influençant la force de liaison céramo-céramique</u>	163
3.3.1. <u>Les contraintes résiduelles</u>	163
3.3.1.1. <u>Les contraintes résiduelles locales</u>	163
3.3.1.2. <u>Les contraintes résiduelles globales</u>	163
3.3.2. <u>Le coefficient de dilatation thermique</u>	166
3.3.2.1. <u>Définition</u>	166
3.3.2.2. <u>Exemple</u>	167
3.3.2.3. <u>Valeurs de CDT</u>	168
3.3.2.4. <u>Résultats cliniques d'association de CDT</u>	169
3.3.3. <u>Transformation de l'état cristallographique et ses conséquences</u>	172
3.3.3.1. <u>Généralités</u>	172
3.3.3.2. <u>Transformation à l'interface</u>	173

3.3.4. <u>Le traitement de surface</u>	174
3.3.4.1. <u>Le fraisage et le polissage</u>	176
3.3.4.1.1. Le fraisage.....	176
3.3.4.1.1.1. Description de la surface après fraisage	
3.3.4.1.1.2. Concentration de la surface en zircon monoclinique	
3.3.4.1.1.3. Concentration de la surface en zircon rhomboédrique	
3.3.4.1.1.4. Conséquences sur les propriétés mécaniques de l'infrastructure	
3.3.4.1.1.5. Conséquences sur la structure	
3.3.4.1.2. Le polissage.....	181
3.3.4.1.3. Conclusion.....	181
3.3.4.2. <u>Sablage</u>	182
3.3.4.2.1. Conséquence sur la zircon	
3.3.4.2.1.1. Description de la surface de zircon après sablage	
3.3.4.2.1.2. Concentration en zircon monoclinique	
3.3.4.2.1.3. Conséquence sur les propriétés mécaniques de la zircon	
3.3.4.2.1.4. Conséquences sur la stabilité à long terme	
3.3.4.2.2. Conséquence sur la liaison céramo-céramique	
3.3.4.2.3. Conclusion	
3.3.4.3. <u>Application d'un liner</u>	188
3.3.4.4. <u>Mordantage</u>	188
3.3.4.5. <u>Traitement par la chaleur</u>	191
3.3.5. <u>La présence de porosités, de défauts à l'interface</u>	193
3.3.6. <u>Type de zircon utilisé</u>	196

3.3.7. <u>Influence des techniques et des températures de cuisson/frittage</u>	197
3.3.7.1. <u>Conductivité thermique</u>	197
3.3.7.2. <u>Vitesse de refroidissement</u>	199
3.3.7.3. <u>Températures et nombres de cuissons</u>	200
3.3.7.4. <u>Directives de cuisson d'une céramique cosmétique sur une infrastructure zircone</u>	201
3.3.8. <u>Propriétés et compositions des céramiques cosmétiques</u>	204
4. <u>Perspectives</u>	207
4.1. <u>Au sujet de la liaison céramo-céramique</u>	208
4.2. <u>Autres méthodes de montage de restaurations tout céramiques</u>	209
4.2.1. <u>Méthode de montage mixte</u>	209
4.2.2. <u>Collage de la céramique cosmétique sur l'infrastructure</u>	210
4.2.2.1. <u>Type d'adhésif</u>	211
4.2.2.2. <u>Epaisseur d'adhésif</u>	213
4.2.3. <u>Sintérisation de la céramique cosmétique sur l'infrastructure</u>	214
4.2.4. <u>Structure tricouche à base de zircone</u>	215
 <u>Conclusion</u>	 218
<u>Index des illustrations</u>	220
<u>Index des tables</u>	225
<u>Bibliographie</u>	226

Introduction

Le terme céramique vient du grec « keramos » qui signifie poterie ou « matière brûlée ». L'idée d'utiliser la céramique comme matériau dentaire ne remonte cependant qu'à 1776. Elle est attribuée au chimiste français Duchâteau.

Peu de temps après, en 1788, Dubois De Chemant, un dentiste parisien, confectionne les premières dents minérales.

L'enjeu esthétique et la recherche du naturel donne naissance, dès 1886, à la première couronne « jacket » tout céramique de Land. Malgré sa fragilité et son indication limitée aux seules reconstitutions antérieures unitaires, elle fut la référence en dentisterie esthétique pendant des décennies.

Depuis, la multiplication des techniques et des matériaux disponibles permet le développement de prothèses fixées tout céramique unitaires et plurales, résistantes, adaptées et adaptables. Afin de satisfaire la demande esthétique pressante de la patientèle, la prothèse tout céramique s'inscrit dans une pratique quotidienne au cabinet dentaire.

Cependant, un nouvel élément, encore mal étudié, vient compromettre la longévité des restaurations céramo-céramiques. En effet, de nombreux cas de fracture de la céramique cosmétique le long de l'interface avec l'infrastructure ont été rapportés. Ce constat va engendrer de nombreuses études scientifiques portant sur la liaison existante entre la céramique d'infrastructure et la céramique cosmétique.

Dans le cadre de cette thèse, je souhaite faire la synthèse des données scientifiques, acquises grâce à la recherche expérimentale, tant sur l'origine et le mode de propagation des différentes fissures dans la céramique que sur la force de liaison céramo-céramique à l'interface et les facteurs influençant cette dernière.

Ainsi, mon premier chapitre permettra une description des différentes céramiques d'infrastructure et de recouvrement utilisées de nos jours, afin d'en retenir les principales propriétés permettant de poser les indications et les contre-indications à leurs utilisations. Ensuite seront décrites les techniques de mise en forme habituelles d'une restauration tout céramique.

Le second chapitre traitera de l'origine et de la propagation des fissures dans la céramique dentaire, dans le but de déterminer le ou les types de fissures capables de rejoindre l'interface. La probabilité de naissance d'une fissure pourra alors être réduite grâce à l'adaptation de certains paramètres internes aux matériaux ou liés aux techniques de fabrication.

Ensuite, le troisième chapitre fera le tour sur les différents facteurs faisant varier la force de liaison à l'interface céramo-céramique, qu'ils soient thermiques, mécaniques ou chimiques; afin, encore une fois, de se servir au mieux des conclusions des recherches scientifiques pour adapter la composition, la structure et les propriétés des céramiques utilisées.

Enfin, la dernière partie propose des matériaux et des techniques de fabrication alternatives au stade expérimental ou commercialisées.

1.

Structures,

propriétés et applications

des différentes céramiques

dentaires

Actuellement, nous considérons comme céramique tout matériau organique essentiellement non métallique, à rupture fragile, mis en forme à haute température à partir d'une poudre de granulométrie adaptée dont la consolidation se fait par frittage ou cristallisation ou à partir d'un liant hydraulique.

La biocompatibilité, la composition chimique et la microstructure des différents matériaux d'armature, les principes de mise en forme, les propriétés mécaniques, le mimétisme et le mode d'assemblage permettent de définir les différents systèmes céramo-céramiques.

1.1. Classification actuelle des céramiques

Cette classification est établie en fonction de la nature chimique des céramiques d'une part, et selon le procédé de mise en forme d'autre part. En effet, les propriétés finales des restaurations céramiques résultent de la nature chimique du matériau et du procédé de mise en forme.

Un même matériau peut être mis en forme de façons différentes, modifiant ainsi ces propriétés. Un même procédé de mise en forme peut être utilisé pour différents matériaux. Il est donc indispensable d'établir une classification basée sur la nature chimique, la microstructure et les procédés de mise en forme.

Sadoun et Ferrari proposent la classification suivante :

		<i>Matrice</i>	<i>Phase cristalline</i>	<i>Mode de mise en forme</i>	<i>Marque</i>
<i>Céramiques cosmétiques</i>	A haute teneur en phase vitreuse	Verre d'aluminosilicate (feldspathique ou synthétique)	Verre haute fusion	Cerec 3	
			Leucite (40-50%)	Cerec 3 Pressée	IPS Empress CAD IPS Empress Esth et OPC
				Poudre	Cerinate et Fortress
<i>Céramiques d'infrastructures</i>	A faible teneur en phase vitreuse	Verre de silicate à haute teneur en lithium ou lanthanum	Disilicate de lithium	InLab Pressée	IPS e.max CAD IPS e.max Press
			Alumina, Spinell et Al/Zir (70%)	InLab ou au laboratoire dentaire	Système InCeram
	Polycristalline	Alumine	Stabilisant : Mg 3%	InLab	Vita Al Cubes
				CAD/CAM	Procera Al
		Zircone	Y 3-5% Ce 8-12%	InLab	Vita YZ Cubes et IPS e.max ZirCAD
				CAD/CAM	Procera Zr, Lava Zirconia et Cercon Zirconia

Tableau 1: Classification des céramiques selon leurs compositions et leurs procédés de mise en forme, selon Sadoun et Ferrari

1.2. Propriétés générales des céramiques

1.2.1. Propriétés chimiques: la bio-inertie

La biocompatibilité est une caractéristique importante de toutes les céramiques. En effet, elles sont dites bio-inertes chimiquement, électriquement et thermiquement. Leur structure chimique leur confère une grande stabilité, supérieure à celle des métaux et des résines, et ne présentent pas de dégradation par corrosion. Elle ne provoque aucune allergie.

L'excellence des états de surface entraîne une faible adhésion de la plaque dentaire. La bonne tolérance parodontale des céramiques sans armature a été constatée cliniquement depuis la réalisation des premières facettes en céramique feldspathique.

L'adaptation marginale est précise et évaluée in vitro à 55 – 65µm pour le système InCeram Alumina et à 40 – 70µm pour les systèmes utilisant la zircone.

L'ensemble de ces avantages confère aux systèmes céramo-céramiques une excellente tolérance biologique, pulpaire et parodontale.

1.2.2. Propriétés mécaniques

1.2.2.1. Généralités

Les céramiques ont la particularité d'être des matériaux à rupture fragile, c'est-à-dire cassants sans déformation plastique préalable. En revanche, en fonction de leur constitution, la force à mettre en jeu pour les rompre est plus ou moins importante et la céramique est dite plus ou moins résistante. En effet, les

propriétés mécaniques des différentes céramiques sont sous la dépendance de leur composition et de leur structure mais également des défauts contenus dans le matériau, surtout en surface.

Les céramiques sont peu résistantes à la flexion et à la traction, car elles n'ont pas de phase de déformation plastique. Elles sont en revanche très résistantes à la compression.

Expérimentalement, on a l'habitude d'évaluer essentiellement trois caractéristiques de ces matériaux:

- La résistance à la flexion exprimée en Mpa
- La résistance à la propagation de la fissure ou résistance à la fracture exprimée en Mpa.m^{-2} .
- La résistance après des sollicitations répétées, permet d'évaluer la résistance à la fatigue.

1.2.2.2. Résistance en flexion

La résistance aux forces de flexion est relativement faible comparée aux autres valeurs de résistance qu'exhibent les matériaux céramique.

La faible résistance à la flexion est dû au fait que les liaisons ioniques au niveau atomique empêchent les glissements entre les plans, provoquant la rupture brutale sans déformation plastique.

Le module de rupture en flexion est calculé à partir d'un test de rupture en 3 ou 4 points qui sera décrit ultérieurement.

Les céramiques se fracturent par la propagation d'une fissure, or les fissures sont le plus souvent résultantes de défauts internes dans la conception de la

céramique, ce qui signifie que ce module est technique-dépendant plus que matériau-dépendant.

Ce module étant très variable selon la technique de fabrication pour un même matériau, on ne peut en tenir compte seul.

1.2.2.3. Résistance à la compression

Si les céramiques ont une faible résistance à la flexion, elles sont cependant très résistantes en compression. En effet, elles présentent une résistance à la compression supérieure ou égale à celle de l'émail: 350 à 500 Mpa. Elle atteint 1000 Mpa pour les céramiques alumineuses.

Les forces de mastication sont variables en bouche, avec des valeurs maximum atteintes en secteurs molaires (jusqu'à 850N), d'où les difficultés de mise au point de matériau adéquats pour réaliser des couronnes tout céramique dans cette zone.

Cette propriété a pour corollaire l'utilisation de congé large ou d'épaulement arrondi au niveau des limites de la préparation. La céramique peut alors mieux pouvoir encaisser les forces occlusales selon un axe qui fait travailler la céramique en compression et non en flexion.

1.2.2.4. Résistance à la fracture

La résistance à la fracture définit la ténacité du matériau, elle correspond à la résistance à la propagation d'une fissure

La ténacité complète les informations données par le module de rupture en flexion. C'est ce paramètre qui définit la capacité de la céramique à résister à l'apparition d'une fissure, à sa propagation et à son aboutissement: la fracture.

La résistance à la fracture correspond donc à la force nécessaire pour engendrer une cassure du matériau.

Elle est représentée par le coefficient K_{Ic} exprimé en $\text{Mpa.m}^{-1/2}$

$$K_{Ic} = \sigma_b (Y \sqrt{a})$$

Avec K_{Ic} : résistance à la fracture

σ_b : tension de fracture

Y : facteur géométrique

a : dimension du défaut

On voit que plus un défaut est petit, plus la résistance à la fracture est grande, et plus la propagation des fissures est lente.

Contrairement au module de rupture en flexion, la ténacité est matériau-dépendant.

Deux méthodes de calcul existent:

- Méthode destructive:

Un défaut de volume parfaitement défini est réalisé dans la céramique à tester. La contrainte de rupture est mesurée, après application de la force nécessaire, et la ténacité est calculée.

- Méthode non destructive:

L'application d'un pénétrateur sur la céramique crée une des fissures dans le matériau, celles-ci seront étudiées par la suite pour définir un facteur de contrainte qui définira la ténacité. C'est l'indice de Vickers ou dureté Knoop.

	Résistance en flexion 3points MPa	Ténacité MPa
Feldspathique	70	
Empress®	150	0,85
Empress II®	350	1,6
InCeram Spinell®	350	2,2
InCeram Alumina®	500	4,5
InCeram Zirconia®	700	6,2
Procera Alumina®	700	4,5
Procera Zirconia®	1100	10

Tableau 2: Propriétés mécaniques des différents matériaux céramiques.

1.2.2.5. Résistance à la fatigue

Si la résistance ponctuelle à la fracture est un paramètre important, la résistance à long terme l'est tout autant.

Sous une atmosphère humide, les contraintes appliquées, sans être aussi importantes que celles des tests de rupture ponctuels, peuvent induire l'apparition de fissures, et les traumatismes répétés provoquer leur propagation, pouvant ainsi mener à la fracture.

La capacité du matériau à ralentir cette propagation caractérise sa résistance à la fatigue.

1.2.2.6. Module d'élasticité

Il correspond au rapport entre la contrainte appliquée au matériau et sa déformation. Plus il augmente, plus la résistance à la déformation augmente.

Le module d'élasticité des premières céramiques et des céramiques cosmétiques est légèrement inférieur à celui de l'émail humain. En revanche, celui des céramiques d'infrastructure, est bien plus élevé et donne au matériau les propriétés mécaniques nécessaire pour encaisser de manière durable les traumatismes occlusaux.

Module d'élasticité en GPa	
Dentine	18,5
Email	82,5
Vitadur®	70
Empress®	69
InCeram®	265

Tableau 3: Valeurs du module d'élasticité

1.2.2.7. Dureté et coefficient d'abrasion

La dureté ou potentiel abrasif est fixée en dureté Vickers. Les céramiques dentaires ont une dureté Vickers de 38 à 460 VHN, alors que l'émail ne titre que

340 VHN. La résistance des céramiques à l'abrasion est à mettre en opposition à leur potentiel abrasif envers l'émail.

Les céramiques se sont longtemps vu reprocher de causer une importante abrasion de la dent naturelle antagoniste. L'abrasion dépend de l'état de surface de la céramique. Une céramique polie manuellement le sera insuffisamment au niveau microscopique et pourra causer d'importants dégâts antagonistes. Il est donc nécessaire, avant la pose de la couronne, de réaliser un glaçage qui va venir obturer toutes les rugosités de surface susceptibles d'être source de lésions amélaire.

Certaines céramiques ont une microstructure à grains très fins, afin d'abaisser encore sa capacité à abraser les dents naturelles, pour un résultat proche de l'usure naturelle.

1.2.2.8. Facteurs influençant la résistance mécanique:

→ **Le taux de porosité**: les porosités d'une céramique ont une grande influence sur ses qualités mécaniques et ses propriétés optiques. Les blocs préfabriqués de céramique, destinés aux techniques d'usinage, ont une porosité presque nulle, comparativement aux céramiques réalisées manuellement. C'est pourquoi leurs propriétés mécaniques sont ostensiblement supérieures.

Pour les méthodes manuelles, le taux de porosité est influencé par son mode de compactage, vibration ou ultra-sons, et par sa granulométrie. Une céramique à grains fins verra son taux de porosité nettement diminué. Le passage aux ultra-sons ou au vibreur densifie la céramique, augmentant sa résistance d'un facteur 4, comparativement à une céramique non densifiée.

La cuisson a également un rôle dans la densité puisqu'une cuisson sous vide diminue le taux de porosité de 4% à 0,1%.

- **La température de cuisson**: l'augmentation de la température ou du temps de cuisson améliore les propriétés mécaniques du fait de la densification. Mais à un certain stade, elle a un effet néfaste et diminue les propriétés mécaniques par dissolution de certaines bases cristallines.
- **La microstructure**: la résistance augmente avec la proportion de phases cristallines et la quantité d'interface verre-cristal.
- **L'état de surface**: il correspond au paramètre essentiel à la pérennité de la restauration puisque les fissures se propagent à partir des défauts de surface, aboutissant à long terme à la fracture. La diminution des défauts de surface est impérative, soit par polissage mécanique très fin soit par glaçage qui obture les défauts initiateurs en surface.
Le glaçage améliore les propriétés mécaniques des céramiques feldspathiques de 400%.

1.2.3. Propriétés physiques

1.2.3.1. Propriétés thermiques

Les céramiques sont d'excellents isolants thermiques. Leur conductivité thermique est très faible, de l'ordre de $0,1 \text{ J/s/cm}^2$.

L'inertie thermique permet d'isoler le complexe dentino-pulpaire et les matériaux d'assemblage des variations de température.

1.2.3.2. Propriétés optiques

La réflexion de la lumière est liée au nombre et à la composition des charges dans la céramique, les qualités esthétiques en découlent. On peut penser que les céramiques qui offrent les meilleures propriétés mécaniques sont les moins aptes à diffuser la lumière. Toutes les céramiques ont malgré tout un mimétisme supérieur à celui des couronnes à armature métallique.

Les restaurations en céramique donnent un aspect naturel à la gencive marginale du fait de la bonne diffusion des faisceaux de lumière.

En outre, l'absence de métal et l'utilisation de matériau hautement mimétique évitent l'enfouissement systématique du joint dans le sillon gingival, qui représente une agression immédiate et retardée sur le parodonte marginal.

Le matériau idéal doit donc bénéficier:

- ✓ de bonnes propriétés mécaniques
- ✓ d'une grande bio-compatibilité
- ✓ de bonnes propriétés chimiques et biologiques
- ✓ d'une précision d'adaptation marginale excellente avec une faible épaisseur de joint
- ✓ de qualités optiques et esthétiques remarquables.

1.3. Les matériaux d'infrastructure

Trois types de céramique d'armature, recherchant une augmentation de la résistance mécanique à la fracture, caractérisent les systèmes les plus utilisés:

- les céramiques polycristallines pures
- les céramiques à matrice vitreuse infiltrée de verre
- les vitrocéramiques

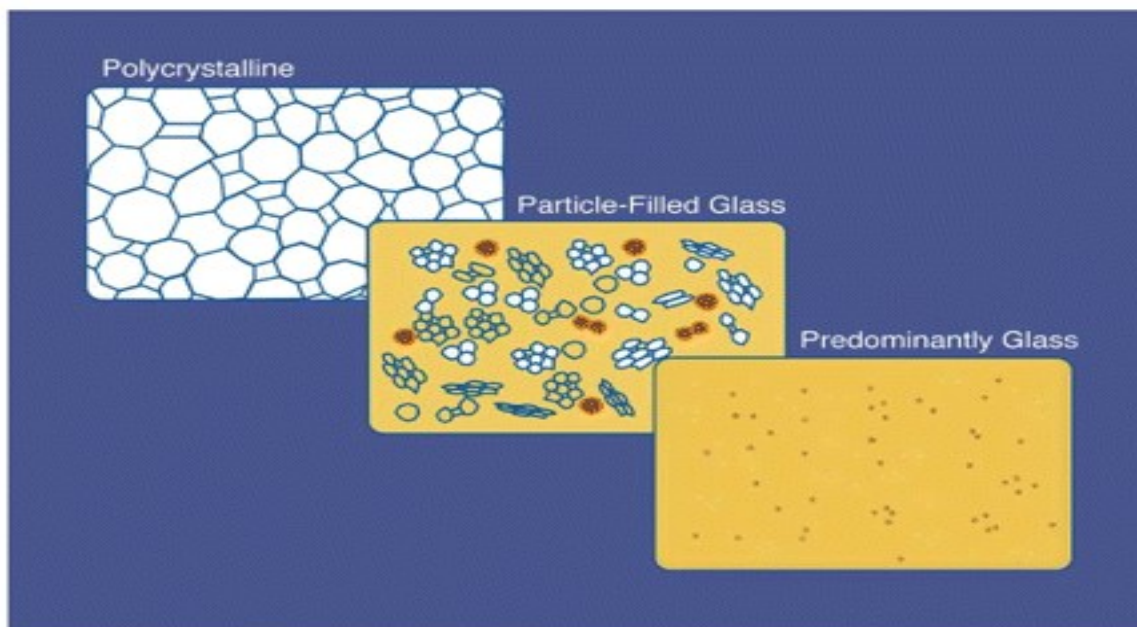


Illustration 1: Représentation schématique de la structure des différents types de céramique d'infrastructure. De gauche à droite: céramique polycristalline, céramique infiltrée de verre et vitrocéramique, selon Kelly (61)

1.3.1. Céramiques polycristallines pures de haute densité

L'absence de phase vitreuse et leur structure polycristalline pure caractérisent la dernière évolution de matériau céramique d'armature.

Deux composants sont à la base des différents matériaux

- ➔ l'alumine
- ➔ la zircone

1.3.1.1. A base d'alumine: Al_2O_3

1.3.1.1.1. Généralités

La bauxite est le minerai utilisé pour obtenir de l'alumine, mais aussi pour la fabrication de l'aluminium. La bauxite a été découverte pour la première fois par Pierre BERTHIER en 1821 aux Baux-de-Provence d'où son nom.

Ce minerai d'aluminium est composé d'oxyde d'aluminium hydraté (40 à 60%), mélangé à de la silice et à de l'oxyde de fer ce qui lui confère sa couleur rouge caractéristique.

C'est essentiellement en Australie, en Guinée et en Jamaïque que l'on exploite aujourd'hui la bauxite. En 1914, les 300 000 tonnes de bauxite extraites en Provence représentaient les trois-quarts de la production mondiale. Au début du XXe, la France était encore le premier producteur mondial de bauxite, d'aluminium et d'alumine.

Le saphir et le rubis sont des monocristaux d'alumine colorés par quelques traces d'oxyde de fer, de titane et de chrome.

1.3.1.1.2. Cristallographie

L'alumine est une céramique monophasique stable, un seul type d'arrangement moléculaire est possible.

L'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) est le stade ultime de la décomposition thermique des hydroxydes et oxy-hydroxydes. Par conséquent, à température ambiante, l'alumine présente une grande stabilité thermodynamique dite stabilité de phase.

L'oxyde d'Aluminium pur Al_2O_3 ne possède qu'une seule forme cristallographique rhomboédrique appelée α -alumina.

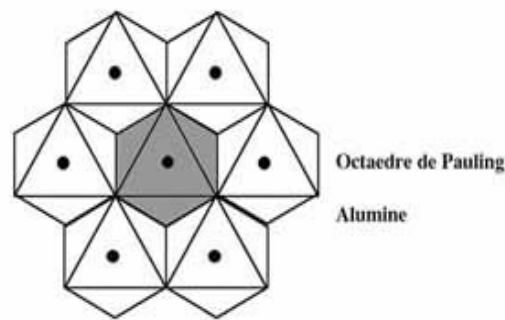


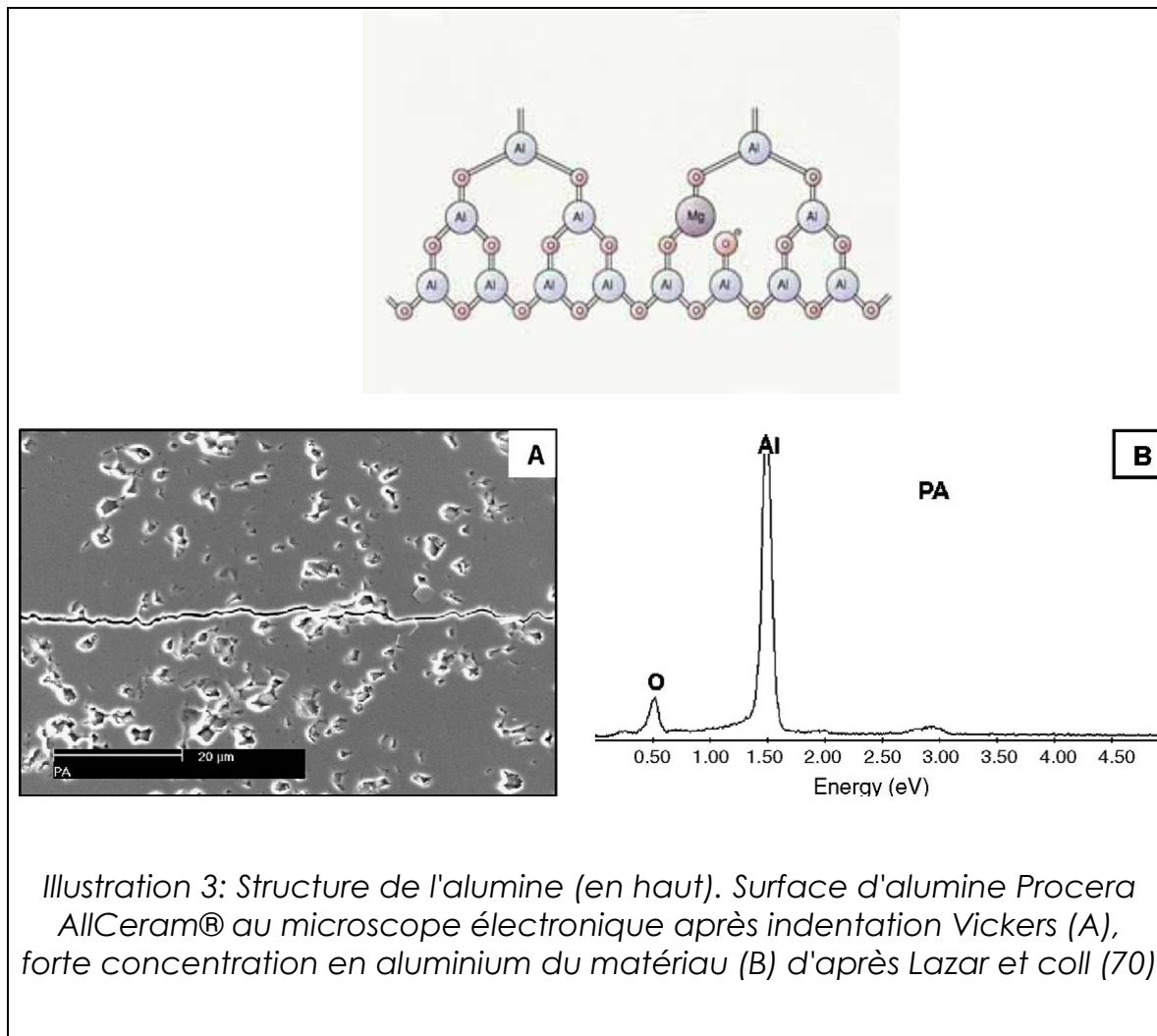
Illustration 2: Structure cristallographique de l'alumine

1.3.1.1.3. Le système Procera AllCeram®

1.3.1.1.3.1. Composition et structure

Le système Procera AllCeram®, mis au point depuis 1993, utilise de l'alumine pure afin de mettre en œuvre l'infrastructure. Elle est composée de 99,5% de grains d'alumine agglomérés, sous haute pression, et de 0,5% de pigments.

Le système Turkom-Cera® utilise également de l'alumine à haute concentration mais est moins connu.



L'alumine (Al₂O₃) a permis les premiers développements des procédés de CFAO dentaires à distance.

Le laboratoire de prothèse numérise en trois dimensions, grâce à un palpeur, le modèle positif unitaire. Il envoie les informations à une unité de fabrication unique. L'alumine sera appliquée sur une réplique de la préparation puis usinée pour l'extrados .

Un frittage entre 1600°C et 1700°C pendant 3 heures soude les grains entre eux afin d'obtenir une chape polycristalline sans phase vitreuse. Là encore, la technique ne permet que la fabrication d'infrastructures (développé au chapitre 1.5.4.).

1.3.1.1.3.2. Propriétés

La résistance mécanique d'une céramique va dépendre de la taille et du nombre de défauts de sa microstructure. En d'autres termes, la diminution de la taille moyenne des grains augmente la résistance en flexion du matériau. L'application pratique de ce principe de renforcement a été apporté par la technologie " Hot Isostatic Pressing ". Cette technique de frittage (cuisson) sous haute pression combinée au traitement de frittage classique a permis d'améliorer sensiblement les performances de l'alumine. La taille moyenne des grains ainsi obtenue a été réduite de $3.2\mu\text{m}$ à $1.8\mu\text{m}$, et les valeurs de résistance à la flexion atteignent alors 699MPa.

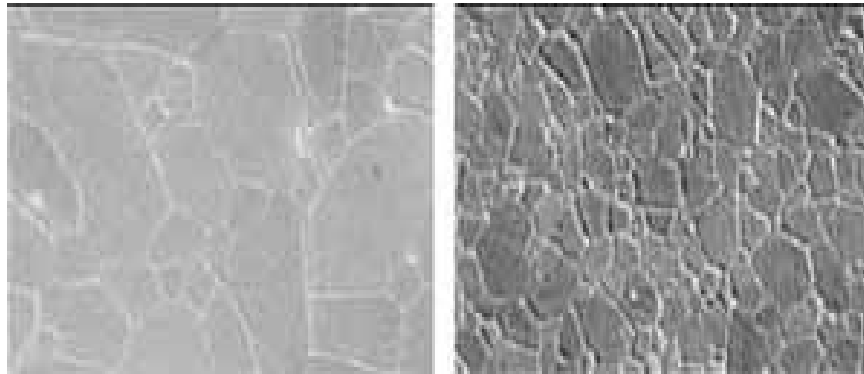


Illustration 4: Microstructure de l'alumine avant 1995 (A), taille de grain = $3,2\mu\text{m}$, résistance à la flexion = 500MPa. Microstructure de l'alumine après 1995 (B), taille de grain = $1,8\mu\text{m}$, résistance à la flexion = 580MPa, selon Raigrodski (87)

Résistance à la flexion (en MPa)	487 - 699
Résistance à la fracture (en Mpa.m ⁻²)	4,48 - 6
Module d'élasticité (en GPa)	380
Coefficient de dilatation thermique (en m.K ⁻¹)	7,3x10 ⁻⁶
Taille des particules (en µm)	2

Tableau 4: Principales propriétés de Procera AllCeram®

La densité finale est très proche de la densité théorique. Pour cette raison le niveau maximal d'optimisation semble être atteint pour ce type de céramique. Aujourd'hui les céramiques commercialisées sont dites de 3ème génération et bénéficient de toutes ces améliorations.

Les conditions de température, de pression, d'humidité ou simplement le vieillissement, ne pourront pas modifier sa structure. Aucune transformation de phase n'est possible.

Une très large expérience clinique rapportée par la littérature a permis de confirmer les propriétés suivantes:

- ✓ une excellente bio-compatibilité
- ✓ une dureté très élevée et des propriétés mécaniques permettant son utilisation en tant que matériau d'infrastructure.
- ✓ Pas de phénomènes de vieillissement provoquant l'altération des propriétés.
- ✓ Des propriétés optiques intéressantes car l'alumine est translucide.

1.3.1.2. A base de zircon: ZrO₂

1.3.1.2.1. Généralités

✓ Dénomination

La zircon est le nom commun de l'oxyde de zirconium (ZrO₂).

Le zirconium porte le symbole Zr et le numéro atomique 40. C'est un métal de transition appartenant, avec le titane et le hafnium, à la même colonne de la classification périodique des éléments.

Le zirconium pur existe sous la forme cristalline (matériau blanc et ductile) et sous la forme amorphe (poudre bleue-noire).

✓ Sources minérales

Le zirconium est abondant dans la croûte terrestre. En effet, il se place 18ème en quantité (0,02% en poids dans la composition de la croûte terrestre) de tous les éléments et est trois fois plus abondant que le cuivre.

Cependant, il n'est pas présent à l'état pur dans la nature mais associé à des oxydes de silice (ZrSiO₄) ou en tant qu'oxyde libre (ZrO₂).

La zircon (ou dioxyde de zirconium ZrO₂) est extraite de deux minéraux naturels : la terre de zircon (la baddeleyite) et le sable de zircon (ZrSiO₄, par exemple sous forme d'Alvit) qui en est la source principale.

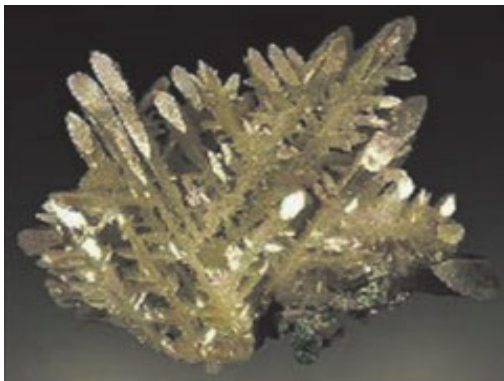


Illustration 5: Cristaux de baddeleyite (104).

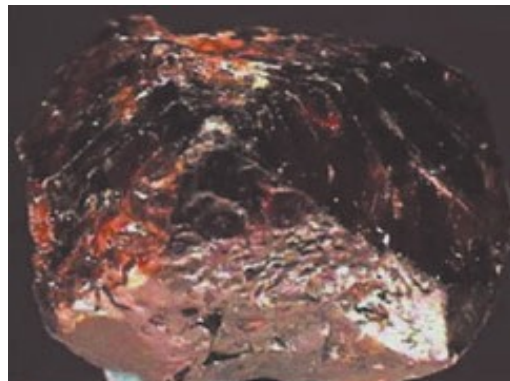


Illustration 6: Cristaux de zircon (104).

Bien souvent, les chimistes ont pris l'habitude d'utiliser le mot zircon pour évoquer le silicate de zirconium (ZrSiO_4). Le sable de zircon se trouve sur certaines plages d'Australie, au Sénégal, en Floride, au Brésil, aux Indes, en Russie.

La plus grosse partie des productions de zircon sert directement à réaliser des matériaux réfractaires. Le reste est utilisé pour fabriquer des zircons dont la pureté dépend du processus d'élaboration.

La baddeleyite est beaucoup moins répandue, en général associée à des petites quantités d'oxyde de fer et/ou de silice (entre 1 et 2%). Elle se trouve au Brésil (Brazillite) et en Afrique du Sud qui est la principale source actuelle.

✓ La zircone dentaire est disponible sous plusieurs formes :

La zircone utilise le même mode de fabrication que l'alumine avec un usinage avant frittage de l'extrados de l'armature uniquement. La plupart du temps, la zircone est mise en forme totalement par usinage CFAO (système Kavo Everest®, Procera® et Lava 3M Espe®):

→ soit du matériau dense totalement fritté sous Haute Pression Isostatique HIP, (ex: DC-Zirkon®): Les blocs de zircone sont pressés à 1500°C isostatiquement (1300MPa), pour un frittage complet, leur conférant déjà leurs propriétés mécaniques maximales.

Cette méthode est la plus ancienne pour travailler la zircone et possède l'avantage de ne plus subir aucune déformation lors de la suite du travail prothétique.

En revanche, sa grande dureté rend ce matériau difficile à travailler, nécessitant un outillage couteux (les fraises d'usinage sont à remplacer très régulièrement).

→ soit du matériau pré fritté sous Cold Isostatic Pressure CIP.

Cette forme de zircone est poreuse et facilement usinable, elle doit subir une cuisson finale qui conduit à une rétractation (Cercon®, KaVo Everest®, Lava®).

La contraction au frittage (20 à 30% de rétrécissement) est alors compensée, grâce à l'utilisation d'un logiciel sur-dimensionnant la pièce lors de l'usinage.

Cela peut, cependant, engendrer quelques inexactitudes volumétriques, il faut donc avoir une certaine maîtrise de cette rétraction sous peine de mauvaise surprise.

1.3.1.2.2. Cristallographie

La zircone est présente sous trois formes allotropiques à pression atmosphérique:

- monoclinique (« m ») à température ambiante jusqu'à 1170°C avec des propriétés mécaniques réduites,
- tétraгонаle ou quadratique (« t ») de 1170°C à 2370°C aux propriétés mécaniques conséquentes et
- cubique (« c ») de 2370°C à 2680°C (température de fusion) aux propriétés mécaniques modérées.

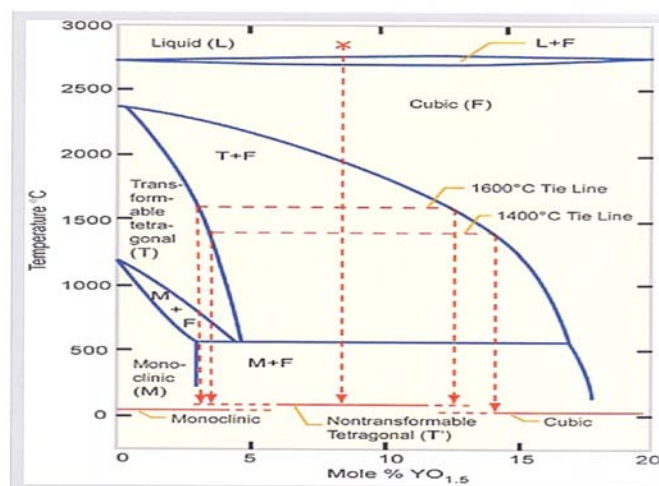


Illustration 7: Diagramme de phase de la zircone yttrée, selon Vagkopoulou (104)

1.3.1.2.2.1. La forme monoclinique

C'est sous cette forme que l'on trouve la zircon naturelle ou baddeleyite. Elle se présente en un parallélépipède où les ions Zr^{4+} sont liés à sept ions O_2 .

Du fait de cet arrangement des atomes d'oxygène, la structure des ions oxygène n'est pas tout à fait plane. Ceci explique en partie la tendance de la baddeleyite à former des macles (association de plusieurs cristaux d'une même espèce minérale, mais orientés différemment, avec interpénétration partielle).

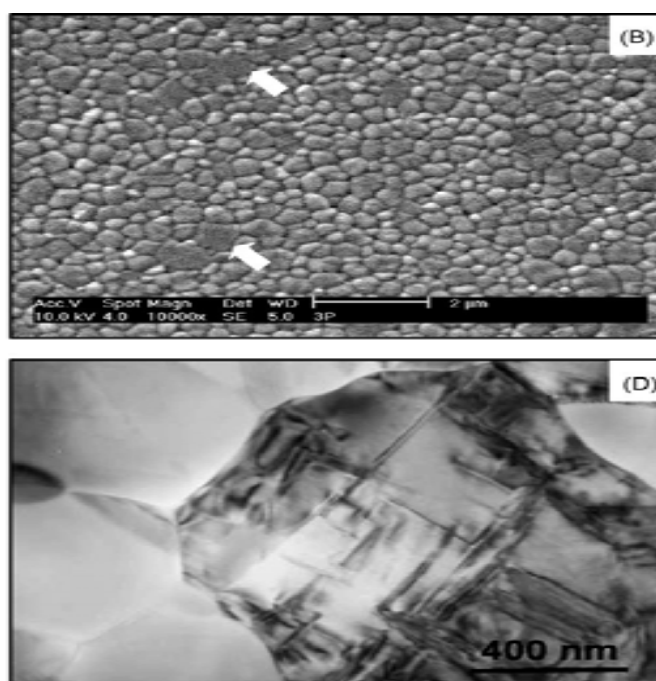


Illustration 8: Observation au microscope électronique de la surface de la zircon Y-TZP, les flèches blanches indiquent les grains monocliniques plus volumineux (A), un grain de zircon monoclinique (B), d'après Lazar et coll (70).

1.3.1.2.2.2. La forme tétragonale ou quadratique

La zircone s'organise en une structure métastable entre 1170 et 2370°C présentant des cristaux tétragonaux à angles droits.

Les grains d'oxyde de zirconium ont une taille qui se situe entre 300nm et 500nm.

Dans cet arrangement, les ions Zr^{4+} sont liés à 8 O^{2-} : quatre ions O^{2-} forment un tétraèdre aplati et sont situés à 2,065Å du Zr^{4+} , quatre ions O^{2-} forme un tétraèdre allongé situés à 2,455Å du zirconium et angulé de 90° par rapport au premier tétraèdre.

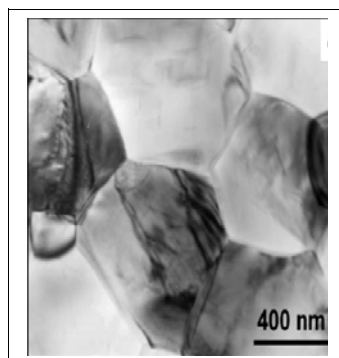


Illustration 9: Zircone Y-TZP stabilisée en phase quadratique, d'après Lazar et coll (70).

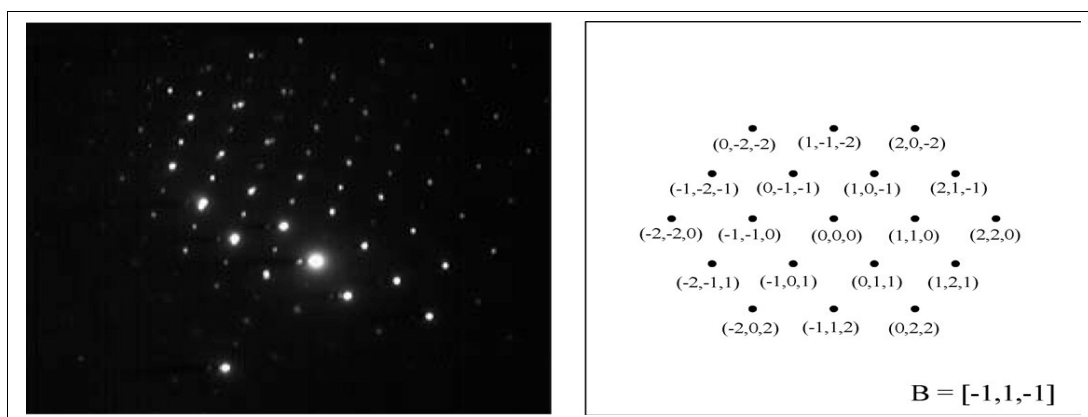


Illustration 10: Diffraction aux rayons X d'un grain tétragonal de zircone 3Y-TZP, selon Lazar et coll (70).

1.3.1.2.2.3. La forme cubique

A partir de 2370°C apparaissent les cristaux cubiques : c'est la phase cubique qui se maintient jusqu'au point de fusion à 2680°C. La zirconne cubique a une structure cubique face centrée et chaque ion Zr^{4+} est entouré de huit ions O^{2-} formant deux tétraèdres réguliers.



Illustration 11: Exemple de zirconne en phase cubique, le zircon.

En résumé :

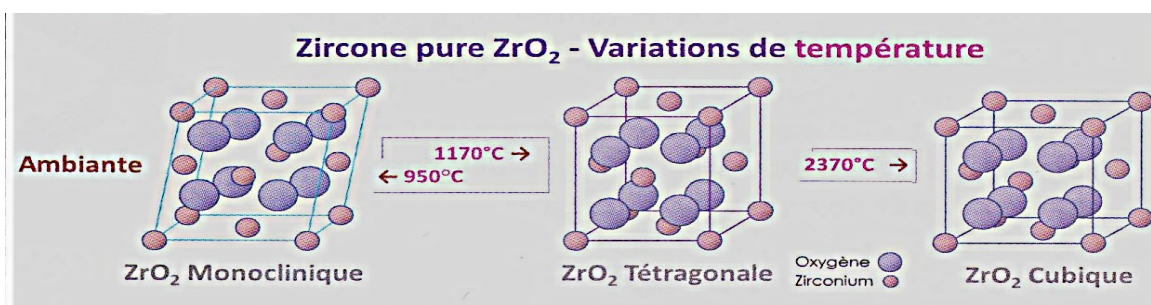


Illustration 12: Pour la zirconne pure (ZrO_2). Différentes structures cristallographiques en fonction de la température, selon Jacquot et coll (57).

1.3.1.2.3. TZP : Zircone Polycristalline stabilisée en phase Tétragonale

La classification des zircons stabilisés est faite en fonction des phases obtenues (27).

- Une zircone contenant uniquement de la phase cubique est dite FSZ (Fully Stabilised Zirconia).
- Si elle contient un mélange de phase cubique et de phase quadratique, elle est appelée PSZ (Partially Stabilized Zirconia).
- Une zircone stabilisée principalement en phase quadratique est une TZP (Tetragonal Zirconia Polycrystall).

Un nombre et une lettre précédant ces acronymes peuvent indiquer la quantité et la nature du dopant.

1.3.1.2.3.1. Introduction

La transformation de la structure tétragonale à la structure monoclinique est dite martensitique (simple réarrangement de la structure atomique sans modification de la composition chimique du matériau) et est accompagnée d'une augmentation de volume de 3-5% (62).

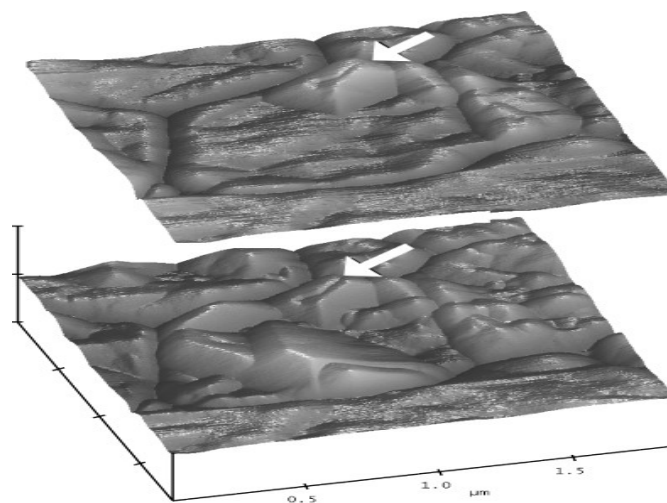


Illustration 13: Mise en évidence de l'augmentation de volume lors de la transformation martensitique. En haut: un grain de zircone quadratique, en bas: le même grain après sa transformation en monoclinique. Selon Deville et coll (28).

Afin d'inhiber cette transformation et conserver les propriétés mécaniques de la zircone en phase tétragonale, l'addition de cations bi-, tri-, ou tétravalents comme CaO , MgO , CeO_2 et Y_2O_3 permet de stabiliser la zircone en phase tétragonale à température ambiante.

Ces stabilisants doivent entrer en solution solide dans la zircone, sous forme d'interstitiels pour les petits ions (Ca^{2+} ou Mg^{2+}) ou substitutionnels pour les ions de plus gros volume (Ce^{4+} ou Y^{3+}).

On obtient ainsi une structure polycristalline de zircone tétragonale partiellement stabilisée.

Les stabilisants les plus utilisés sont l'yttrium et le cérium. En effet, par l'addition d'environ 5% en poids d'oxyde d'Yttrium Y_2O_3 (ce qui équivaut à 3mole %), il est possible de stabiliser la transformation martensitique du ZrO_2 jusqu'à la température ambiante. Le pourcentage de phase-t (tétragonale) à température ambiante est supérieur à 99% et est fonction de la concentration en stabilisant et de la taille des grains.

Ainsi, l'yttrium sera utilisé pour stabiliser la zircone dans le cas de Procera Zirconia®, DC Zirkon®,... alors que le cérium sera utilisé dans le système InCeram Zirconia® à hauteur de 12mol% et avec la zircone Nanozir® sous la forme 10Ce-TZP (57).

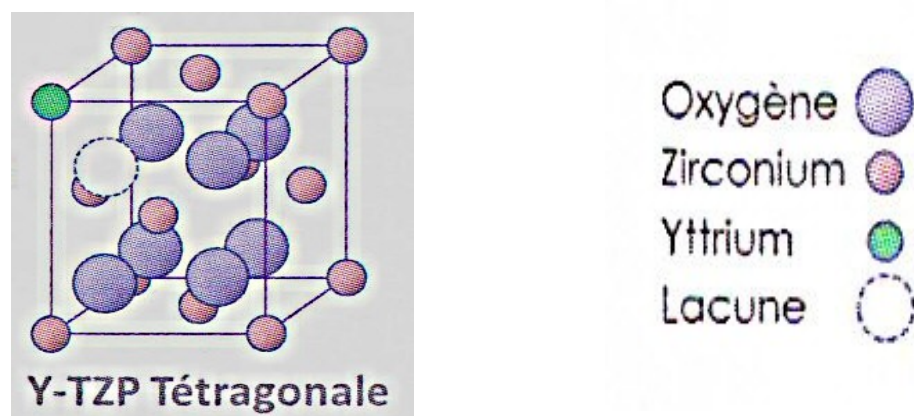


Illustration 14: Structure de la zircone dopée
Y-TZP

La distribution des stabilisants dans la matrice dépend en grande partie du mode de préparation des matériaux. Une distribution très homogène peut être réalisée par une co-précipitation d'hydroxydes.

Dans d'autres procédés, les dopants seront ajoutés sous forme de couche autour des grains de zircon et diffusent dans la zircon grâce à un traitement thermique.

Par exemple, on peut réaliser un mélange de zircon et de nitrate d'yttrium, et le porter à 1200°C. Le nitrate d'yttrium se décompose, laissant une couche d'oxyde d'yttrium autour des grains de zircon. La couche d'oxyde diffusera dans la zircon grâce à un traitement thermique de plusieurs heures à 1600°C.

1.3.1.2.3.2. Facteurs internes modifiant la stabilité de la zircon. TZP

La stabilité de la transformation est dépendante de la composition et de la taille des particules de zircon mais également du type et de la concentration en oxyde stabilisant :

→ Les particules de zircon :

Les propriétés mécaniques de la zircon sont directement liées à son comportement cristallographique : plus la transformation t-m est aisée, meilleures sont les propriétés mécaniques. Si la transformation est trop aisée, celle-ci se produit spontanément et le matériau se fissure et perd ses propriétés mécaniques.

A noter qu'il existe deux tailles de grains critiques, la première (S_{min}) est la taille de grains en dessous de laquelle aucune transformation ne peut avoir lieu, et la deuxième (S_{max}), celle au-dessus de laquelle la transformation a lieu spontanément.

Pour une concentration en Y_2O_3 donnée, la dureté diminue quand les grains deviennent plus petits que $0,3\mu m$, certainement à cause d'une sur-stabilisation des grains ; un vieillissement rapide se produit lorsque la taille des grains est supérieure à $0,6\mu m$ (106).

Le diamètre optimal des grains de zircone est donc compris entre $0,3\mu m$ et $0,6\mu m$.

On peut résumer ainsi : Une augmentation de la taille des grains améliore la ténacité de la zircone, et en général, sa résistance à la propagation des fissures, mais dégrade sa résistance au vieillissement.

→ Le stabilisant :

Une augmentation excessive de la concentration en stabilisant permet la nucléation d'un taux important de zircone en phase cubique, à l'inverse, la réduction au minimum de la taille des grains entraîne une perte de stabilité cristallographique.

La concentration requise est de 3 à 5mole% d'yttrium ou 8 à 12mole% de cérium.

Réduire la taille des grains ou augmenter la concentration en yttrium permet de limiter le taux de transformation t-m.

1.3.1.2.3.3. Propriétés générales

- Propriétés mécaniques et physiques :

- Valeur de résistance :

Issu des « aciers céramiques », le matériau Y-TZP possède une excellente résistance à la flexion variant de 900 à 1200MPa.

L'évaluation in vitro de la zircone (Y-TZP) confirme une très grande résistance à la fracture ou à la propagation des fissures. Des valeurs de plus de 10MPa.m^{-2} ont été atteintes, 4 fois supérieures à la force masticatoire mesurée au niveau molaire (104).

Pour Takagi et coll qui ont étudié la zircone 3Y-TZP de grains de taille moyenne de $0,8\mu\text{m}$, ce matériau présenterait une résistance à la fracture $K_{Ic} = 8,4\text{MPa.m}^{-2}$, un module d'élasticité de 200 GPa et une résistance en flexion de plus de 1000 Mpa (106).

Pour Christel et coll, avec une céramique zircone HIP, on obtient des valeurs supérieures : $K_{Ic} = 9\text{-}10\text{MPa.m}^{-2}$ et une résistance à la flexion de 1200 Mpa (82).

De plus, après 1,2 million de cycles masticatoires (50N de force appliquée) et thermiques (10 000 cycles de 5 à 55°C), équivalents à 5 années d'usage, la résistance à la fracture passe de 1800N à 1450N.

	Zircone Y-TZP	Zircone Ce-TZP
Composition	ZrO ₂ + 3-4mol % Y ₂ O ₃	ZrO ₂ + 10-15mol % CeO ₂
Résistance à la flexion (en MPa)	900 à 1300	500 à 800
Résistance à la fracture (en MPa.m^{-2})	6-12	10-15
Module de Young	200 à 250	190 à 200
Dureté (en GPa)	12-14	7 à 10
CDT (en m.K^{-1})	$10,5 \times 10^{-6}$	-

Tableau 5: Composition et propriétés mécaniques moyennes des zircons Y-TZP et Ce-TZP, selon Jacquot et coll(57).

D'autres propriétés sont non négligeables:

- Sa densité est supérieure à 6g.cm^{-3} , et sa porosité inférieure à 0,1%.
- Comportement non-magnétique
- Isolateur thermique et électrique
- Module d'élasticité semblable à l'acier

o Coefficient de dilatation thermique semblable au fer :

En effet, le coefficient de dilatation thermique de la zircone est de $10,5 \times 10^{-6}\text{m.}^{\circ}\text{C}$. Cette valeur est relativement supérieure aux CDT des autres matériaux d'infrastructure, c'est pourquoi des nouvelles céramiques cosmétiques ont été créées. Ainsi, la zircone sera vernie de VM9® alors que l'alumine et les céramiques infiltrées seront recouvertes de VM7®, dans la gamme Vita.

o Radioactivité

La poudre de zircone contient un faible taux d'éléments radioactifs que sont l'uranium-radium (^{226}Ra) et le thorium (^{228}Th). Celle-ci sera alors purifiée afin que le taux de radioactivité final soit inférieur à 100Gy.h^{-1} et la concentration en uranium de l'ordre de 0,001 à $0,007\text{Bq.g}^{-1}$. Les radiations sont alors comparables à celles émises par les céramiques alumineuses et les alliages Cr-Co et généralement inférieures à la radiation ambiante due aux radiations naturelles.

Ces propriétés mécaniques uniques vont permettre son utilisation en secteurs postérieurs et aussi de réduire l'épaisseur des armatures.

• Propriétés chimiques / Bio-compatibilité :

La résistance à la corrosion acide et alcaline assure à la zircone TZP une parfaite bio-compatibilité.

En effet, les études, quelles soit in vitro ou in vivo, ont confirmé une grande biocompatibilité de la zircone de par son inertie chimique. Des tests in vitro ont montré que la zircone n'a aucun effet cytotoxique, oncogène ou mutagène sur les fibroblastes ou les cellules sanguines.

Le comportement in vivo de la zircone ne montre aucune réaction tissulaire différente de l'alumine. Dans le cas d'implant ostéointégrable en zircone, ceux-ci s'intègrent aussi bien voir mieux que les implants en titane et subissent moins la colonisation bactérienne de surface diminuant ainsi les risques de péri-implantite.

1.3.1.2.3.4. Propriétés exceptionnelles

Les multiples formes cristallographiques de la zircone lui ont permis de développer des comportements singuliers vis-à-vis des facteurs externes. En effet, le passage d'un état cristallographique à un autre détermine la résistance à la propagation des fissures ainsi que le vieillissement à long terme.

1.3.1.2.3.4.1. Renforcement par transformation de phase

- Principe

La zircone stabilisée présente une propriété physique particulièrement intéressante appelée « renforcement par transformation de phase » ou « renforcement par microfissuration » découverte par Garman et coll.

Lorsqu'une fissure se produit, les grains quadratiques vont être transformés en grains monocliniques sous l'effet d'une concentration de contraintes au sommet de la fissure. Cette transformation est accompagnée d'une augmentation de volume de 3 à 5% des grains ce qui provoque une compression au sommet de la fissure. L'énergie de propagation de la fissure est absorbée par la

transformation martensitique et par l'énergie associée à l'augmentation de volume liée à la transformation. La fissuration est alors stoppée, « coincée » par l'augmentation de volume de la zircone monoclinique créant un champ de contraintes en compression en regard de la pointe de la fissure. De plus, l'expansion de la particule transformée peut conduire à une microfissuration locale, d'où les effets bénéfiques de bifurcation de fissure.

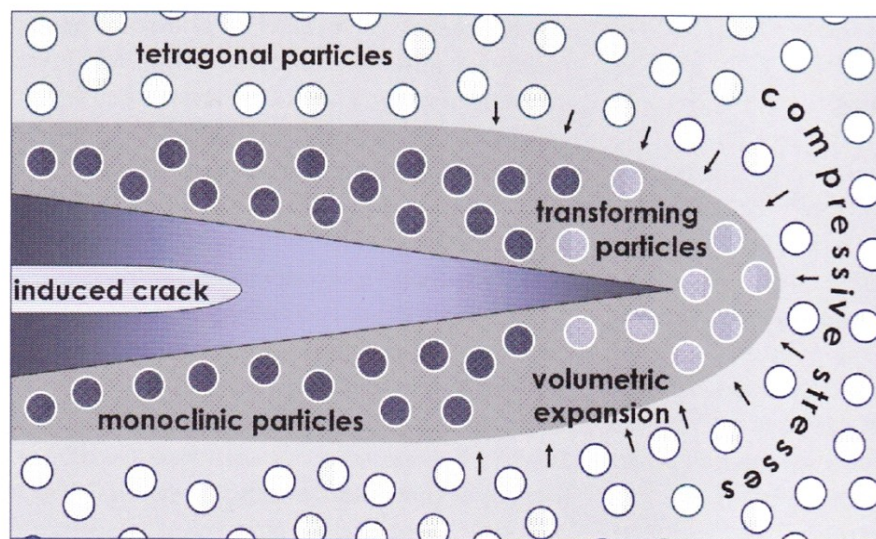


Illustration 15: Propagation d'une microfissure dans une zircone Y-TZP. Transformation localisée de la phase tétragonale en phase monoclinique, selon Vagkopoulou et coll (104).

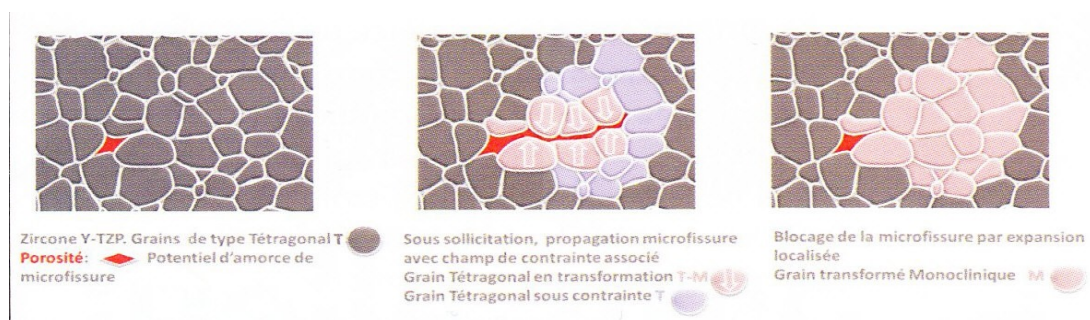


Illustration 16: Naissance, propagation et transformation martensitique permettant l'arrêt de la fissure, selon Fouquier (41).

La dureté de la céramique est augmentée car l'énergie associée à la propagation de la fissure est utilisée pour la transformation t-m et les forces

compressives. Ce mécanisme est la base d'une zircone aux propriétés mécaniques inégalées : une ténacité de $15\text{MPa.m}^{-1/2}$ contre environ $1\text{MPa.m}^{-1/2}$ pour une vitrocéramique.

- Conséquence de la transformation sur les propriétés mécaniques :

On ne peut cependant pas cumuler un accroissement maximal de ténacité et un accroissement maximal de résistance mécanique :

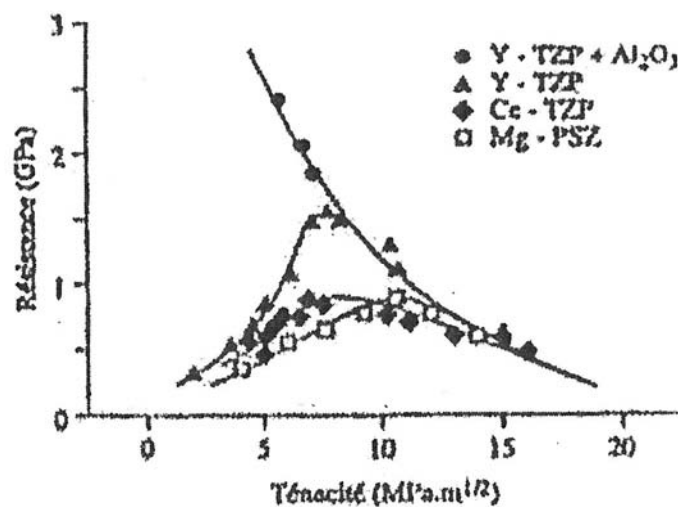


Illustration 17: Relation résistance mécanique / ténacité pour différents matériaux à base de zircone, d'après Grémillard (44).

- Facteurs influencants

- ❖ Rôle de la concentration en stabilisant

L'analyse par diffraction aux rayons X des éprouvettes testées montrent que la transformation est d'autant plus importante que le taux de dopant CeO₂ est faible. En effet, la transformation martensitique au sommet de la fissure est facilitée par une concentration en cérium de 10mole% alors qu'elle sera nulle pour une concentration de 16mole%.

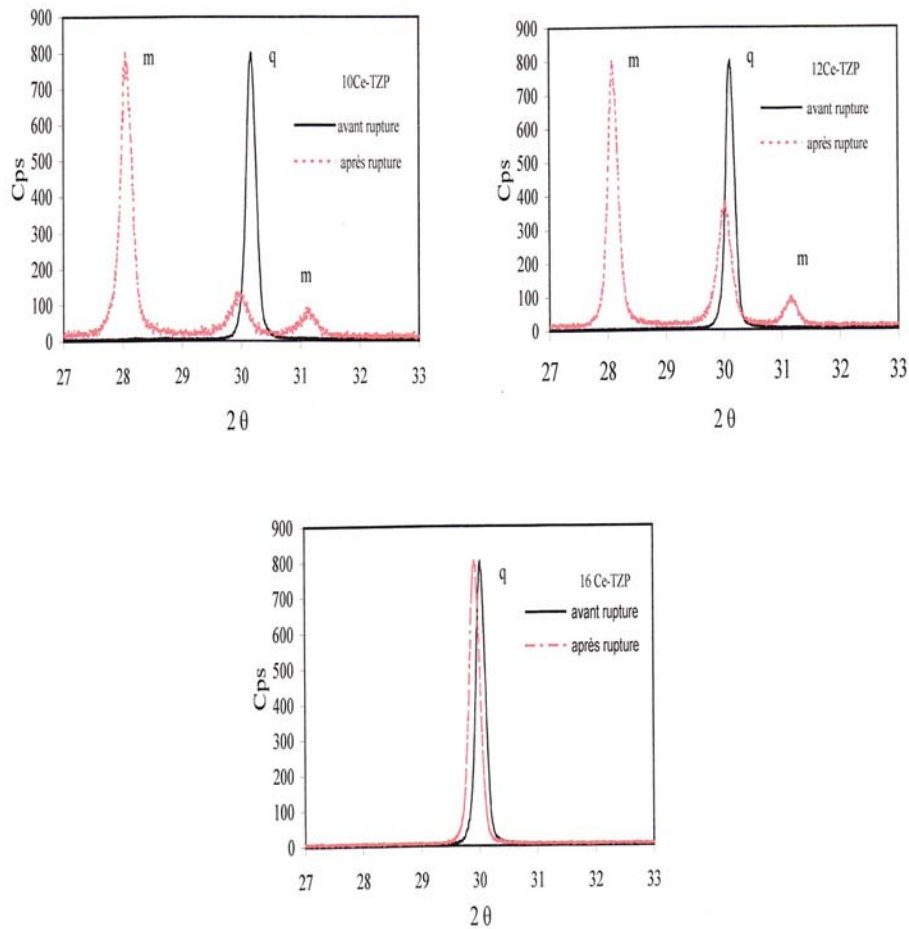


Illustration 18: Spectre de diffraction aux rayons X des nuances 10Ce-TZP, 12Ce-TZP et 16Ce-TZP avant et après rupture, selon El Attaoui (31).

Dans le cas des zircons 10Ce-TZP et 12Ce-TZP (pour une charge de 300N), la zone transformée est très développée autour du point d'indentation et empêche toute initiation de fissure. En effet, la transformation des grains quadratiques en monocliniques s'accompagne d'une augmentation de volume qui génère des contraintes de compression. Ces dernières s'opposent aux contraintes résiduelles d'indentation responsables de la fissuration radiale (31).

Pour 16Ce-TZP, aucune transformation n'est constatée. On observe donc des fissures radiales bien développées qui émanent des quatre coins du point d'indentation et ceci dès 10N.

Parallèlement, selon Vanni et coll (75), pour une concentration en cérium de 12mole%, aucune transformation n'est possible.

❖ Rôle de la taille des grains

Une zircone TZP, enrichie de 2 à 3 mole d'yttrium, est entièrement constituée de grains tétraonaux lorsque ceux-ci mesurent de quelques centaines de nanomètres à $1\mu\text{m}$.

Cependant, selon Piconi et coll (83), la fraction de grains en phase quadratique, à température ambiante, est dépendante de la taille des grains. En effet, si ceux-ci mesurent plus de $1\mu\text{m}$, la transformation en phase monoclinique sera facilitée voire spontanée.

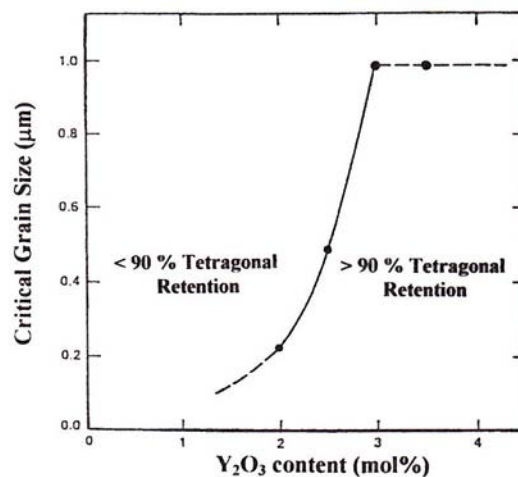


Illustration 19: Graphique mettant en évidence l'évolution de la concentration en phase tétraonale en fonction de la taille des grains et la concentration en yttrium, selon Piconi et coll (83).

Ainsi, le passage d'un état cristallographique stabilisé à température ambiante à un état cristallographique plus volumineux confère à la zircone TZP une propriété exceptionnelle et bénéfique pour la résistance à la fracture du matériau.

Afin de profiter du bénéfice maximal de la transformation martensitique, la concentration en stabilisant devra être adaptée (3-4mole% d'yttrium ou 12-16mole% de cérium) et la taille des grains d'oxyde de zirconium mesurer moins de $1\mu\text{m}$ de diamètre.

1.3.1.2.3.4.2. Dégradation à basse température

- Principe

La zircone subit un phénomène de dégradation à basse température (LTD: low temperature degradation) ou aging (104). En effet, la transformation isotherme, spontanée et progressive de la zircone en phase quadratique à une phase monoclinique réduit ses propriétés mécaniques. Cette lente transformation t-m se produit lorsque la zircone est en contact avec de l'eau ou de la vapeur ce qui entraîne des dommages de surface. Une solution non-aqueuse peut, cependant, déstabiliser la zircone si elle contient une paire d'électrons opposées à un site donneur de protons. La réaction de l'eau avec Zr-O-Zr entraîne la formation d'hydroxyde de zirconium (Zr-OH) qui accélère la propagation de la fissure depuis un défaut structural et promeut la transformation t-m.

Les points les plus importants de LTD:

- ✓ Température critique entre 200 et 300°C
- ✓ Les effets de LTD sont la diminution de la résistance, de la dureté et de la densité du matériau.
- ✓ Elle est accélérée par l'eau ou la vapeur d'eau
- ✓ Elle est causée par une transformation t-m accompagnée de micro et macro fissures du matériau
- ✓ La transformation t-m débute à la surface et progresse dans la masse de zircone
- ✓ La réduction de la taille des grains et/ou l'augmentation du taux de dopant permet de diminuer la vitesse de transformation t-m

- Mécanisme

a. L'action corrosive de l'eau génère une contrainte qui provoque une transformation de phase de cristaux tétragonaux en cristaux monocliniques.

b. La transformation du premier grain entraîne une augmentation de volume qui va elle-même générer des contraintes sur les grains voisins et provoquer leur transformation.

c. Ce phénomène se propage de proche en proche, ce qui microfissure la surface, créant ainsi des interstices favorisant la pénétration de l'eau vers l'intérieur du matériau.

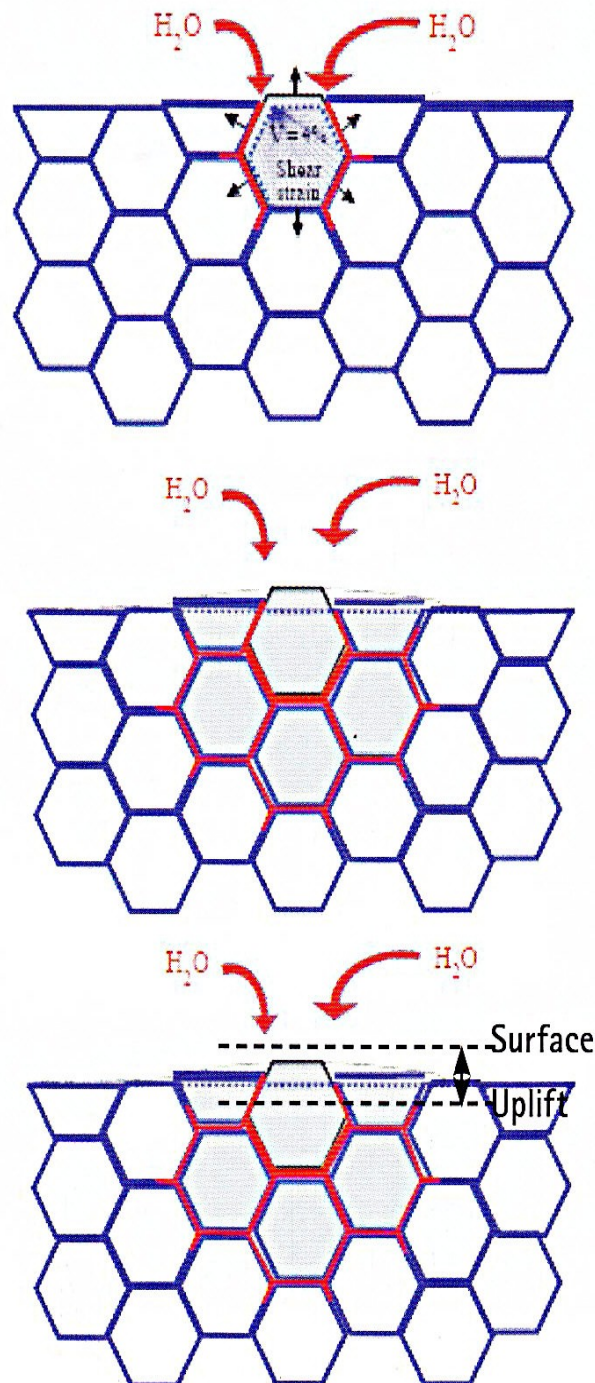


Illustration 20: Différentes étapes de vieillissement de la zircone sous l'action de l'eau, selon Chevalier (102).

❖ Effet autocatalitique

Lorsqu'un grain de zircone en phase t se transforme en phase m, on obtient alors deux situations (75) :

- La zircone monoclinique est soumise à des contraintes compressives
- La zircone quadratique environnante est soumise à des contraintes extensives

Il est estimé que pour une augmentation de 10vol% du taux de transformation t-m, les contraintes extensives appliquées aux grains tétraonaux augmentent de 250MPa. Les grains tétraonaux restant seront alors encore plus susceptibles à la transformation. Le phénomène est auto-entretenu.

Cette nouvelle transformation sera immédiate ou retardée.

La dégradation de surface entraîne une augmentation de la rugosité, une usure accrue, des microfissures, des expulsions de grains. Une élévation de la surface est prévisible à cause de l'augmentation de volume lors de la transformation d'un état cristallographique quadratique à un état monoclinique.

❖ Mécanisme chimique (75) :

L'introduction de Y_2O_3 dans la zircone ZrO_2 permet la formation de site oxygène vacant qui, lui-même, serait à l'origine du phénomène de stabilisation.

Plusieurs hypothèses ont été émises sur le mécanisme chimique de la stabilisation :

- Lange et coll. avancent que les molécules d'eau réagissent avec Y_2O_3 et forment des « clusters » riche en $Y(OH)_3$. En conséquence, la concentration en yttrium dans les grains environnants le cluster est réduite, d'où une moins grande stabilité.
- Yoshimura et coll. mettent en cause les vapeurs d'eau qui attaquent la liaison Zr-O et provoquent ainsi la libération de OH^- qui se fixe sur

un site oxygène libre et agit alors comme nucléus pour la transformation t-m. Dans la zircone Y-TZP, la présence de nombreuses lacunes d'oxygène (due au caractère trivalent de l'yttrium) résulte en un coefficient de diffusion des radicaux OH plus élevé que dans d'autres zircons (par exemple stabilisées à la cériine - CeO_2)

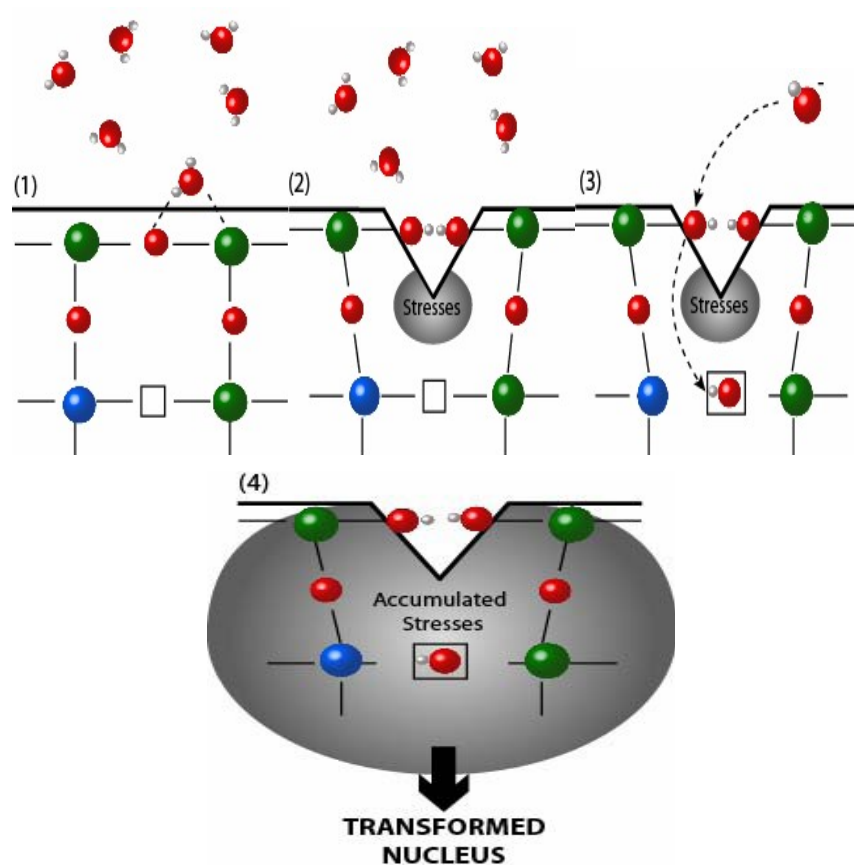


Illustration 21: Action des molécules d'eau à la surface de la zircone, hypothèse soutenue par Yoshimura et coll (75).

- Chevalier et coll supposent que O^{2-} nait de la dissociation de l'eau (et non OH) et se fixe sur un site oxygène libre provoquant alors la déstabilisation.

En résumé :

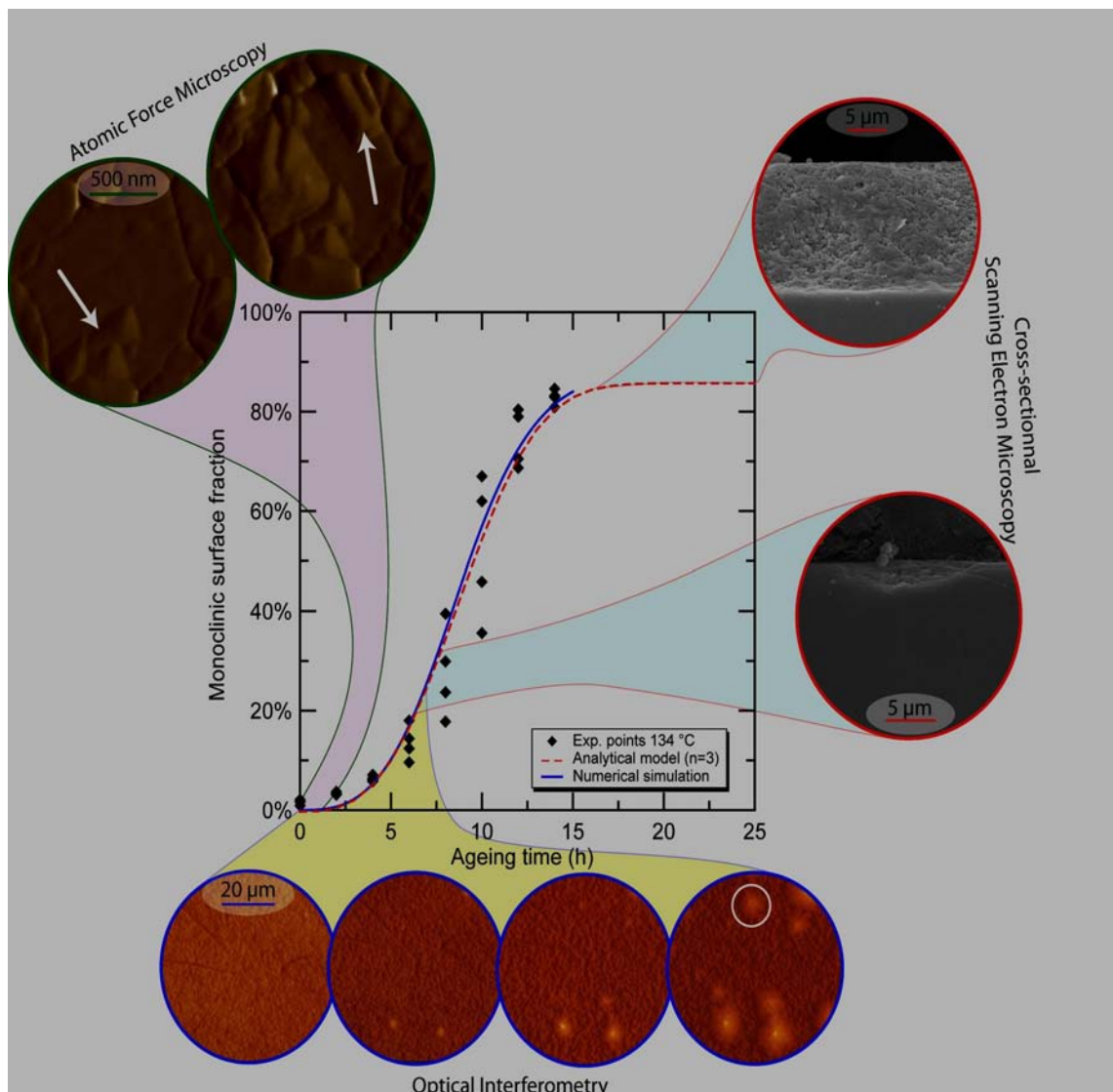


Illustration 22: Description de la transformation t-m à différentes étapes et mesurée avec différentes techniques.

Figure centrale : évolution typique du taux de phase monoclinique avec le temps de vieillissement (en autoclave à 134°C) mesurée par diffraction des rayons X, accompagnée de modélisations numériques ou analytiques.

Coin supérieur gauche : début de la transformation observé par microscopie à force atomique, montrant que la transformation commence aux joints multiples avant de se propager dans le reste du grain.

A droite : croissance en volume d'un spot monoclinique observée par MEB.

En bas : observations en interférométrie optique de la cinétique de germination – croissance.

- Facteurs influençant la LTD

La dégradation à basse température reste toujours fonction de la concentration et de la distribution en stabilisant, de la taille des grains, de la présence de défauts structuraux, de la durée d'exposition au déclencheur de la LTD, des forces exercées sur la restauration ainsi que des procédures de mise en œuvre.

- ❖ Rôle du milieu de vieillissement :

Différents milieux ont été étudiés : le vide, l'air, l'eau et divers solvants organiques.

Il apparaît que la présence d'eau ou de certains solvants organiques dans le milieu de vieillissement accélère grandement la vitesse de transformation. La présence d'eau favorise la croissance des cristallites de zircone. Ainsi, comme les grains (quadratique au départ) croissent plus vite, ils se transforment plus rapidement vers la phase monoclinique. On peut alors rapprocher le rôle de l'eau dans la propagation lente des fissures de celui qu'elle joue dans le vieillissement.

Le vieillissement a lieu aussi dans l'air, mais pour des vitesses beaucoup plus faibles. Il est alors probablement dû à la présence d'humidité dans l'air, car aucune transformation de la surface n'est mesurée dans le vide.

- ❖ Rôle de la température :

De nombreuses études montrent que la vitesse de vieillissement est maximale à 250°C et diminue de part et d'autre de cette température.

En effet, on observe un nez de transformation (quadratique-monoclinique) aux alentours de 250°C. Quand la température augmente, la transformation est accélérée par l'agitation thermique, et parallèlement, la phase quadratique devient de plus en plus stable. Quand la stabilité de la phase quadratique l'emporte sur l'énergie thermique, le vieillissement commence à ralentir.

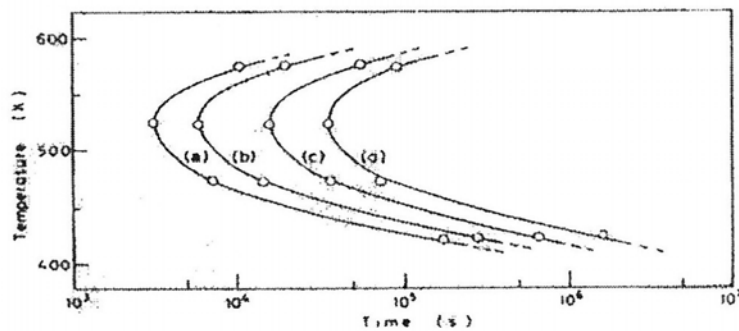


Illustration 23: Courbes temps / température de la transformation t-m de la zircone 3Y-TZP, d'après Tsubakio (104).

❖ Rôle des contraintes :

Des études de l'influence des contraintes appliquées sur la vitesse de vieillissement ont été menées dans l'eau à 100°C, sous une charge de 100 MPa.

Elles montrent que les contraintes, sur la face en tension, accélèrent le vieillissement (la vitesse est doublée par rapport à un témoin vieilli sans charge) alors que les contraintes de compression ont plutôt un effet de stabilisation de la zircone.

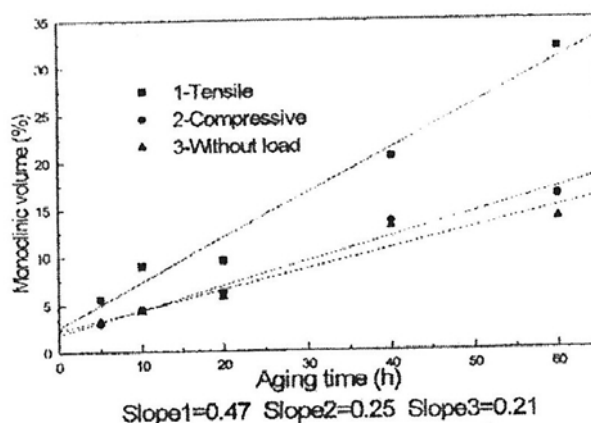


Illustration 24: Mise en évidence de l'accélération de la transformation martensitique par les contraintes de traction, d'après Gremillard (44).

Le même test a été conduit dans l'air n'aboutissant à la formation d'aucune phase monoclinique. La présence de contrainte est donc de second ordre par rapport à la présence d'eau.

La diminution de contraintes internes par l'introduction d'une phase vitreuse dans la zirconie pourrait expliquer sa meilleure résistance au vieillissement.

❖ Rôle de la concentration en zirconie cubique

La présence de zirconie sous forme cubique peut avoir un effet délétère augmentant le vieillissement. En effet, selon Chevalier et al. (69), les grains cubiques présentent une concentration en yttrium plus importante que les grains quadratiques voisins. La dégradation à basse température s'initie alors préférentiellement dans les régions entourant les grains cubiques, depuis les grains quadratiques moins stables.

❖ Effet de la taille des grains :

Les effets d'un changement de la taille des grains sur les propriétés mécaniques et sur le vieillissement de 3Y-TZP ont été largement étudiés.

On peut résumer ainsi : Une augmentation de la taille des grains améliore la ténacité de la zirconie, et en général, sa résistance à la propagation des fissures, mais dégrade sa résistance au vieillissement.

De nombreux auteurs ont fait vieillir des zircons yttrifiés avec différentes tailles de grains.

Par exemple :

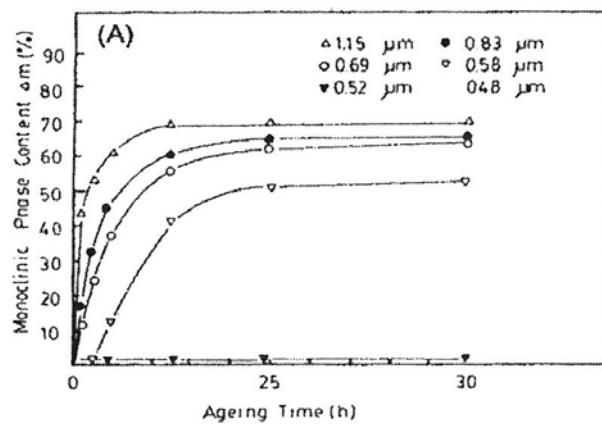


Illustration 25: Evolution de la vitesse de vieillissement avec la taille des grains dans une 3Y-TZP, d'après Gremillard (44).

On observe que plus la taille des grains diminue, plus la vitesse de vieillissement (représentée par le taux de zircone en phase monoclinique) diminue jusqu'à être égale à zéro pour une taille de grain égale à $0,52\mu\text{m}$.

Li et Watanabe (73) observent une certaine dépendance : quand la taille de grains augmente, la vitesse de vieillissement commence par diminuer puis reste constante et augmente quand la taille de grains dépasse une certaine limite.

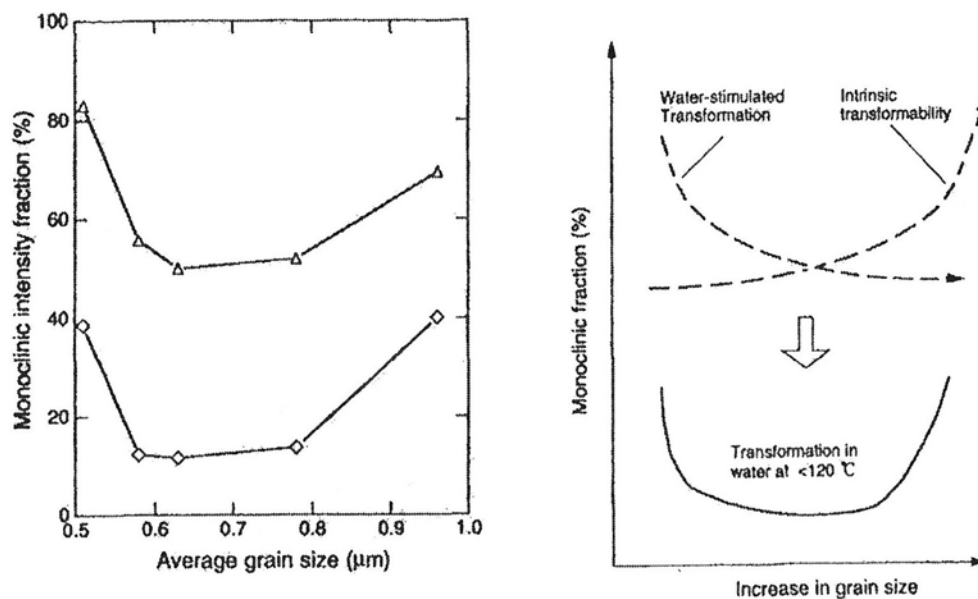


Illustration 26: Evolution de la fraction de phase m dans une 2Y-TZP pour un vieillissement de 100 heures à 80°C (triangles) ou de 20 heures à 120°C (losanges), d'après Li et Watanabe (73)

Le taux de transformation martensitique est donc minimum pour une taille de grains comprise entre 0,6 et 0,8 μ m.

Ils expliquent ceci par une compétition entre d'une part, la transformation stimulée par la présence d'eau (qui décroît quand la taille des grains augmente) et d'autre part, la transformation intrinsèque (qui augmente avec la taille de grains).

La diminution de la transformabilité liée à l'eau s'explique par une diminution de la surface des joints de grains quand la taille de grains augmente.

On retiendra donc que le vieillissement est plus rapide quand la taille des grains augmente car la stabilité de la phase quadratique se réduit, et qu'il existe une taille critique en dessous de laquelle aucune transformation n'est possible (inférieur à 0,3 μ m pour 3Y-TZP).

L'augmentation de la vitesse de vieillissement avec la taille de grains est due à la moindre stabilité du matériau causée par les contraintes internes plus importantes quand les grains sont plus gros.

Un moyen pour lutter contre le vieillissement tout en conservant de bonnes propriétés mécaniques est alors d'obtenir de petits grains en surface (pas de vieillissement) et de gros grains en volume (renforcement par transformation de phase importante). Ceci a été réalisé par Whalen et coll en 1989. Cette équipe a usiné des pièces frittées, puis a recuit les pièces usinées entre 900 et 1500°C. Ils observent l'apparition d'une couche de grains très fins en surface, les grains intérieurs ne subissant aucune modification.

❖ Effet du type et de la concentration en stabilisant :

Les stabilisants servent à maintenir la zircone dans la phase quadratique. Ils jouent donc à la fois sur le vieillissement et sur les propriétés mécaniques en réduisant la transformabilité du matériau.

Les stabilisants les plus utilisés et les plus étudiés sont l'yttrium et le cérium.

On observe qu'accroître la quantité de stabilisant provoque à la fois une meilleure résistance au vieillissement, mais une moins bonne résistance à la fissuration.

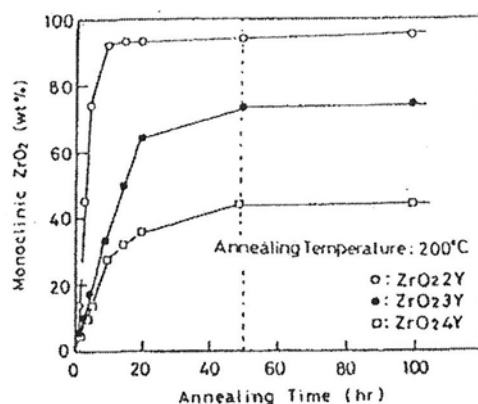


Illustration 27: Comportement en vieillissement de zircons avec différents taux de stabilisant, d'après Gremillard (44).

La diminution de la transformabilité est expliquée par le fait que l'augmentation du taux d'yttrium provoque une diminution des contraintes internes, et une nucléation de la transformation moins aisée.

Le matériau est alors moins sensible au vieillissement mais le renforcement par transformation de phase est moins efficace, d'où les moins bonnes propriétés mécaniques.

Le moindre renforcement est dû aussi à la présence de phase cubique (non transformable) en quantité d'autant plus importante que le taux de stabilisant est élevé.

Dans le cas d'utilisation de cérium, ce dernier est intégré à hauteur de 8 à 12mol% dans la zircone. En effet, le cérium nécessite une concentration plus importante que l'yttrium afin de parvenir à la stabilisation de la transformation t-m.

Pour une concentration de 12mol% en cérium, aucune transformation martensitique ainsi qu'aucune diminution des propriétés mécaniques n'est observée. La zircone stabilisée à l'aide de cérium n'est pas affecté par la dégradation à basse température.

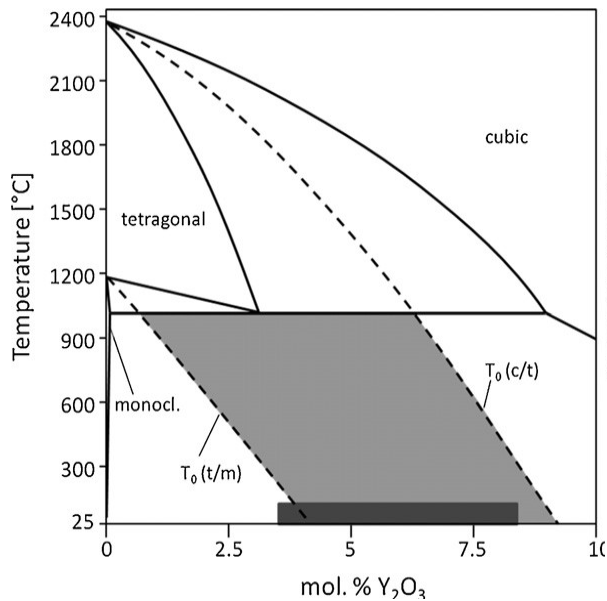


Illustration 28: Effet de la température et de la concentration en yttrium sur la cristallographie de la zircone, selon Vanni et Valter (75).

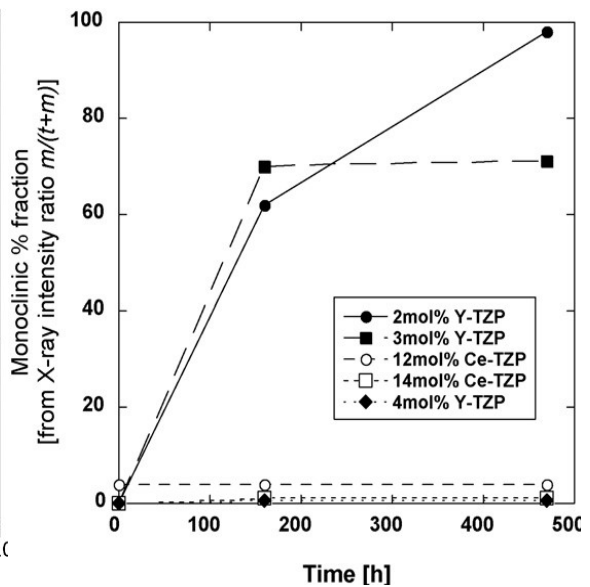


Illustration 29: Concentration en zircone monoclinique selon la concentration en stabilisant. Selon Vanni et Valter (75).

❖ Effet des adjuvants :

Par adjuvants, on comprend des éléments présents en petites quantités dans la zircone : moins de quelques parties pour cent.

Ces adjuvants peuvent se retrouver sous forme de phase distincte de la zircone, ou bien en solution solide dans la zircone. Dans les deux cas, ils peuvent être introduits délibérément, soit provenir d'impuretés (phase vitreuse à base de silice, ou alumine) dues au processus d'élaboration.

Les éléments introduits volontairement couvrent une gamme beaucoup plus large : on retrouve bien sûr l'alumine et la silice, mais aussi d'autres oxydes (de titane, de vanadium...) et des carbures.

Les adjuvants retardent le vieillissement : le titane parce qu'il sur-stabilise la zircone mais conduit à de moins bonnes propriétés mécaniques donc à une moins bonne résistance à la fissuration, la silice en réduisant les contraintes internes.

❖ Effet de l'état de surface (66)

Selon le traitement de surface subis par l'infrastructure en zircon, l'évolution de la concentration en zircon monoclinique est différente. En effet, la dégradation à basse température sera plus importante dans le cas où l'infrastructure n'a subi aucun traitement de surface après frittage, puis diminue après sablage à Al_2O_3 de $50\mu\text{m}$, après fraisage à $200\mu\text{m}$ et $162\mu\text{m}$ pour être la plus faible en cas de fraisage à $30\mu\text{m}$.

L'hypothèse suivante est alors acceptée : les contraintes compressives de surface, générées par les différents traitements de surface, minimisent la dégradation à basse température alors que la présence de microfissures augmente ce phénomène en facilitant le passage de l'eau dans la structure.

Le mécanisme de vieillissement de la zircon TZP est le principal responsable de la réduction de la résistance à la fatigue. C'est pourquoi de nombreux facteurs externes et internes devront être adaptés afin de limiter l'importance du phénomène de dégradation à basse température.

Ainsi, les deux propriétés exceptionnelles de la zircon, le mécanisme de durcissement par transformation et la dégradation à basse température, sont basés sur le même mécanisme de transformation martensitique, bénéfique pour le premier, délétère pour le second. Un équilibre entre les deux phénomènes devra être trouvé afin de mettre en œuvre un matériau ayant la meilleure résistance mécanique à court mais aussi à long terme.

1.3.2. Céramique à matrice cristalline infiltrée de verre

1.3.2.1. Généralités et procédés

En 1985, Mickael Sadoun met au point le procédé InCeram® qui sera commercialisé quatre ans plus tard par la société Vita, sous le nom de InCeram Alumina®. Il sera par la suite décliné sous deux autres versions: InCeram Spinell® et InCeram Zirconia®, dans des buts respectivement esthétiques et mécaniques, afin d'étendre les applications de ce système.

La microstructure est de type matrice cristalline avec phase vitreuse infiltrée.

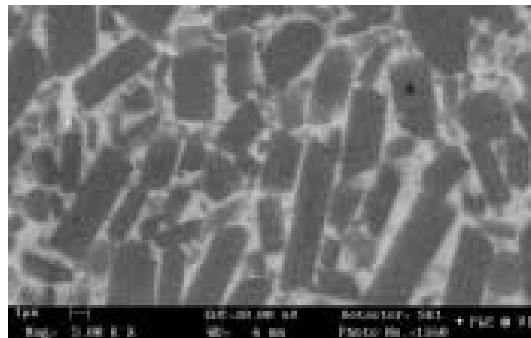


Illustration 30: Vue en coupe au MEB de InCeram Alumina® infiltrée, selon Vita (105).

Les grains ou charges qui occupent la majeure partie du volume sont soudés entre eux afin de stopper la propagation des fissures dans la matrice. Le verre d'infiltration choisi confère la teinte de base à l'armature.

- Procédé classique:

Cette technique utilise une barbotine (suspension stable de grains dans un milieu aqueux), agglomérée sur un modèle en plâtre spécial absorbant le milieu de dispersion des grains. La déshydratation et le frittage « soudent » les grains entre eux. A ce stade, le matériau, ressemblant à de la craie, est facilement mis en forme de façon artisanale. A partir de bloc fritté, le matériau peut être aussi usiné par machine outil (ex: Cerec Inlab®).

La matrice est secondairement infiltrée par la phase vitreuse.

- ✕ Réalisation de l'infrastructure

L'empreinte de la préparation est réalisée classiquement au cabinet, à l'aide d'un silicone par addition. Elle est ensuite coulée, puis les préparations sont séparées pour réaliser les MPU. Chacun d'entre eux est ensuite dupliqué en un plâtre particulier.

La barbotine est préparée, en mélangeant la poudre de céramique avec le liquide correspondant et un additif. Le mélange est ensuite vibré et passé sous vide pendant une minute, pour éliminer d'éventuelles bulles.

Chaque MPU est plongé dans le mélange, recouvert donc d'une substance d'aspect crémeux. Le principe du « slip-casting » s'exprime ici: le plâtre spécial va absorber l'eau du mélange pour favoriser l'agglomération des particules d'alumine. Il est à ce stade toujours possible d'effectuer quelques rajouts au pinceau. Dans le cas de réalisation de bridge, l'ensemble est effectué au pinceau.

Les préparations enduites de barbotine sont laissées à l'air libre pendant 30 minutes, puis passées au four, subissant une augmentation progressive de température jusqu'à 120°C, durant 6 heures, pour déshydrater le plâtre sans ébullition. La chape peut alors être aisément retirée de son support.

L'armature est ensuite frittée pendant 2 heures à 1100°C. L'InCeram Zirconia® nécessite un second frittage de 2 heures, à 1180°C.

La chape ne possède pas encore ses propriétés mécaniques. Sa consistance est crayeuse et peut être facilement retouché par meulage. Il convient de réaliser les modifications à cette étape car l'infiltration de verre les rendra impossible par la suite.

✱ Infiltration du verre

Cette étape a pour objectif de venir combler les porosités résiduelles, donnant au matériau ses propriétés mécaniques. Cette étape a un rôle dans le résultat esthétique puisque le verre infiltré peut être teinté sachant que chacune des céramiques, Alumina®, Spinell® et Zirconia®, possède quatre teintes différentes.

Le prothésiste applique au pinceau une couche du mélange poudre de verre - eau distillée sur la surface de l'extrados de la chape. La céramique est cuite à 600°C pendant 5 minutes puis elle est placée dans un four spécifique pendant 4 heures à 1100°C, 2h30 à 1140°C pour la version Zirconia®.

Le surplus de verre est éliminé via un abrasif diamanté à gros grains. L'armature subit ensuite un sablage à l'oxyde d'aluminium de 50µm sous 3 bars de pression.

✱ Stratification de la céramique

Elle se fait de manière conventionnelle. La société Vita propose deux céramiques différentes: les Vitadur Alpha® et Vita VM7®.

- procédé Wolceram®:

Ce système emploie des matériaux InCeram® mais avec une technique de barbotine déposée par électrophorèse (technique de laboratoire qui, par l'application d'un champ magnétique, permet de déplacer les éléments vers les électrodes).

L'utilisation de l'électrophorèse permet d'augmenter la densité de la céramique, ce qui conduit à une moindre proportion de verre infiltré, et donc à une résistance finale accrue de 30% par rapport à une barbotine classique.

1.3.2.2. InCeram Alumina®

1.3.2.2.1. Composition

La proportion d'alumine contenue dans le produit est de 90% en poids avec des particules d'environ 3µm.

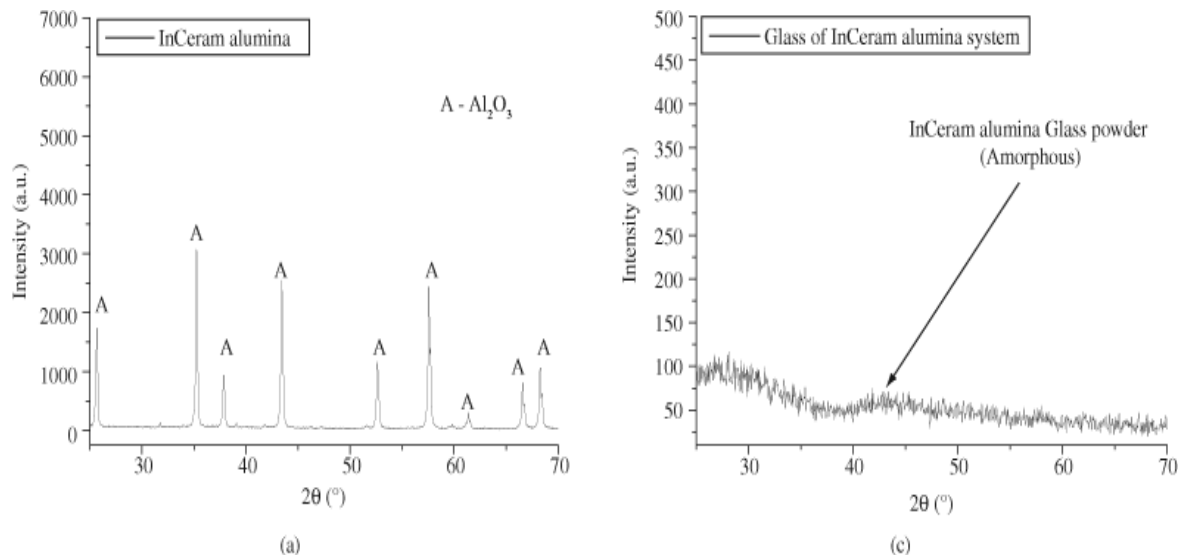


Illustration 31: Diffraction aux rayons X des poudres de céramique du système InCeram® (29)

Après cuisson à 1100°C la chape d'alumine poreuse est infiltrée lors d'une seconde cuisson à 1150°C, pendant 4 à 6h, par un verre d'aluminosilicate de lanthanum (verre de basse viscosité).

La forte agrégation des particules d'alumine et la réduction de porosités par l'interpénétration des deux phases confèrent au matériau ses propriétés mécaniques.

Avant vernissage, la surface de l'infrastructure devra être correctement préparée :

- ✓ Fraisage de l'excès de verre infiltré
- ✓ Sablage avec Al_2O_3
- ✓ Cuisson à 1000°C pendant 10 minutes
- ✓ Sablage

1.3.2.2.2. Propriétés, indications et contre-indications

Ce système met en avant une esthétique remarquable grâce à une conductibilité lumineuse avantageuse ainsi qu'une grande bio-compatibilité.

Il présente également une faible conductivité thermique, une radio-opacité et un recul clinique de plus de 15ans.

Résistance à la flexion (en MPa)	400 – 600
Résistance à la fracture (en Mpa.m^{-2})	3,1 – 4,61
Module d'élasticité (en GPa)	280 GPa
Coefficient de dilatation thermique (en m.K^{-1})	$7,2 - 7,6 \times 10^{-6}$
CDT de la phase minérale (en m.K^{-1})	$7,65 \times 10^{-6}$
CDT de la phase vitreuse (en m.K^{-1})	$7,03 \times 10^{-6}$

Tableau 6: Principales propriétés de l'InCeram Alumina®

L'InCeram Alumina®, à l'instar des versions Spinell® et Zirconia®, existe en version bloc céramique préfabriqué, utilisable dans certains procédés à usinage tel Cerec®. Ses propriétés sont légèrement différentes, la fabrication en série limitant grandement les porosités.

Pour le système Turkom-Ceram®, l'alumine cuit 5min à 1150°C puis subit un traitement par Turkom-Cera Crystal Powder® mélangé à de l'eau et recuit 30min à 1150°C. L'excès de cristaux est enlevé avec une fraise diamantée à faible vitesse sur micromoteur.

→ Indications:

- couronne unitaire antérieure et postérieure jusqu'à la seconde prémolaire, pulpée ou non.
- bridge antérieur, limité à deux intermédiaires maximums, jusqu'à la seconde prémolaire.

→ Contre-indications:

Les contre-indications sont semblables à celles de l'ensemble des systèmes céramo-céramique:

- bruxisme
- hauteur de préparation insuffisante
- malocclusions importantes

Ce modèle de chape alumineuse infiltrée de verre propose des propriétés mécaniques acceptables en plus d'un résultat esthétique remarquable. Cependant, son utilisation en secteur molaire reste inadéquate, l'infrastructure ne pouvant résister à des forces occlusales trop importantes.

1.3.2.3. InCeram Spinell®

Cette version a été mise au point afin de répondre aux indications de grande translucidité. Elle bénéficie de l'ajout d'une poudre d'aluminate de magnésium de structure cristalline de type $MgAl_2O_4$.

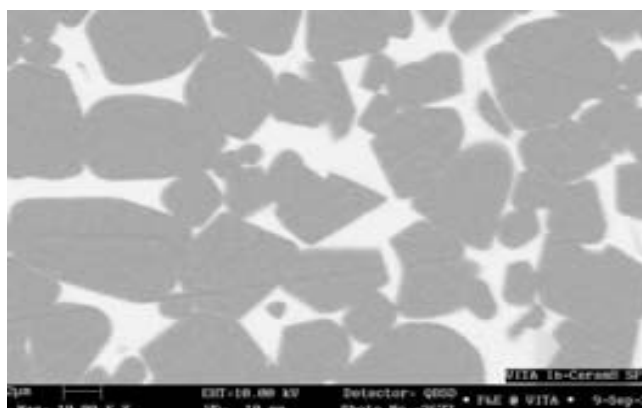


Illustration 32: Structure de l'InCeram Spinell® après infiltration de verre (x10 000), selon Vita (105).

Mais si l'InCeram Spinell® est 40% plus translucide, elle est aussi 20% plus fragile. Elle peut être employée comme prothèse unitaire antérieure.

→ Propriétés:

Résistance à la flexion (en MPa)	350
Résistance à la fracture ou tenacité (en Mpa.m ⁻²)	2,7
Module d'élasticité (en GPa)	185
Coefficient de dilatation thermique (en m.K ⁻¹)	7,7 x 10 ⁻⁶
Taille des particules (en µm)	2,5 – 4,0

Tableau 7: Principales propriétés de InCeram Spinell®

→ Indications:

La céramique InCeram Spinell® a été conçue pour répondre aux impératifs esthétiques. Plus translucide que les autres céramiques InCeram, elle est aussi plus fragile. On l'utilisera donc pour:

- facettes
- couronne unitaire antérieure (sauf canine)

→ Contre-indications:

Semblables à celles de l'ensemble des systèmes céramo-céramique.

1.3.2.4. InCeram Zirconia®

1.3.2.4.1. Composition

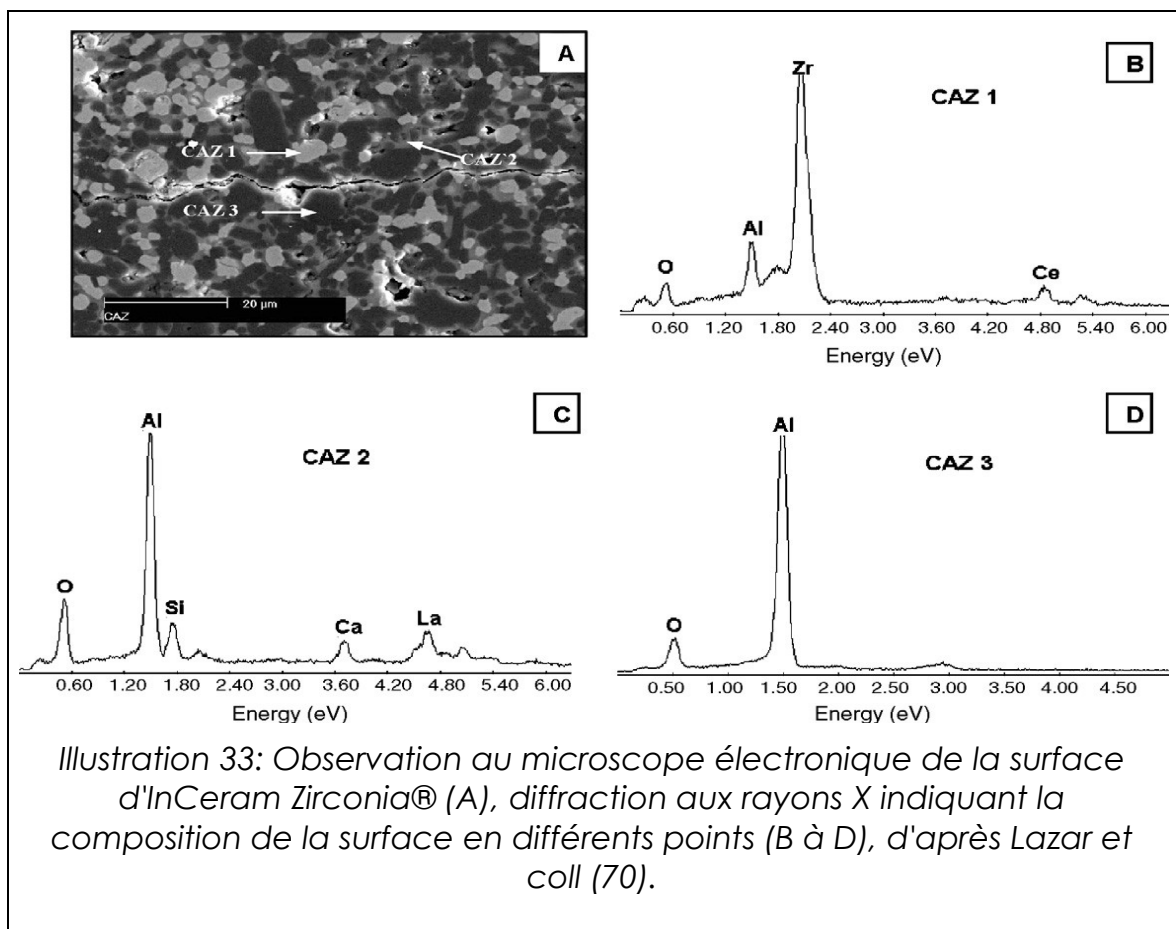
L'alumine est ajoutée de zircone TZP (stabilisé à l'aide de 12mol% de CeO₂) dont les grains de 1 à 5µm occupent 85% du volume après infiltration. InCeram Zirconia® voit ses propriétés mécaniques augmentées grâce aux propriétés cristallographiques de la zircone.

Ce nouveau système est exploité également par Panasonic-Denko sous le nom commercial de Nanozir® (39).

L'yttrium a donc été remplacé par du cérium ce qui permet l'augmentation de la résistance à la fracture mais diminue la résistance à la flexion ; le Ce-TZP est alors enrichi par une dispersion de 30% en volume d'alumine dans une matrice de Ce-TZP afin d'optimiser sa résistance à la flexion.

Composition (70):

- De la phase cristalline : zircon TYP, alumine (30vol %), cérium (10 à 12mol%), oxygène
- De la phase vitreuse : oxygène, silice, aluminium, calcium, lanthanum, ...



1.3.2.4.2. Propriétés:

La dispersion homogène d'Al₂O₃ dans la matrice de Ce-TZP supprime la croissance des grains de zircon et augmente la dureté, le module d'élasticité et la stabilité hydrothermale de la zircon quadratique (39).

<u>Composition</u>	30% Al₂O₃ + 12Ce-TZP
Résistance à la flexion (en MPa)	600-800
Ténacité ou résistance à la fracture (en MPa.m ⁻²)	4,6
Module de Young (en MPa)	260
Dureté (en GPa)	9,8
Coefficient de dilatation thermique (en m.K ⁻¹)	7,8x10 ⁻⁶
Taille des particules (en µm)	3

Tableau 8: Composition et principales propriétés de la céramique ZTA Vita InCeram Zirconia®, selon Jacquot et coll (57).

1.3.2.4.3. Indications et contre-indications

→ Indications:

La céramique InCeram Zirconia® a été lancée afin de répondre aux indications postérieures:

- inlay core à clavette, avec tenon en fibre de verre ou fibre de carbone.
- couronne unitaire surtout postérieure là où l'esthétique est moins recherchée. Seule cette céramique peut être utilisée en cas de faible hauteur de préparation.
- endocouronne
- bridge antérieur avec jusqu'à 4 éléments intermédiaires dans le cas de bridge antérieur mandibulaire de canine à canine. Le recul clinique reste, cependant, faible.

- bridge postérieur à 1 élément intermédiaire maximum. Il est possible de réaliser des bridges avec davantage d'intermédiaires, mais ces pratiques sont réservées à des techniciens et praticiens expérimentés, et sont déconseillées par le fabricant.
- pilier anatomique implantaire

→ Contre-indications:

Identiques à celles valables pour tous les systèmes tout céramique.

Ce matériau alliant la zircone, l'alumine et une phase vitreuse infiltrée présente des propriétés mécaniques remarquables permettant son utilisation dans les secteurs molaires. Cependant, le rendu esthétique étant limité, le choix de ce matériau pour la restauration des dents antérieures est déconseillé.

Le système InCeram® est donc, grâce à ses trois grandes déclinaisons (Alumina®, Spinell® et Zirconia®) un système polyvalent, pouvant répondre à un grand nombre d'indications cliniques, et possédant un recul clinique très important (sauf pour InCeram Zirconia®).

La précision d'adaptation, de l'ordre de 30µm, est excellente et permet une pérennité plus que satisfaisante.

Cependant, les résultats dans le temps sont très dépendants de la dextérité et de l'expérience du prothésiste et de praticien.

1.3.2.5. La céramique composite ATZ (57)

Pour les céramiques composites de type ATZ, la seule application dentaire est la zircone Nanozir® développée par Matsushita Electrical Works (devenue Panasonic en 2008) en collaboration avec l'université d'Osaka.

Cette zircone Nanozir a été élaborée en ajoutant à une matrice de zircone 10Ce-TZP, 30% en volume d'alumine.

Cette nanocéramique présente une résistance à la flexion et une ténacité élevées.

<u>Composition</u>	ZrO₂ + 30% Al₂O₃
Résistance à la flexion (en MPa)	1500
Ténacité (en MPa.m ⁻²)	18
Module de Young (en MPa)	245
Dureté (en GPa)	11,5

Tableau 9: Composition et propriétés mécaniques de la céramique ATZ Hint-Els Nanozir, selon Jacquot et coll (57).

1.3.3. Les vitrocéramiques ou céramiques injectées sous haute pression

1.3.3.1. Généralités

Le système IPS Empress®, lancé en 1991, fut l'un des premiers procédés de céramique pressée disponible en France. Connue pour avoir des propriétés optiques et de translucidités excellentes, cette céramique de type feldspathique renforcée par des cristaux de leucite était aussi dotée d'une faible résistance mécanique, de l'ordre de 117MPa.

Ivoclar, société propriétaire de la licence, développa par la suite la céramique Empress II®, conçue à base de disilicate de lithium (70% en volume de $\text{Li}_2\text{P}-2\text{SiO}_2$), aux capacités mécaniques renforcées, avec une résistance à la flexion d'environ 350MPa, soit trois fois plus que la première version d'Empress®.

La microstructure est dite de type matrice vitreuse avec phase cristalline dispersée car il s'agit de matériaux mis en forme à l'état de verre, subissant un traitement thermique de cristallisation contrôlée et partielle.

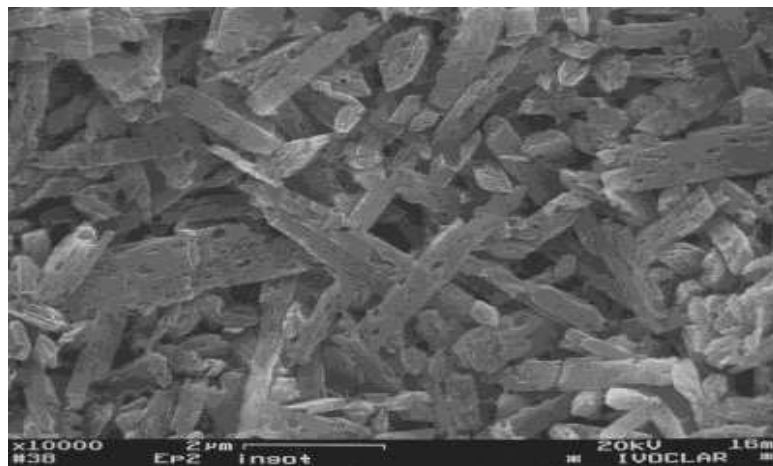


Illustration 34: Microstructure de l'Empress II® au microscope électronique, selon Holand (54).

Les cristaux mesurent de 0,5 à 4µm.

1.3.3.2. Procédé

La mise en œuvre est assez classique puisqu'elle fait appel à la technique de la cire perdue. L'armature est réalisée à la main, en cire, en respectant les impératifs de dimensions qui permettront à la future restauration d'être suffisamment résistante.

L'épaisseur minimale de la chape est de 0,8mm et les connexions de bridge d'au moins 4mm x 4mm, ce qui peut parfois poser quelques problèmes d'ordre esthétique.

La chape en cire est ensuite placée en revêtement et subit une montée en température régulière et progressive, atteignant 850°C et éliminant la cire.

Le lingotin est d'abord choisi en fonction de la teinte désirée, et est ensuite placé dans le conduit menant au moule puis le moule est poussé à 990°C pour une stratification et jusqu'à 1075°C pour une colorisation.

Dans le cas de confection de bridges, on effectuera une première cuisson dite de connexion à 800°C.

Après l'élaboration de la céramique cosmétique, le glaçage est effectué à 770°C.

Le temps de réalisation d'une prothèse de ce type est de 3 à 4 heures compte tenu de la grande part de travail manuel.

La composante esthétique de la couronne peut être réalisée par:

- maquillage de surface
- stratification (céramique IPS Eris®): cette nouvelle céramique de recouvrement lancée par Ivoclar permet d'améliorer le rendu esthétique. En effet, elle permet une nouvelle approche de la réalisation de la cosmétique par stratification car elle propose un panel de teintes élargi par rapport à la cosmétique préexistante. En plus des masses « Dentine », « incisal » et « transparent » déjà disponible viennent s'ajouter les masses « occlusal », « mamelon » et « opal effect ».

1.3.3.3. Céramique renforcée à la leucite

Ce type de céramique feldspathique est renforcé par des cristaux de leucite à hauteur de 40 à 50% pour le système Empress®. Les cristaux de leucite augmentent la solidité et la résistance à la fracture de la matrice vitreuse feldspathique.

Cette céramique permet la création de prothèses très translucides sous forme de blocs monolithiques.

Différents brevets existent pour ce type de céramique:

- le système Carrara Press® chez Elephant Dental
- le système Optec® de chez HSP
- le système Finesse All-Ceramic® chez Dentsply
- le système IPS Empress Esthetic® chez Ivoclar Vivadent

L'emploi de plus en plus prépondérant de l'informatique et de la CFAO a conduit les fabricants à commercialiser des blocs de céramiques renforcées à la leucite destinés à l'usinage: le système IPS Empress CAD®, G-Blank® chez Kavo Everest ou encore MarkII® chez Vita Zahnfabrik.

Composition:

Les composants essentiels des céramiques renforcées à la leucite sont:

- environ 50% de SiO_2
- Al_2O_3
- Na_2O
- K_2O
- CaO
- pigments

Un verre de silice $K_2O-Al_2O_3-SiO_2$ représente 60% en volume, la leucite constitue la majorité de la phase cristalline (40% en volume).

1.3.3.4. Céramique au di-silicate de lithium

1.3.3.4.1. Empress II® (10)

Composition, les proportions en pourcentage du volume sont:

- SiO_2 : 57-80
- Al_2O_3 : 0-5
- La_2O_3 : 0,1-6
- P_2O_5 : 0-11
- K_2O : 0-13
- Li_2O : 11-19
- ZnO : 0-8

L'armature EmpressII® est une vitrocéramique basée sur un système SiO_2-Li_2O avec un haut pourcentage de cristaux de di-silicate de lithium (plus de 60% en volume) et est composée d'une phase vitreuse et d'une phase cristalline, faite de cristaux allongés de di-silicate de lithium. La teneur en ces cristaux est de 70 +/- 5% en volume.

1.3.3.4.2. IPS e.max®

Deux techniques de mise en œuvre existent pour ce système: pressée et usinée.

La réalisation des infrastructures pressées est faite dans IPS e.max Press®, qui se présente sous forme de lingotins de di-silicate de lithium que l'on va presser (2 degrés d'opacité, 5 niveaux de saturation).

Les infrastructures usinées sont réalisées à partir de l'IPS e.max CAD® se présentant sous forme de blocs usinables de di-silicate de lithium. Après usinage du lingotin, la restauration subit une cristallisation, sans infiltration, à 850°C.

Le traitement thermique permet donc une cristallisation partielle de la céramique. L'apparition de ces cristaux va en modifier les propriétés mécaniques, optiques et dimensionnelles.

1.3.3.4.3. Propriétés

- Propriétés optiques:

Le traitement thermique de vitro-céramisation va, en permettant la formation de cristaux, modifier la translucidité de la céramique et l'opacifier.

- Propriétés mécaniques:

La porosité diminuant grâce au traitement, et l'apparition des cristaux ayant pour avantage une limitation de la propagation des fissures, la résistance mécanique peut être jusqu'à doublée.

Résistance à la flexion (en MPa)	300 - 400
Résistance à la fracture (en Mpa.m ⁻²)	2,8 - 4
Module d'élasticité (en GPa)	99
Coefficient de dilatation thermique (en $\mu\text{m.K}^{-1}$)	10,6

Tableau 10: Principales propriétés du disilicate de lithium, selon Jacquot et coll (57).

- Propriétés dimensionnelles:

Si la cristallisation améliore sensiblement les propriétés mécaniques du matériau, elle génère cependant un retrait, dont l'importance varie avec la proportion de cristaux néoformés. Cette variation volumique n'est pas sans conséquence, dans la mesure où la prothèse fixée dans son ensemble nécessite une précision extrême. Mais ce retrait est généralement compensé par l'utilisation de vernis espaceur.

1.3.3.4.4. Indications et contre-indications

→ Indications:

Les propriétés optiques de l'Empress II® sont améliorées par rapport à la première version. Un résultat hautement esthétique est alors recherché en approchant au maximum la translucidité naturelle de la dent, afin d'obtenir un rendu à l'œil humain le plus parfait possible.

Cependant, cette excellente translucidité contraint à limiter l'utilisation de cette céramique ayant des propriétés mécaniques faibles.

Les indications cliniques sont limitées à:

- facettes
- inlays, onlays
- couronnes unitaires
- bridges 3 éléments jusqu'à la 2^{ème} prémolaire

→ Les contre-indications

- faible épaisseur de préparation
- restauration sous-jacente métallique (inlay core)
- dent très dyschromiée

- contre-indications générales à l'utilisation des prothèses tout céramique (bruxisme, malocclusions sévères, ...)

Le système IPS Empress II® est donc un système aux qualités esthétiques exceptionnelles et reconnues, qui se voit aujourd'hui améliorée d'une nouvelle version: IPS e.max Ceram®, pour élargir encore son champ d'application clinique.

Ainsi, les vitro-céramiques à base de disilicate de lithium permettent l'obtention de résultats particulièrement esthétiques en secteur antérieur. Cependant, du fait de leur grande translucidité, leur utilisation sur un pilier coloré (inlay-core, dent dyschromiée) est déconseillée.

Les propriétés mécaniques de résistance restent moyennes, l'utilisation d'une telle restauration au delà de la seconde prémolaire est déconseillée.

1.4. Structure et propriétés de la céramique cosmétique

Le point faible de toutes les restaurations céramo-céramique demeure la céramique cosmétique dont les propriétés de résistances mécaniques sont faibles (70MPa de résistance en flexion).

1.4.1. Structure et composition (85)

Ces céramiques sont à base de silicium, d'aluminium et d'oxygène, auxquels sont ajoutés sodium, potassium, calcium dont les proportions vont faire varier les températures de fusion (augmentant avec le potassium, diminuant avec le sodium)

La nouvelle génération employée pour la confection de restaurations tout céramique comprend des matériaux renforcés par une haute teneur en leucite et voit leur coefficient de dilatation thermique augmenté permettant ainsi leur utilisation sans armature métallique.

Composition :

- Oxyde de silicium ou silice (SiO_2)

C'est le constituant principal de la matrice vitreuse de la céramique. On peut également le retrouver sous forme de cristaux de quartz en phase dispersées dans le verre.

- Oxyde d'aluminium ou alumine

Autre composant de la phase vitreuse, l'alumine ne dépasse cependant jamais les 10%. Elle est à l'origine de l'élévation de la température de ramollissement du verre, de l'augmentation de la tension superficielle, de la

résistance mécanique, de l'indice de réfraction et de la diminution de la solubilité hydrique.

En phase cristalline dispersée, l'alumine est à l'origine de la diminution de la translucidité du verre.

- Oxydes modificateurs:

✓ Principalement oxydes de cations alcalins monovalents tels l'oxyde de sodium (Na_2O), l'oxyde de potassium (K_2O), et plus rarement l'oxyde de lithium (Li_2O). Ils sont présents à hauteur de 10 à 17% en poids de la céramique et interviennent comme modificateurs de la composition et des propriétés de la matrice vitreuse.

✓ Oxydes mineurs:

L'oxyde de bore (B_2O_3) abaisse la viscosité et la tension superficielle du verre et est donc considéré comme un fondant.

Les oxydes de zirconium (ZrO_2), de titane (TiO_2) et d'étain (SnO_2) ont un rôle opacifiant. Ces oxydes sont peu solubles dans le verre. Ils ont un indice de réfraction élevé, et sont donc introduits dans les opaques sous forme de grains de tailles variables (1-10 μm).

Elles sont utilisées pour :

- ◆ La technique de barbotine sur die réfractaire
- ◆ La technique par pressage (Empress® et Empress II® de MIKRONA)
- ◆ L'usinage (Cerec® de SIRONA, Celay® d'IVOCLAR)
- ◆ La coulée (Dicor® de DENTSPLY)

1.4.2. Propriétés

- Transparence
- Aptitude à la coloration et à l'opalisation
- Résistance mécanique, physico-chimique et aux gradients thermiques
- Adhérence à de multiples supports différents
- Propriétés modulables par modification de composition

Les propriétés mécaniques des céramiques dépendent essentiellement de la présence de défauts, plus particulièrement les défauts de surface qui jouent le rôle de concentrateurs de stress quand la céramique est en service. Quand l'intensité du stress est plus grande que la résistance à la propagation de fracture, une fracture apparaît. La dureté/ténacité à la fracture (K_{Ic}) met en rapport la taille critique des défauts et la résistance à la fracture, celle-ci étant directement liée au taux d'énergie que le matériau peut absorber avant fracture.

Les céramiques cosmétiques présentent une résistance à la flexion d'environ 60MPa (17), à la compression de 500MPa et un module d'élasticité de 60GPa (85).

En général, les céramiques cosmétiques dentaires avancent des valeurs de K_{Ic} relativement faibles surtout lorsqu'elles sont comparées à celles des céramiques polycristallines. Ainsi, augmenter la résistance à la fracture est la clé permettant d'augmenter la durée de vie de la prothèse en bouche.

Plusieurs méthodes sont utilisées afin d'augmenter les propriétés mécaniques et de réduire la propagation rapide de fissures comme :

- ◆ L'addition de particules (second phase particule)
- ◆ Traitement thermique
- ◆ Renforcement chimique

1.4.3. Renforcement chimique : processus d'échange ionique

Cette méthode consiste à changer la composition chimique de la matrice vitreuse de la couche superficielle du matériau, la rendant différente du matériau en profondeur. Les ions sodium de $1,90\text{\AA}$ de diamètre seront échangés contre des ions potassium de $2,66\text{\AA}$ de diamètre. Il en résulte une augmentation de volume dans la couche modifiée et donc une compression bi-dimensionnelle. Des études ont montré que ces contraintes compressives permettent l'augmentation de la résistance à la flexion et de la ténacité à la fracture. Grâce à cette modification de surface, la fracture ne se propagera que lorsque les contraintes générées seront supérieures aux contraintes résiduelles induites par la couche compressive.

Les avantages de cette technique par rapport au traitement thermique sont une grande magnitude de compression de surface, pas de distorsion optique et la possibilité d'appliquer cette technique à une restauration fine avec une géométrie complexe.

De plus, la couche compressive n'est pas altérée dans un environnement humide. Ainsi, les propriétés mécaniques améliorées seront plus stables dans le temps. Cependant, il est important de noter que la profondeur d'échange est faible ($100\mu\text{m}$) et que l'efficacité de la méthode dépend du taux et de la mobilité des ions sodium présents dans le matériau.

Un inconvénient de cette technique est que celle-ci augmente l'énergie de fracture qui est libérée lors de la fracture ce qui conduit à un processus de fissures multiples (en branches). Aucune étude ne démontre que ces fragments multiples représentent un problème d'un point de vue clinique.

Une autre propriété qui est affectée par le processus d'échange ionique est la résistance du matériau à la « croissance lente des fissures » ou « slow crack growth » (SCG). La croissance lente des fissures est le résultat de la corrosion des

oxydes métalliques contenus dans la céramique par des molécules d'eau. Ce phénomène est responsable de la dégradation des propriétés mécaniques dans le temps.

Une étude de Rosa et al. (88) cherche à quantifier l'influence du renforcement chimique sur la résistance et la SCG d'une céramique feldspathique renforcée à la leucite dans une salive artificielle à 37°C.

La résistance apparaît augmenté de 126% passant de 60Mpa à 137Mpa cependant le module de Weibull décroît de 46% passant de 13,8 à 7,4. Ceci s'explique par une grande variabilité des résultats obtenus (de 89 à 161MPa).

De plus, considérant que la couche compressive a une épaisseur de 100µm, il est possible que les petits défauts soient totalement entourés de contraintes compressives mais que les défauts plus grands ne le soient pas totalement, d'où une variabilité des résultats.

Afin de diminuer cette variabilité, une méthode d'échange ionique en deux étapes a été proposée dans laquelle un deuxième processus d'échange est effectué en plaçant la restauration dans un bain contenant 30% de Na₂O et 70% de K₂O afin d'éliminer partiellement certain ion K⁺.

Il en résulte un schéma de contraintes différentes où celles-ci sont plus importantes à une distance donnée de la surface, agissant ainsi comme une barrière à la propagation des fissures. Le schéma ci-dessous met en évidence ces différences de contraintes pour diverses techniques d'échange ionique :

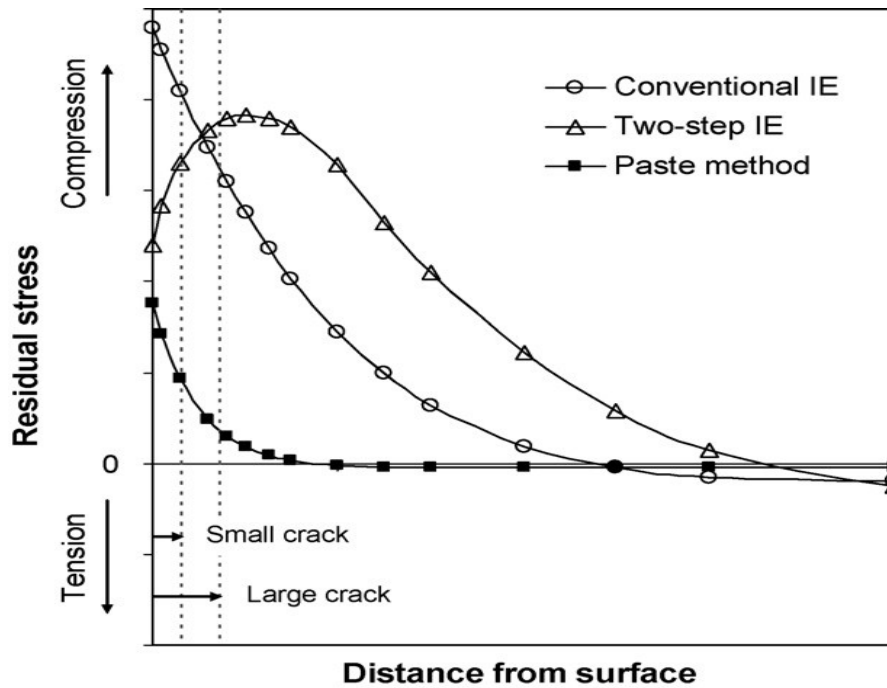


Illustration 35: Représentation des contraintes résiduelles dans la structure après différents traitements de renforcement chimique, selon Rosa et coll (88).

La SCG est, elle, diminuée de 50% confirmant la diminution de la dégradation liée au temps grâce au traitement chimique. La dégradation de la résistance apparaît plus élevée dans le temps dans le cas du groupe témoin.

La résistance à la flexion évaluée à 10ans est de 90,4 MPa pour les céramiques ayant subies le traitement chimique et de 31,1 MPa pour le groupe témoin.

En se basant sur les résultats de cette étude, on peut conclure que le traitement ionique décrit ci-dessus augmente la résistance de la céramique feldspathique renforcée en leucite, diminue la croissance lente des fissures et la dégradation de la résistance dans le temps.

1.5. Description des modes de mise en forme

1.5.1. La technique de la barbotine

Le principe de ce procédé est de monter la céramique couche par couche, manuellement : la poudre de base est mélangée avec de l'eau et mise en forme pour la cuisson. Plusieurs cuissons sont donc nécessaires pour obtenir la forme de la reconstitution souhaitée. Lors de l'élévation de température, la structure des particules se modifie et forme alors la phase vitreuse, matrice de verre, qui contient la phase cristalline.

Au niveau des limites cervicales, on pourra utiliser une céramique incolore, afin de laisser paraître la teinte de la dent sous-jacente pour un résultat plus naturel.

1.5.2. La céramique coulée ou injectée à basse température

La première étape consiste en la conception d'une forme de la reconstitution en cire qui sera mise en moufle pour procéder à la coulée de la céramique afin d'obtenir la pièce prothétique.

Le matériau est injecté dans le moule sous pression à 180°C. Un frittage secondaire à 1315°C de la pièce coulée à l'état vitreux viendra conférer au matériau ses propriétés mécaniques finales grâce à la céramisation. Puis y sera adjointe une céramique feldspathique classique.

Le procédé Dicor de Dentsply utilisait cette méthode mais n'a plus cours aujourd'hui.

1.5.3. La céramique pressée ou injectée à haute température

La conception préalable d'une pièce en cire munie de tiges de coulée est également nécessaire. La coulée se fait dans un four particulier sous pression hydrostatique à partir de plots en vitrocéramique pré-céramisés de teinte adaptée.

Ex : Empress et Empress II de MIKRONA.

1.5.4. La conception / Fabrication Assistée par Ordinateur (CAO/FAO)

1.5.4.1. Généralités

Dans un but d'optimisation des performances et de la précision, l'ensemble des nouveaux systèmes disponibles sur le marché font la part belle à l'outil informatique.

Il existe deux objectifs dans les voies de développement de ces procédés:

- Réalisation de coiffes prothétiques et /ou inlay/onlay en un seul rendez-vous
- Travail sur des matériaux impossibles à utiliser selon les méthodes classiques de réalisation prothétique (zircone)

L'intérêt de l'informatique dans la réalisation de prothèses fixées tient dans le fait que:

- Il est possible d'obtenir une prothèse aux meilleures propriétés mécaniques, plus uniforme dans sa structure microscopique, en utilisant des blocs de céramiques parfaitement denses.
- Il est possible d'obtenir une armature parfaitement homogène dans son épaisseur, régulière, pour un meilleur résultat mécanique et esthétique.
- Il sera possible de réduire les coûts de production, grâce à la réduction du nombre d'étapes cliniques et de laboratoire, ainsi que par l'aspect robotisé de la méthode, réduisant la participation humaine.
- Cette technique élimine le risque d'erreur lié au prothésiste.

1.5.4.2. Etapes de réalisation

La réalisation des prothèses céramo-céramiques se fait selon trois étapes majeures:

1. Empreinte optique - saisie des données
2. Conception informatique - design de la prothèse
3. Usinage

1.5.4.2.1. Empreinte optique

Deux techniques principales se font concurrence ayant chacune leurs inconvénients et leurs avantages.

◆ Au cabinet dentaire :

Une empreinte optique est prise par ordinateur. Elle permet de connaître les limites de la reconstitution à partir d'un modèle en plâtre ou directement en bouche. C'est le principe Cerec®.

Cette méthode possède l'avantage non négligeable d'éliminer toutes difficultés inhérentes à la prise d'empreinte classique (tirage, hétérogénéité du mélange, déformation,...)

Cependant, la prise d'empreinte peut présenter des difficultés car le scanner en bouche oblige le patient à rester parfaitement immobile. La précision du scanner étant de moins de 10 μm , le moindre mouvement du patient peut provoquer certaines imperfections dans le relevé des données.

◆ Au laboratoire :

Les nouveaux procédés type Procera® réalisent une empreinte numérique avec un scanner à partir d'un modèle en plâtre. L'image issue du scanner est une réplique de la préparation et sera peaufinée grâce à un logiciel.

Il est fort judicieux de numériser le modèle antagoniste et la cire d'occlusion pour améliorer la précision du relevé et simuler une mise en articulateur.

Différents moyens de capture des données:

- Systèmes de saisie par palpeur mécanique

Le palpeur va venir en contact de l'ensemble de la surface de la préparation pour relever près de 30 000 points et transmettre ces informations à l'unité informatique. Il faut s'assurer de la fiabilité de la fixation du maître-modèle afin de ne pas fausser le relevé du palpeur.

Le système Procera® est doté d'un palpeur mécanique à pointe de saphir qui permet une précision d'environ 0,5 μm .

Le principal défaut des systèmes de capture vient de l'incapacité de celui-ci à atteindre les reliefs profonds, créant à l'image un lissage artificiel qui sera

préjudiciable à l'exactitude de la retranscription informatique des données. Une grande précision dans la préparation est donc de mise.

- Systèmes de saisie optique:

Plus rapide et plus précis que les palpeurs, les systèmes de saisie optique retranscrivent la déformation d'un rayon lumineux projeté sur l'objet à mesurer. Il existe plusieurs types de saisie optique:

- Triangulation: plusieurs caméras vont relever les données et en faire une synthèse. Plus il y a de caméra, plus le rendu 3D sera amélioré.
- Projection d'un point lumineux: La déformation d'un point lumineux qui balaye la surface de l'objet est enregistrée et analysée pour chaque point.
- Projection d'une ligne lumineuse: la ligne lumineuse est une série de points enregistrés par le capteur, rendant le scannage plus rapide.
- Masque projeté ou système d'interférométrie optique: une séquence de quatre masques (succession de lignes blanches et noires projetées sur le modèle) suffit à numériser l'ensemble de l'objet.

1.5.4.2.2. Conception informatique

Les données relevées par le système d'enregistrement du moignon sont analysées et retranscrites par l'ordinateur, qui va donner une reconstruction tridimensionnelle du moignon. A ce stade, il est possible de vérifier si la préparation n'a pas d'éventuels défauts de parallélisme ou de contre-dépouille.

Le prothésiste crée alors virtuellement la restauration prothétique, infrastructure ou couronne complète, selon le matériau utilisé, avant de transférer les informations au centre d'usinage. Si certains systèmes proposent une

conception automatisée par ordinateur, tous donnent la possibilité au prothésiste de modifier cette structure, selon sa volonté, celle du praticien et l'indication clinique.

L'ordinateur possède une banque de donnée spécifique du matériau, et une banque de données définie par les réglages et préférences du praticien. Le prothésiste peut ainsi obtenir une préforme de la morphologie de la prothèse et y contrôler l'homothétie de la chape. Plusieurs systèmes proposent une mise à jour de la banque de données pour faciliter la conception automatique.

Dans le cas de réalisation de bridges, le logiciel calcule la position idéale des intermédiaires, afin que la prothèse soit fonctionnelle, sans gêner le contrôle de plaque et tout en respectant les impératifs propre à ceux-ci. Le prothésiste garde le loisir de modifier cette position.

Si le matériau utilisé est la zircone pré-frittée, c'est à ce niveau que la maquette virtuelle est surdimensionnée, en prévision de la contraction volumique lors du frittage final.

1.5.4.2.3. Usinage

Le centre d'usinage reçoit ses ordres de l'unité de conception où a été réalisée la maquette virtuelle. L'usinage peut être associé au reste du système:

- au cabinet: Cerec®
- au laboratoire: Lava®, Digident®
- délocalisé: Procera®

L'outillage de conception relié au système informatique va usiner un bloc de céramique préfabriqué pour réaliser la prothèse telle qu'elle a été conçue avec l'ordinateur qui commande une machine-outil perfectionnée pour la réalisation de

la pièce prothétique (à partir de plots préfabriqués). Une cuisson de 1600 à 1900°C est nécessaire pour conférer la résistance finale à la pièce prothétique.

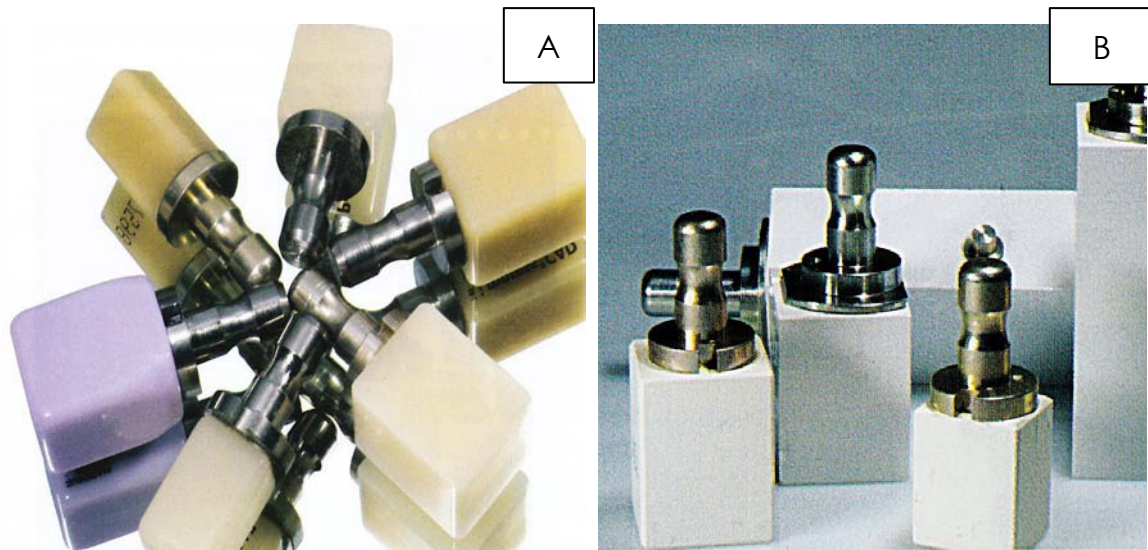


Illustration 36: Exemple de blocs de céramiques feldspathiques ou vitrocéramiques(A)

puis de céramiques polycristallines (B)

Les matériaux utilisés ayant de très hautes propriétés mécaniques, le taux d'usure des fraises d'usinage est très important, et à l'origine d'un surcoût non négligeable. L'unité de fabrication est dotée dans la plupart des cas de contrôleurs d'usure, ajustant la durée de travail des fraises, pour garantir une précision de l'ordre d'une dizaine de microns et donc un résultat identique et reproductible à chaque réalisation.

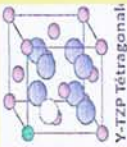
Tout l'intérêt des céramiques pré-frittées se retrouve à cette étape puisque le matériau n'a pas encore toutes ses propriétés mécaniques. Les fraises travaillent un bloc de céramique moins dense, plus friable et donc usant moins l'outillage d'usinage.

Un frittage secondaire viendra alors donner à la prothèse ses propriétés mécaniques définitives, au prix d'une rétraction volumique de 20 à 30%. La pose de la céramique cosmétique sera réalisée ultérieurement.

Il existe également des procédés « par addition », contrastant avec les systèmes « par soustraction » décrit ci-dessus. L'intérêt majeur de ces méthodes est une économie évidente de matériau. En effet, les systèmes « par soustraction » entraînent jusqu'à 90% d'élimination et donc de perte du bloc céramique. Le système Wolceram® est l'exemple le plus connu de création par addition (électrophorèse).

D'autres systèmes, comme Procera®, combinent « addition » et « soustraction »

Un programme de conception dirige ensuite les bras d'une machine-outil pour le fraisage d'un cube de céramique industrielle jusqu'à l'obtention de la pièce prothétique prête à sceller en bouche.

	Composant principal	Exemple commercial	Composition	Propriétés mécaniques			Stabilité de phase	Mode de mise en forme
Céramiques polycristallines	Alumine 	ProCeram AllCeram	Oxyde d'aluminium Al_2O_3 à 99,5% Pigments 0,5%	Résistance à la flexion (en MPa)	Résistance à la fracture (en Mpa.m-2)	Coef de dilatation thermique (en $\mu m.K^{-1}$)	L'alumine ne présente aucune transformation de phase possible. Sa structure est stable.	Usinage par CFAO
	Zircone 		Oxyde de zirconium ZrO_2 Stabilisants: • Yttrium Y_2O_3 à 3-4 mole % • Cérium CeO_2 à 10-12 mole %	800-1200	10	10,5	3 formes allotropiques de la zircone: monoclinique (m), quadratique (t) et cubique (c). La transformation de la phase t-m confère au matériau deux propriétés essentielles: • le renforcement par transformation de phase • la dégradation à basse température	Usinage par CFAO du matériau: • totalement fritté HIP • pré-fritté CIP
Céramiques à matrice cristalline infiltrée de verre	Alumine	InCeram	Oxyde d'aluminium Al_2O_3 à 90% Verre d'aluminosilicate de lanthanum	600	4,5	7,2-7,6	Stable.	Barbotine ou CFAO
	Zircone	InCeram Zirconia	ZrO_2 stabilisé au CeO_2 à 12 mole % Al_2O_3 30 % en volume Verre d'aluminosilicate de lanthanum	800	4,6	7,8	Les grains de zircone sont stabilisés par la présence d'une phase vitreuse, limitant la propagation des fissures.	Barbotine ou CFAO
Vitro-céramiques	Disilicate de lithium	Empress II, IPSe.max	Oxyde de silicium SiO_2 à 57-80% en volume Oxyde de lithium Li_2O à 11-19% en volume	400	4	10,6	Stable	Pressée à chaud ou CFA
Céramiques cosmétiques		VM7, VM9, IPSeris	SiO_2 à 80% en volume Al_2O_3 à <10% en volume Na_2O , K_2O , Li_2O de 10 à 17% en volume	60	-	Variable	Stable.	Barbotine, pressée ou Cerec

2.

Origine et
propagation des fissures
dans les matériaux
céramiques

Différents traits de fracture peuvent être observés dans les restaurations céramo-céramiques. En effet, l'origine de la fissure peut être occlusale dans la zone d'application des forces masticatoires mais également interfaciale ou au niveau de l'intrados à la perpendiculaire de ces mêmes forces occlusales.

De plus, le chemin de fissure et le mode de propagation seront différents selon la nature et la composition du matériau céramique.

Ainsi, l'étude de l'origine et du trajet du trait de fracture tient toute son importance afin de déterminer les facteurs permettant ou limitant la propagation de la fissure le long de l'interface céramo-céramique.

2.1. Mécanique de rupture fragile (84)

2.1.1. Définitions :

La rupture d'un matériau peut intervenir brutalement presque sans déformation préalable pour les matériaux fragiles tandis qu'elle n'intervient qu'après une étape de grande déformation permanente pour les matériaux ductiles. Dans le contexte de la rupture fragile, le matériau demeure essentiellement élastique lorsqu'une fissure se propage, la zone plastique restant confinée au voisinage de la pointe de la fissure.

On distingue généralement deux modes de rupture :

1. **La rupture brutale** : la sollicitation croissante d'une pièce comportant une fissure se traduit d'abord par un écartement progressif des lèvres du défaut puis, lorsque la contrainte appliquée atteint une valeur critique, la fissure s'allonge et va conduire brutalement à la rupture de la pièce.

2. **La rupture par fatigue** : la sollicitation est une fonction du temps ou du nombre de cycles. La taille de la fissure augmente progressivement et lorsque le chargement critique est atteint, la pièce rompt brutalement. Ce mécanisme de fatigue par croissance de la taille du défaut produit une rupture brutale différée.

2.1.2. Mécanique de fracture

Dans le cadre de la mécanique de fracture, le critère de propagation résulte d'un bilan entre énergie potentielle et énergie de rupture. Mais l'énergie potentielle disponible pour propager la fracture est alors d'origine élastique : le matériau est déformé élastiquement par l'application externe d'une contrainte, et cette énergie élastique est relâchée par la propagation de la fracture (qui rompt la continuité du matériau).

Les céramiques dentaires sont incapables d'absorber un taux important d'énergie élastique, elles se fracturent sans ou très peu de déformation plastique. La résistance du matériau à la propagation d'une fissure est une des mesures de la capacité du matériau à absorber l'énergie de déformation élastique, elle est donc dépendante de la composition de la céramique.

Le facteur d'intensité de contraintes dépend du mode de chargement de la structure et de la longueur de la fissure.

2.1.3. Propagation interfaciale :

On considère une fissure interfaciale située à la jonction de deux matériaux élastiques isotropes possédant des caractéristiques élastiques différentes. Cette fissure est supposée se propager le long de l'interface lorsque celle-ci possède une ténacité inférieure à chacun des matériaux.

Dans le cas d'une fissure se dirigeant vers l'interface, on constate que la fissure est « attirée » par un matériau plus souple mais « repoussée » par un matériau plus rigide.

On peut aussi envisager que la concentration de contraintes induite par la fissure principale provoque une décohésion interfaciale avant que la pointe de la fissure atteignent l'interface.

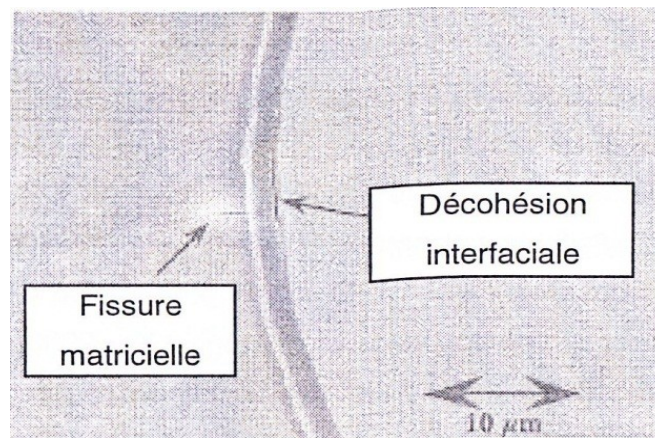


Illustration 37: Exemple de décohésion interfaciale, selon Poitou (84).

Ces résultats expérimentaux suggèrent que le mécanisme de déviation d'une fissure par une interface inclut deux étapes :

- la nucléation d'une décohésion à l'interface puis
- la jonction de ces deux fissures pour aboutir à la configuration déviée.

De la même façon, on peut supposer que le mécanisme de pénétration résulte de la nucléation (ou amorçage) d'une fissure dans le second matériau puis la jonction entre les fissures principales et secondaires.

La compétition entre pénétration et déviation à l'interface fait ainsi intervenir l'amorçage d'une fissure secondaire au voisinage de la concentration de contraintes induite par une fissure principale.

L'amorçage a lieu lorsque la contrainte principale maximale en fond de fissure est supérieure à la contrainte critique du matériau.

Pendant la phase de propagation, l'énergie de décohésion est égale à la ténacité du matériau.

L'amorçage d'une fissure à l'interface d'un bimatériau fragile se fait sous l'effet d'une concentration de contraintes. On suppose qu'une fissure principale est présente dans l'une des couches et qu'elle se propage vers l'interface. Le champ de contraintes dans le bimatériau se trouve modifié et lorsque la fissure se trouve suffisamment proche de l'interface, plusieurs mécanismes de fissuration illustrés ci-dessous sont susceptibles de se produire :

- Propagation de la fissure principale vers l'interface
- Amorçage d'une fissure dans le second matériau en amont de la fissure principale
- Amorçage d'une décohésion interfaciale en amont de la fissure principale

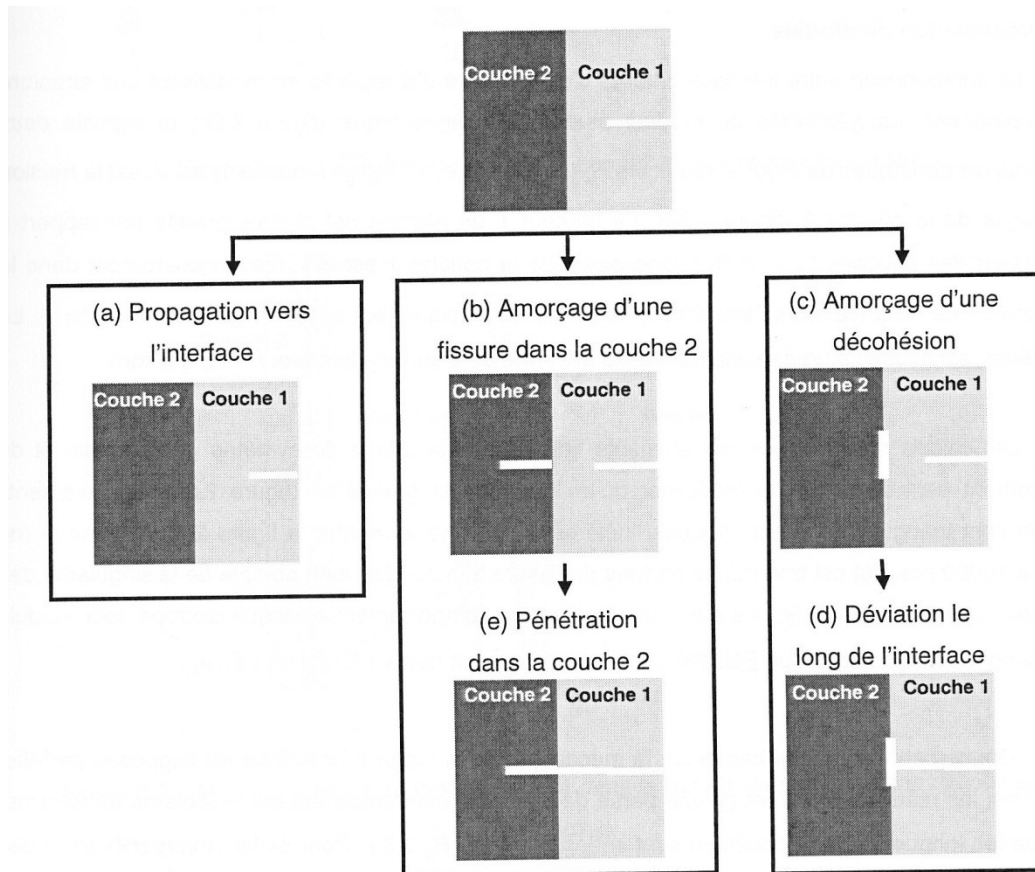


Illustration 38: Comportement de la fissure face à l'interface de deux matériaux, selon Poitou (84).

L'amorçage d'une décohésion interfaciale (b) ou d'une fissure dans le second matériau (c) conduit ensuite à la configuration d'une déviation (d) ou d'une pénétration (e) à l'interface.

2.2. Moyens d'étude

2.2.1. Les différents tests de rupture

2.2.1.1. Vickers

La surface d'un échantillon est polie jusqu'à l'obtention d'une surface miroir, puis elle est indentée avec un indenteur Vickers. La connaissance du module de Young (Pa), de la charge sur l'indenteur (N), de la dureté du matériau (Pa) et de la longueur des fissures permettra de calculer K_{IC} ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$).

La mesure de dureté Vickers se fait avec une pointe pyramidale normalisée en diamant de base carrée et d'angle au sommet entre faces égal à 136° . L'empreinte a donc la forme d'un carré ; on mesure les deux diagonales d_1 et d_2 de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur d en effectuant la moyenne de d_1 et d_2 . C'est d qui sera utilisé pour le calcul de la dureté. La force et la durée de l'appui sont également normalisées.

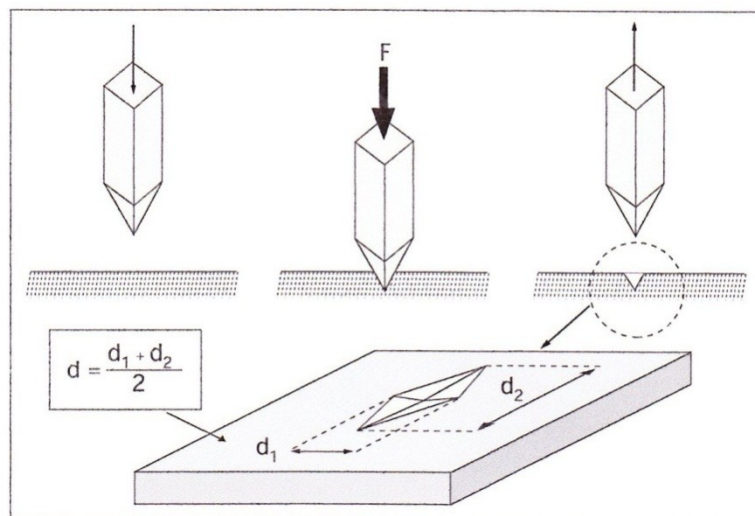


Illustration 39: Principe du test de Vickers.

Lorsqu'un indenteur Vickers est appliqué à la surface d'un matériau céramique avec une charge suffisamment élevée, il se crée un système de trois types de fissures :

- Fissure médiane : elle s'étend en profondeur pendant le chargement sous l'action d'un champ élastique.
- Fissure radiale : elle s'étend en surface à partir des angles de l'indenteur et se développe sous l'action des contraintes résiduelles.
- Fissure latérale : elle provient également de l'action des contraintes résiduelles. Ces fissures se développent presque parallèlement à la surface et sont responsables de l'écaillage de l'échantillon.

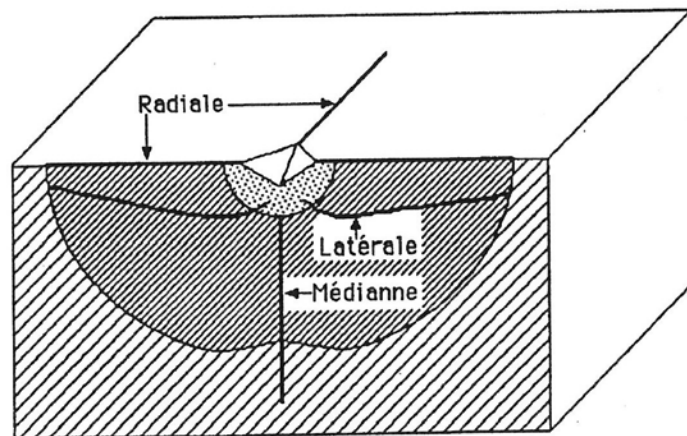


Illustration 40: Trois types de fissures provoquées par un test d'indentation Vickers, selon El Attaoui (31).

2.2.1.2. Knoop

Le pénétrateur en diamant est de forme pyramidale à base rectangulaire avec un angle de $172^{\circ}30'$ entre deux faces opposées et 130° pour les deux autres

faces. Le pénétrateur laisse une empreinte dont la taille est comprise entre 0,01 et 0,1 mm.

2.2.1.3. Hertz

En 1882, Hertz décrit les champs de contraintes produits par l'application, à la surface d'un matériau fragile, d'un indenteur sphérique. Il démontre alors expérimentalement qu'un matériau fragile soumis à une pression P par un indenteur sphérique de rayon r développe des fissures caractéristiques de forme conique.

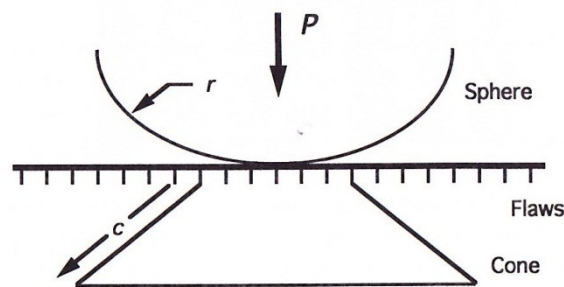


Illustration 41: Principe du test de Hertz

Lors de l'application de la force via l'indenteur, une zone soumise à d'importantes contraintes de tension se développe à la périphérie de la zone de contact de l'indenteur. C'est au niveau de cette zone que naît, à partir des défauts de surface, une fissure sphérique qui va se propager en profondeur formant ainsi une fissure conique de Hertz.

Ces fissures coniques de Hertz sont stables dans le sens où leur croissance requiert une pression appliquée plus importante. Face à une application répétitives des forces, la surface de contact avec l'indenteur augmente, plaçant alors les premières fissures coniques dans une zone de compression pure, les

rendant inactives. De nouvelles fissures coniques peuvent alors apparaître dans la nouvelle zone de tension.

De plus, l'état de surface de la céramique sous l'indenteur peut se détériorer créant alors les conditions du test de Vickers permettant la formation de fissures médianes et/ou latérale droite.

La pression critique P à appliquer par l'indenteur afin de donner naissance à une fissure conique est proportionnel au rayon de l'indenteur r , selon la loi de Auerbach. Cependant, l'indenteur de rayon inférieur à 1mm crée des champs de contraintes semblable à ceux des tests Vickers.

2.2.1.4. Flexion 3 points

Elle permet de déterminer la résistance mécanique à la rupture pour des échantillons soumis à des contraintes de flexion.

L'essai de flexion 3 points permet de solliciter en flexion une éprouvette reposant sur 2 appuis en appliquant une charge à équidistance des 2 appuis.

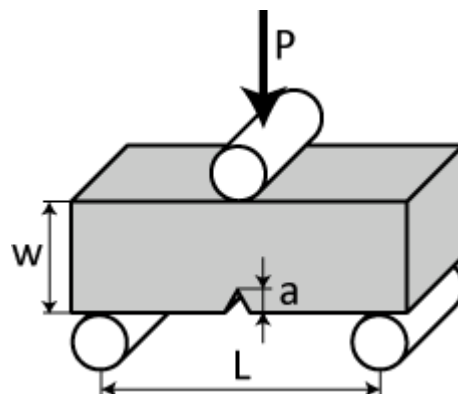


Illustration 42: Principe de la flexion 3 points

2.2.1.5. Flexion 4 points

L'essai de flexion 4 points permet de solliciter en flexion une éprouvette reposant sur 2 appuis en appliquant une charge égale en 2 points symétriques par rapport au point médian entre ces 2 appuis.

Un défaut pourra être introduit avant le test de flexion par un indenteur Vickers.

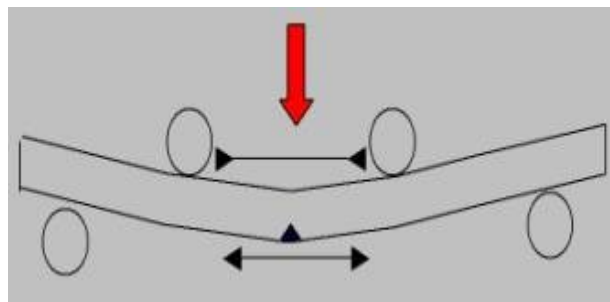


Illustration 43: Principe de la flexion 4 points

2.2.2. Fractographie (93)

2.2.2.1. Description

La fractographie est l'étude de la surface fracturée de la restauration céramique. En effet, la surface fracturée de la céramique livre de nombreux secrets quant à l'origine de la fissure, sa direction et son déroulement jusqu'à son aboutissement en fracture.

L'examen de cette surface met en évidence de nombreux indices permettant de retracer le parcours de la fissure :

- **Ligne d'arrêt** : est une ligne bien définie produite lorsque la fissure s'arrête puis reprend. Ces lignes d'arrêt sont donc de bons indicateurs de la direction de propagation de la fissure. De plus, l'origine de la fissure se situe toujours du côté de la face concave de la première ligne d'arrêt.
- **Hackle** : est une ligne indiquant la direction de la fissure. Elles séparent différents plans de fissures mais sont toujours parallèles entre elles. Elles sont visibles quand la vitesse de propagation de la fissure est importante.
- **Wake Hackle** : Lorsque le plan de fissure traverse un défaut de structure, il laisse une ligne de sillage depuis le défaut dans le sens de propagation de la fissure. Cette ligne de sillage marque un plan de fissure différent prenant naissance au niveau du pore. Ce type de ligne est un excellent indicateur de la direction de propagation de la fissure.

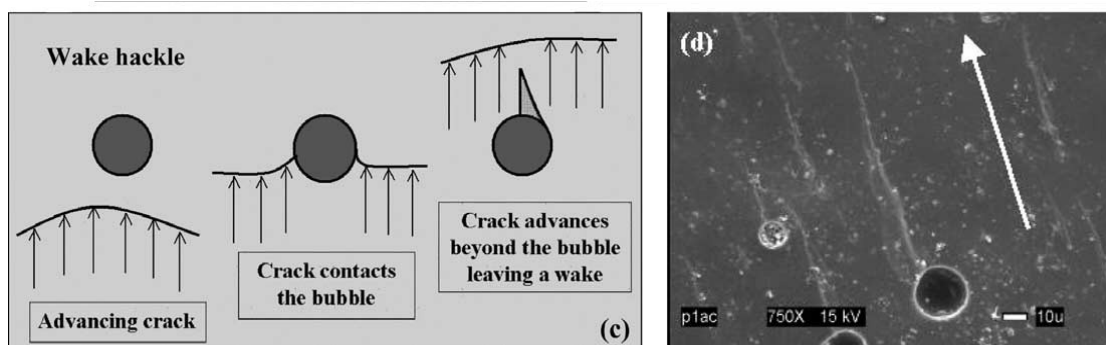


Illustration 44: Mécanisme de formation des lignes de sillage et détermination du sens de propagation de la fissure, selon Quinn et coll (86).

- **Courbe de compression** : Lorsque la fissure arrive à l'extrémité du matériau, elle marque une courbe dans toute sa largeur, jusqu'à provoquer la fracture.

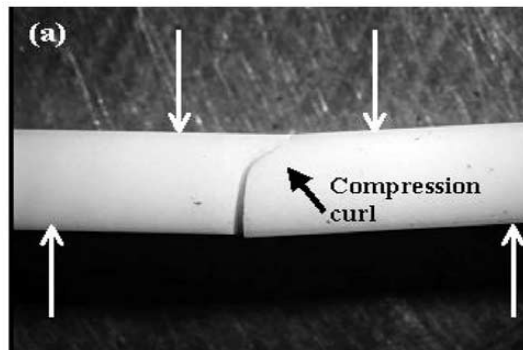


Illustration 45: Formation d'une courbe de compression en fin de course de la fissure, selon Quinn et coll (86).

- **Fissures coniques** : Elles sont le résultat de forces exercées par une surface sphérique (non pointue) sur une surface relativement plane de céramique. Ces fissures coniques se produisent sur la face occlusale de la restauration en lieu et place des contacts masticatoires antagonistes. Elles sont parfois dénommées fissures hertziennes.

La fractographie a été utilisée en médecine dentaire pour déterminer la ténacité (K_{Ic}), la contrainte critique (σ_c) ou la longueur critique (a) de la fissure au niveau de matériaux céramiques. L'équation universelle de $K_{Ic} = Y \sigma \sqrt{a}$ permet, ainsi, de déterminer une inconnue (par exemple la contrainte de rupture) lorsqu'on connaît les autres.

2.2.2.2. Exemple d'analyse fractographique (93)

Cette analyse fractographique est effectuée sur une restauration tout céramique Procera AllCeram®, recouverte d'une fine couche d'or et observé au microscope électronique.

La figure 1 est la photographie de la restauration en milieu buccal montrant la fracture du point de contact mésial.

La figure 2 affiche la face occlusale de la restauration à faible agrandissement ($\times 10$). Celle-ci présente d'importantes facettes d'usure souvent causées par des habitudes parafunctionnelles anormales ou bruxisme.

La zone délimitée par le rectangle met en évidence une courbe de compression présente à l'extrémité terminale de la fissure, en regard du point de contact.

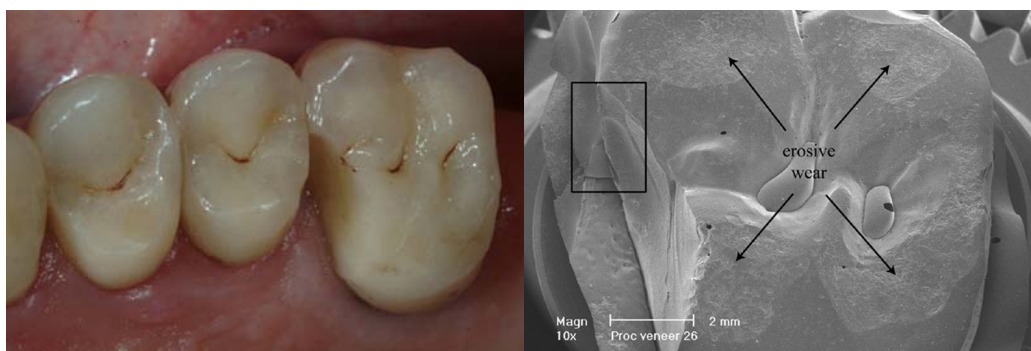


Illustration 46: Figure 1 ($\times 10$)

Illustration 47: Figure 2 ($\times 10$)

Les figures 3 et 4 montrent plus précisément la surface fracturée, à un agrandissement $\times 15$ et $\times 127$ respectivement. On y observe alors plusieurs lignes d'arrêt majeures. Comme décrit ci-dessus, ces lignes marquent un arrêt de la propagation de la fissure puis une reprise. L'origine de la fissure se trouve du côté de la face concave de la première ligne d'arrêt.

La face occlusale de la cuspidé palatine (fig 4) présente deux zones de dommages en forme de cratère de 300µm de diamètre. Ces cratères sont identifiés comme étant à l'origine du processus de fracture.

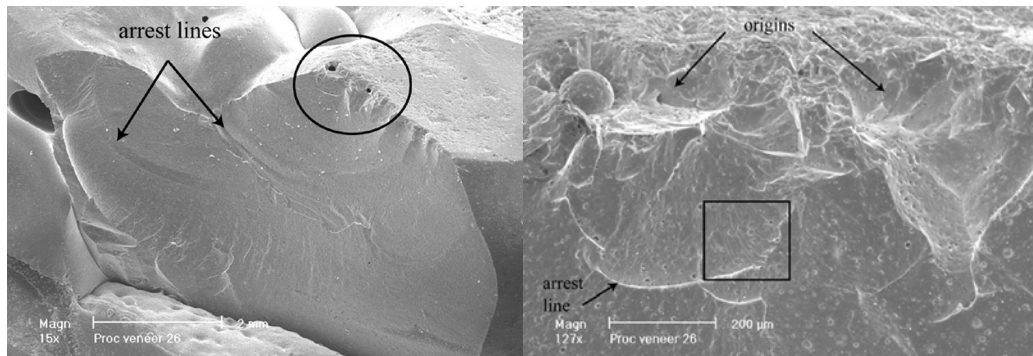


Illustration 48: Figure 3 (x15)

Illustration 49: Figure 4 (x127)

La figure 5 est un agrandissement ($\times 1029$) de la surface montrant de nombreuses lignes de sillage (wake hackle) émanant des imperfections dans la céramique cosmétique (AllCeram). Elles nous indiquent donc que le front de fissure se propage d'en haut à gauche vers en bas à droite sur la figure 5, c'est-à-dire en direction occluso-apicale vers la limite gingivale de la restauration.

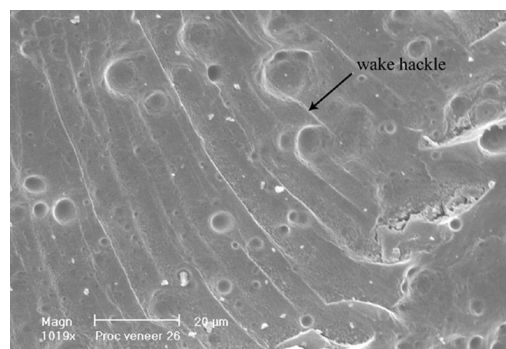


Illustration 50: Figure 5 (x1029)

La figure 6 est un résumé du processus de fracture. Celle-ci prend donc naissance sur la face occlusale de la cuspidé palatine (entouré sur la photo), se

propage en direction apicale comme indiqué par les flèches jusqu'à la limite marginale en bas et jusqu'à la courbe de compression en regard du point de contact latéralement.

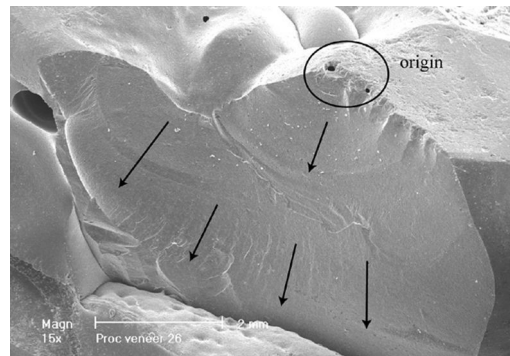


Illustration 51: Figure 6

2.2.3. Finite Element Analysis ou Méthode des Éléments Finis

La FEA consiste en un modèle informatique d'un matériau qui est soumis à des contraintes et analyse la répercussion de ces contraintes dans le matériau. Cette méthode est utilisée afin de produire le design de nouveaux produits et d'améliorer les produits existants. Dans le cas où la structure est défaillante, la FEA peut être utilisée afin de déterminer les modifications du design nécessaires à la survie de la structure.

Il existe deux types d'analyses utilisées dans l'industrie :

- Analyse bi-dimensionnelle : elle reste simple et peut être effectuée sur un ordinateur relativement basique mais les résultats seront moins précis.
- Analyse tri-dimensionnelle : elle produit des résultats plus précis mais nécessite du matériel informatique très puissant.

Quelques soit le type d'analyse, le programmeur peut insérer de nombreux algorithmes (fonctions) différents. Selon la fonction enregistrée, le système aura un comportement linéaire ou non-linéaire. Les systèmes linéaires sont bien moins complexes et ne tiennent généralement pas compte de la déformation plastique alors que les systèmes non-linéaires intègrent cette dernière dans leurs calculs.

Grâce à la FEA, on peut alors observer que l'essentiel des contraintes de tension, lors d'un test de hertz avec une sphère en carbure de tungstène de 3,18mm de rayon et une pression de 500N, se trouvent développées à l'interface de la céramique cosmétique et de la céramique d'infrastructure, sur le versant cosmétique (58). Le maximum de tension se situe directement à la perpendiculaire de la sphère, proche de l'interface, laissant ainsi une zone de compression (de tension nulle) directement sous la zone d'application des forces.

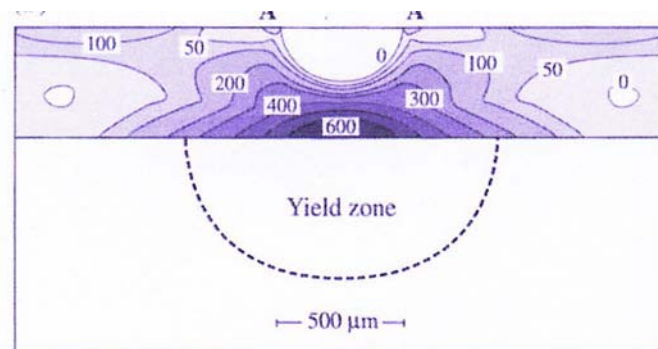


Illustration 52: Schématisation de la formation de contraintes dans la vitrocéramique par l'application d'une force occlusale, selon Jung et coll (58).

En conclusion, ces différents moyens d'étude des matériaux vont permettre, lors des recherches scientifiques, de tester les propriétés mécaniques, mais également de mettre en évidence les contraintes créées par l'application d'une force occlusale.

Après fracture de la pièce prothétique, l'analyse fractographique permet de retracer l'historique de la fracture, depuis le point d'origine de la fissure, jusqu'à la séparation des deux versants.

2.3. Origine de la fissure/fracture

Dans les matériaux fragiles comme les céramiques, les fissures naissent d'une discontinuité du matériau comme une lacune ou un défaut, agissant en tant que concentrateur de stress. Sous une certaine valeur critique, la fissure s'initie au niveau de ces sites et se propage, laissant des marques caractéristiques sur la surface fracturée.

Les restaurations dentaires sont soumises à des forces intermittentes pendant la mastication pouvant atteindre de 200 à 800 N. Lorsque des forces de cette magnitude sont appliquées à une petite aire de contact, d'importants stress sont générés et chaque stress peut créer une déformation dans le matériau.

En général, les fractures des restaurations à multi-couches débutent dans leur composant le plus fragile. Dans le cas de restaurations avec une infrastructure dense et résistante vernie d'une porcelaine moins résistante, la fracture prend

naissance dans la céramique cosmétique ou à l'interface. La fragilité des restaurations céramo-céramique réside donc dans la céramique cosmétique ou dans la force de liaison à l'interface.

2.3.1. Origine occlusale

2.3.1.1. Description

Le contact occlusal de la restauration prothétique tout céramique avec son antagoniste est de type bi-axial. En effet, à la compression doit être ajouté un mouvement latéral simulant le cycle masticatoire.

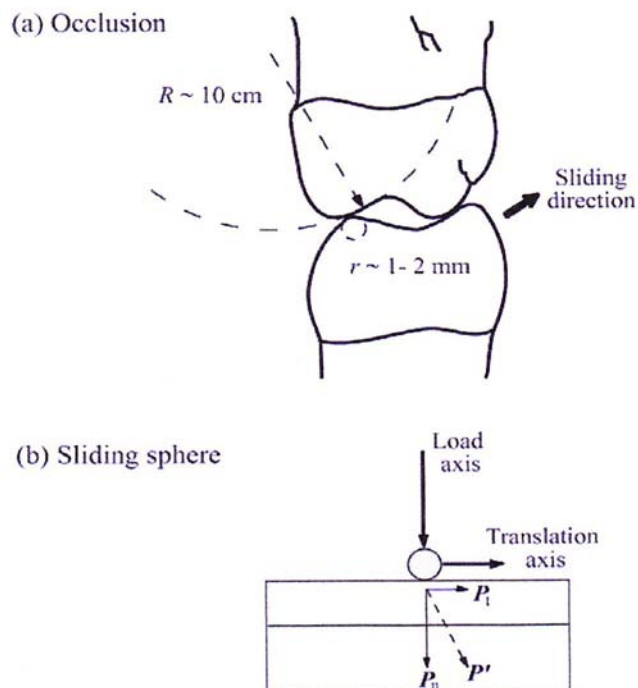


Illustration 53: Représentation schématique des forces mises en jeu lors d'un contact occlusal au cours d'un cycle masticatoire, selon Kim et coll (64).

Les matériaux fragiles, auxquels sont appliqués des forces occlusales, sont sujet à des fissures ayant une forme conique appelées fissures coniques de Hertz ainsi qu'à des fissures pénétrantes médianes.

2.3.1.1.1. Fissures coniques internes et externes

Les fissures coniques peuvent être détaillées théoriquement en deux types :

- Les fissures externes : elles sont les premières à apparaître et se propagent peu profondément, à faible vitesse. L'angle formé par la fissure avec la surface est égal à environ $22^\circ \pm 5^\circ$.
- Les fissures internes : elles n'apparaissent qu'à partir d'une certaine charge ou après des charges répétitives mais se propagent plus rapidement et plus profondément selon un angle de $55^\circ \pm 15^\circ$.

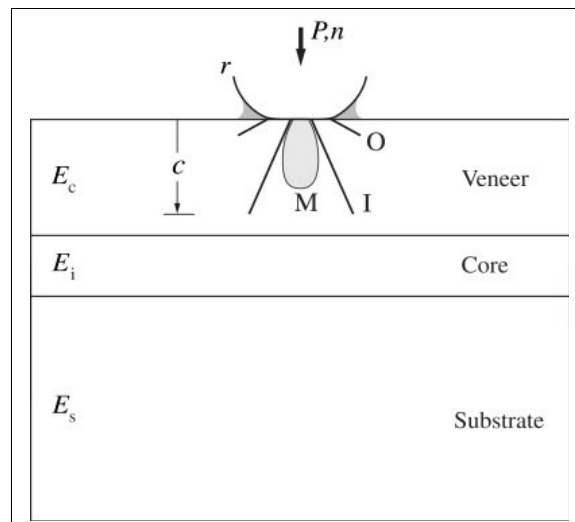


Illustration 54: Développement de fissures coniques externes et internes.

Cependant, les valeurs affichées ci-dessus sont exactes dans le cas où la charge appliquée est verticale, ce qui n'est pas le cas en bouche. Lors du cycle masticatoire, la restauration subit des contacts de compression qui se translatent sur la face occlusale le long de l'aire de contact. Les fissures hertziennes sont alors partielles, ouvertes dans le sens du mouvement.

D'autres fissures, qui ne se localisent pas sous les forces appliquées, sont observées très rapidement (avant la formation des fissures pénétrantes) mais ne se propagent pas profondément dans la couche de céramique cosmétique

2.3.1.1.2. Fissures pénétrantes médianes

Les fissures coniques internes donnent naissance aux fissures pénétrantes par leur propagation en profondeur, alors que les fissures externes sont inoffensives.

En effet, après l'initiation des fissures coniques de Hertz, seules leurs composantes internes sont soumises au phénomène d'ouverture de la fissure sous pression hydraulique (Ce phénomène est développé au chapitre 2.4.4.2.) ce qui provoque leur propagation.

Ces fissures pénétrantes sont capables de provoquer la fracture catastrophique de la restauration. En effet, lorsque la force augmente, la fissure se propage et approche l'interface avec un angle aigu.

Lorsque la fissure arrive à proximité de l'interface, celle-ci se continue dans une zone de moindres difficultés de progression, dans le cas présent, le long de l'interface. Cette excursion latérale résulte en une délamination de la céramique cosmétique.

L'examen au microscope électronique montre que la fracture est une combinaison d'éclat ou chipping de la céramique cosmétique et de délamination à l'interface des céramiques.

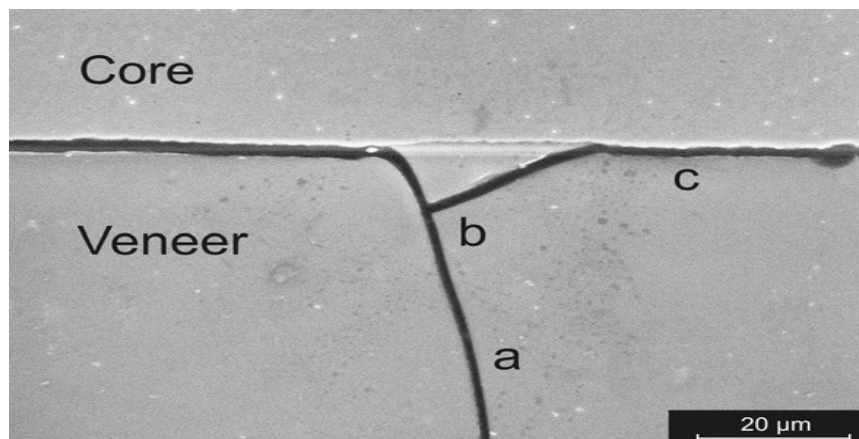


Illustration 55: Image de microscopie électronique montrant la propagation d'une fissure en direction de l'interface (a), bifurcation à proximité de l'interface (b) et propagation le long de l'interface (c), selon Gostemeyer (43).

Selon une étude de Aboushelib et coll (8), la majorité des restaurations unitaires à infrastructure zircone se fracturent par l'initiation et la propagation de fissures coniques depuis la surface occlusale jusqu'à l'interface.

2.3.1.2. Facteurs modifiants

2.3.1.2.1. La composition et la microstructure de la céramique cosmétique (32)

Comme décrit précédemment, les céramiques cosmétiques recouvrant les infrastructures présentent différentes proportions de phase vitreuse et de phase cristalline afin d'améliorer leurs propriétés physiques et mécaniques. Ces multiples phases vont réagir d'une manière différente à la fatigue et peuvent avoir un effet sur l'initiation et la propagation d'une fissure.

Dans cette étude de Etman (32), trois types de céramiques cosmétiques sont soumises à des tests de fatigue. L'étude porte sur le développement des microfissures de surface et de subsurface pour chacun de ces trois matériaux et révèle que celles-ci sont dépendantes du type de matériau céramique.

2.3.1.2.1.1. Céramique feldspathique

La céramique feldspathique se compose d'une matrice vitreuse homogène contenant une distribution uniforme de structures sphériques de taille moyenne de $5\mu\text{m}$: quelques gros cristaux et des pores ou bulles. Les fissures de surface apparaissent intergranulaires et transgranulaires et ont une profondeur de 8 à $10\mu\text{m}$ après 5 000 cycles simulant la mastication et de 30 à $35\mu\text{m}$ après 80 000 cycles.

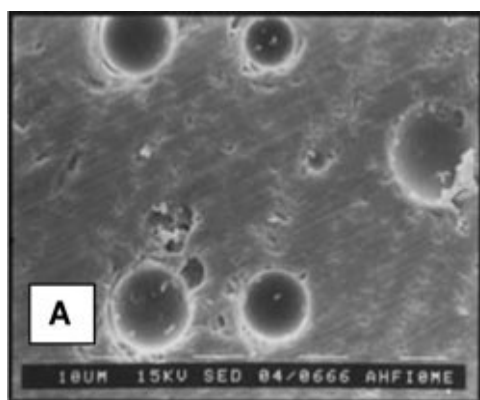


Illustration 56: Structure de la surface de céramique feldspathique, selon Etman (32).

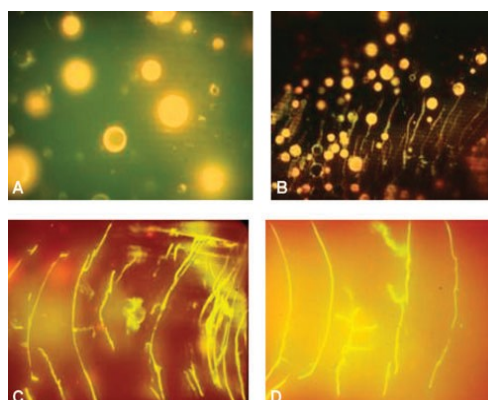


Illustration 57: Mise en évidence de porosités et de fissures à $5\mu\text{m}$ de la surface (A) jusqu'à $25\mu\text{m}$ de la surface (D), selon Etman (32).

Au microscope électronique, il est décelable que certains cristaux sont fissurés mais ces fissures ne s'étendent pas dans la matrice vitreuse. Dans d'autres

cas, la fissure se propage depuis la matrice vitreuse jusqu'à puis à travers de gros grains cristallins.

La matrice étant constituée en grande partie de phase vitreuse, la résistance à la propagation des fissures peut être altérée par la présence de porosités, de bulles et par la densité du matériau. Tous ces facteurs peuvent être contrôlés par la technique de mise en œuvre.

La présence de nombreuses lacunes ou bulles est préjudiciable à la résistance à la fracture de la céramique feldspathique car il a été observé, à la périphérie des bulles, des microfissures. Ces dernières seraient causées par une concentration de contraintes dans les bulles et pourraient provoquer la fracture de la céramique.

Une autre théorie avance qu'une bulle peut provoquer l'arrêt d'une fissure. En effet, la fissure arrivant jusqu'à la bulle aura besoin d'énergie supplémentaire pour la traverser à cause d'un champ de contraintes englobant la lacune. Cette théorie est valable pour une certaine taille et distribution des bulles mais met en évidence une interaction entre les fissures et les lacunes.

2.3.1.2.1.2. Céramique renforcée à la leucite

Cette céramique présente également des fissures de surface semi-circulaires, parallèles entre elles et perpendiculaires à la force appliquée. Elles s'étendent sur 20 à 30µm de profondeur après 5 000 cycles et sur environ 40µm après 80 000 cycles (valeur max 70µm).

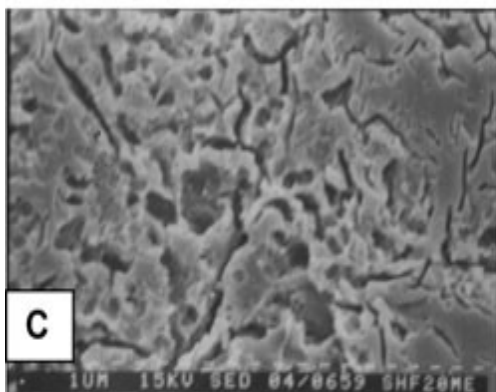


Illustration 58: Structure de la surface de céramique renforcée à la leucite, selon Etman (32).

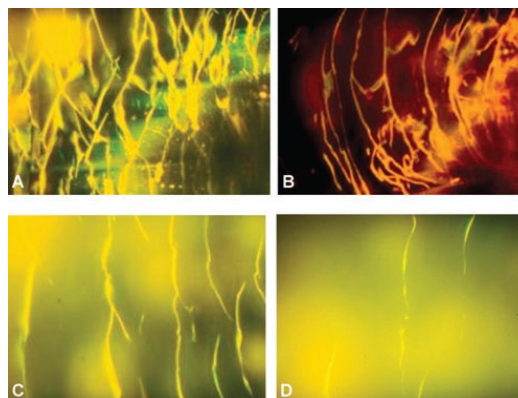


Illustration 59: Mise en évidence de la présence de fissures sous la surface (A) jusqu'à 20μm (D), selon Etman (32).

Sa structure à haute teneur cristalline empêche ni la formation ni la propagation des fissures alors que l'inclusion de cristaux de leucite devrait renforcer la résistance à la fracture (par rapport à de la céramique feldspathique pure). Ce phénomène peut être expliqué par une discordance des coefficients de dilatation thermique de la phase cristalline et de la phase vitreuse. Ainsi, l'inclusion de gros cristaux de leucite peut avoir une corrélation directe avec la formation de fissures. L'inclusion de plus petits grains pourrait avoir un effet bénéfique sur la résistance à la propagation des fissures.

La présence, au SEM, de microfissures autour des inclusions de cristaux de leucite semble montrer une différence de contraction entre la phase vitreuse et la phase cristalline. Ce phénomène est probablement dû à une différence de coefficient de dilatation thermique entre les deux phases et/ou à une transformation de la phase cubique à la phase tétragonale des cristaux de leucite. Si ce raisonnement était juste, ces microfissures auraient pu être observées à la surface des échantillons, ce qui n'a pas été le cas.

Ces microfissures peuvent se développer à la périphérie de cristaux de leucite individuel mais seulement lorsque la taille de celui-ci est importante. Ces

microfissures combinées à une distribution non uniforme de la phase cristalline peuvent grandement restreindre les propriétés mécaniques du matériau car elles augmentent la taille des défauts qui peuvent provoquer la naissance d'une nouvelle fissure et augmenter le risque de fracture catastrophique. Ces défauts dépendent de la taille des particules de leucite de départ et de la distribution de la phase cristalline dans la céramique.

La résistance à la propagation des fissures peut également être influencée par la densité du matériau et sa porosité.

Malgré que les fissures s'étendent plus en profondeur, la céramique renforcée à la leucite présente moins de cas de fracture catastrophique dans cette étude.

2.3.1.2.1.3. Disilicate de lithium

Ce matériau a été mis en œuvre selon la technique de la pressée à chaud. La céramique à base de disilicate de lithium ne présente aucune microfissure de surface contrairement aux deux précédentes. Ceci est certainement dû à sa phase cristalline qui empêche la propagation des fissures et sa technique de mise en œuvre qui augmente sa densité.

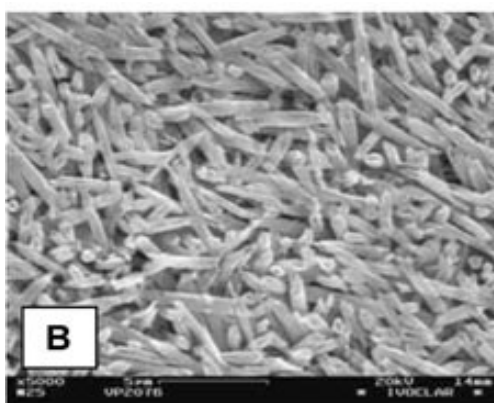


Illustration 60: Structure de la surface du di-silicate de lithium, selon Etman (32).

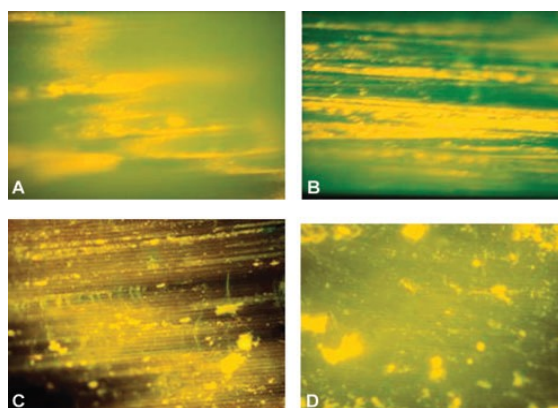


Illustration 61: Mise en évidence de l'absence de microfissure dans ce matériau, selon Etman (32).

2.3.1.2.2. Etat de surface de la céramique cosmétique

Il a été démontré que l'état de surface de la céramique joue un rôle important dans la naissance des fissures (63). En effet, comme le montre le graphique ci-dessous, une surface soigneusement polie résistera mieux à d'importantes charges occlusales qu'une surface présentant des irrégularités, des « griffures ».

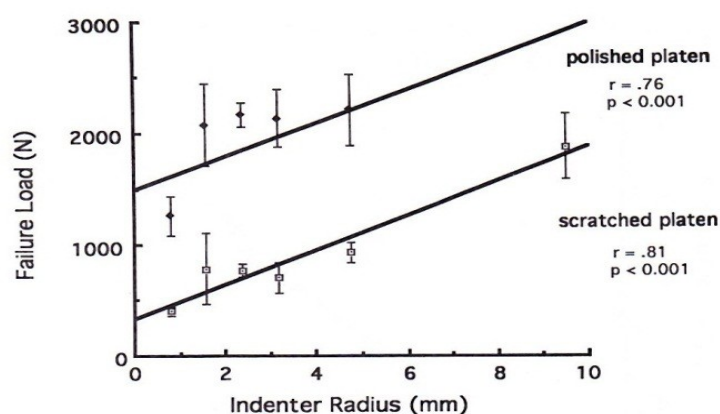


Illustration 62: Graphique mettant en relation le diamètre de l'indenteur, l'état de surface de l'échantillon et la force appliquée à la fracture, selon (63)

Dans le cas d'une céramique glacée, la couche de glaçage de 30 à 50µm après 5 000 cycles d'un test de fatigue présente de nombreuses lignes de fissures de surface (32). Après un nombre de cycle plus important, la couche de glaçage est éliminée laissant apparaître une céramique sans fissure. Les fissures du glaçage n'ont pas de corrélation avec la céramique sous-jacente.

2.3.1.2.3. Taille du contact occlusal

Dans cette étude de Yi et Kelly (108), un échantillon de céramique Vita MarkII® d'1mm d'épaisseur est soumis à une force appliquée grâce à un piston de taille variable (1mm, 2mm et 3mm). La céramique se fracture à 343N lorsqu'elle est soumise au piston de 1mm de diamètre alors qu'elle résiste jusqu'à 522N sous un piston de 3mm de diamètre.

Le graphique ci-dessous est issu de la FEA et représente la répartition des contraintes dans l'intrados au moment de la fracture. On observe alors que la céramique soumise au piston de 1mm subie des contraintes de flexion de 152MPa localisée dans une zone très réduite à la verticale de la force appliquée. Au contraire, la céramique soumise au piston de 3mm bénéficie d'une distribution des forces de flexion sur environ 4mm.

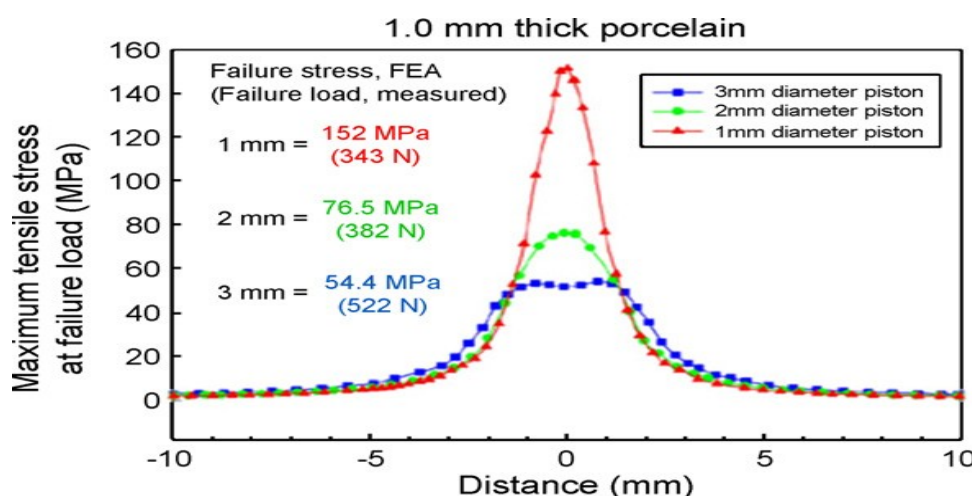


Illustration 63: Variation des contraintes de flexion à l'interface selon le diamètre de l'indenteur, selon Yi et Kelly (108).

Ainsi, plus la surface de contact avec l'élément antagoniste est grande, moins la céramique sera soumise à des forces de tension importantes.

2.3.1.2.4. Angulation de la cuspidé (65)

Cette étude cherche à mettre en évidence l'influence du degré d'angulation de la cuspidé travaillante sur la naissance et la propagation de la fissure. Pour cela, deux méthodes de mesure de la résistance à la fatigue sont utilisées.

La première, axial fatigue loading, permet l'application d'une force répétitive perpendiculaire à l'échantillon :

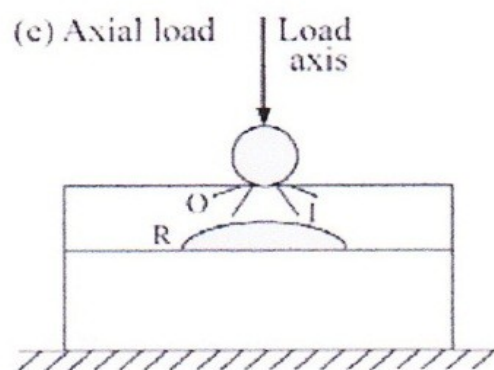


Illustration 64: Application d'une force perpendiculaire à l'échantillon, selon Kim et coll (65)

La seconde, off-axis fatigue loading, permet l'application de cette même force répétitive mais avec une inclinaison de 30° par rapport à l'horizontal :

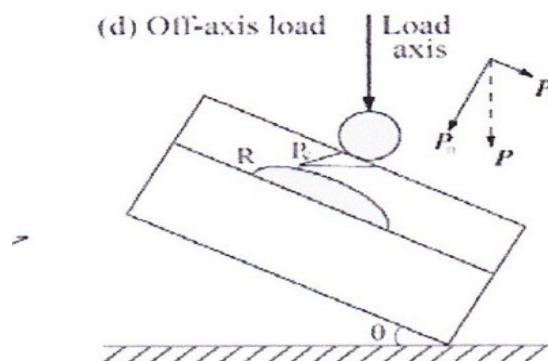


Illustration 65: Application d'une force inclinée de 30° par rapport à l'horizontal, selon Kim et coll (65).

Pour chaque méthode sont étudiées les conséquences d'application de la force sur la surface occlusale (fissures coniques) et sur l'intrados de l'échantillon (fissures radiales).

Lorsque la force est appliquée perpendiculairement (a), la face occlusale présente deux cônes visibles. Le cône externe se propage en premier avec un angle de $22\pm 5^\circ$, le cône interne se propage de la surface occlusal vers l'interface avec un angle de $55\pm 15^\circ$, à une vitesse relativement rapide.

Vu de dessus, la fissure conique se décrit par des cercles concentriques complet centré sur la zone d'application des forces.

Lorsque la force est appliquée avec un angle de 30° (b), la fissure sera de forme conique partielle avec un angle de $52\pm 10^\circ$. Vu du dessus, on observe des cercles incomplets ouverts dans le sens d'application de la force.

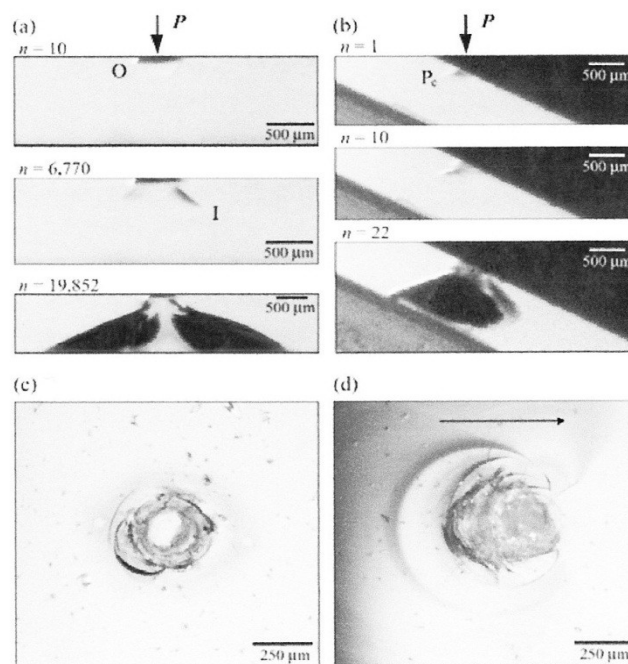


Illustration 66: Evolution des fissures coniques soumises à une force perpendiculaire (a) et non perpendiculaire (b), selon Kim et coll (65).

Dans les deux méthodes, l'intrados de l'échantillon présente des fissures radiales :

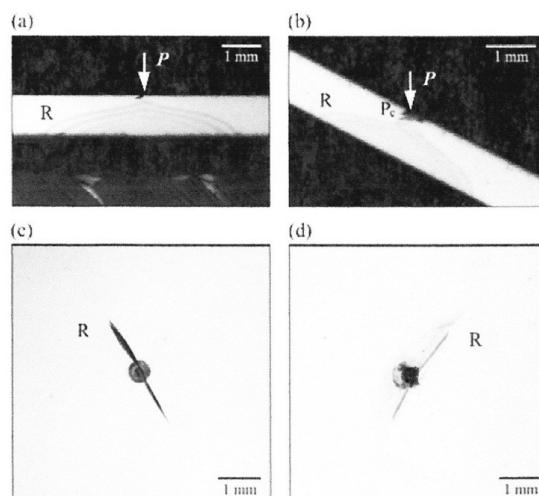


Illustration 67: Vue des fissures radiales se développant sur l'intrados, selon Kim et coll (65).

Dans le but de comparer les deux méthodes, les auteurs ont réalisé deux graphiques prenant en compte la résistance à la fatigue du matériau :

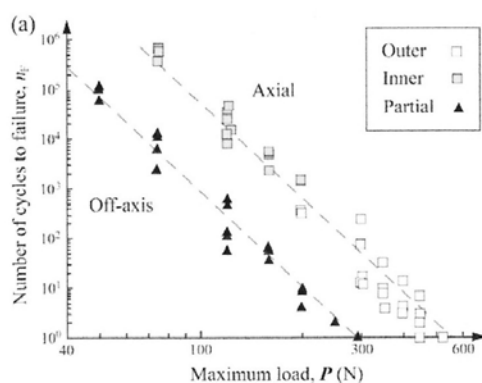


Illustration 68: Nombre de cycles avant fracture selon la valeur et l'inclinaison de la force appliquée, sur la face occlusale, selon Kim et coll (65).

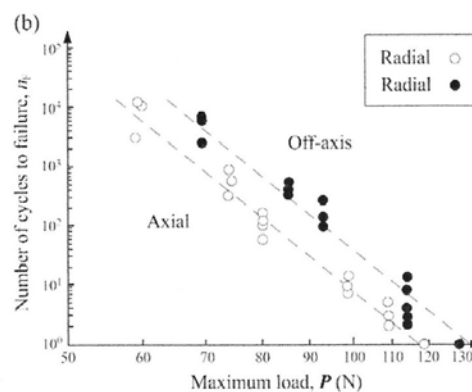


Illustration 69: Nombre de cycles avant fracture selon la valeur et l'inclinaison de la force appliquée, sur l'intrados, selon Kim et coll (65).

Il peut alors être conclu que la méthode d'application des forces sur un plan incliné à 30° est plus délétère au niveau de la face occlusale mais l'est moins sur l'intrados de la restauration.

Cette étude montre que l'angulation de la cuspide travaillante a un effet double sur l'évolution des dommages. En effet, un grand angle augmente la propagation des fissures coniques en direction de l'interface mais prévient les fractures radiales débutant dans l'intrados.

Il est à noter que, dans cette étude, les fissures naissant dans l'intrados provoquent des fractures catastrophiques de la restauration alors que les cônes d'origine occlusale provoquent des éclats de céramique cosmétique. Cependant, ces dernières permettent l'entrée d'éléments extérieurs.

2.3.1.2.5. Influence du matériau d'infrastructure

2.3.1.2.5.1. Selon le matériau

Une étude, menée par Santana et coll (92), met à jour l'influence de l'infrastructure sur le développement de fissures d'origine occlusale dans la céramique cosmétique.

Ainsi, dans le groupe à infrastructure zircone, les grosses fissures pénétrantes, provoquées par un indenteur, se propagent jusqu'à l'interface sans provoquer de fracture catastrophique ni de dommage de l'infrastructure. Cependant, elles permettent une voie d'entrée pour les éléments extérieurs et diminuent la durée de vie de la restauration.

Dans le groupe à infrastructure alumineuse, les grosses fissures pénétrantes se propagent plus rapidement et plus profondément. Cette propagation plus

rapide est surement assistée par l'initiation d'une fissure de flexion sur l'intrados de la chape ou par des contraintes résiduelles due à la mauvaise concordance des coefficients de dilatation thermique.

Les échantillons à infrastructure alumineuse développent des grosses fissures pénétrantes pour une force appliquée plus faible (175N) et moins de cycles (50K) que les infrastructures en zircone.

2.3.1.2.5.2. Selon son épaisseur

Dans une étude de Jung et coll. (58), un test de Hertz est effectué sur des échantillons d'alumine vernis de céramique. L'épaisseur de céramique varie de 1000 μ m à 110 μ m alors que la pression exercée est de 500N et reste fixe. On observe alors que plus la couche de céramique est réduite, moins les fissures coniques sont profondes. Ils sentent la couche d'alumine plus résistante en dessous. Cette observation explique le nécessaire soutien de la céramique cosmétique par un matériau d'infrastructure suffisamment rigide.

Le mode de fracture dominant est la formation de fissures coniques dans la céramique cosmétique par des fissures externes (de Hertz) pour des forces appliquées importantes et par des fissures internes (augmentées par le phénomène hydraulique) pour des forces appliquées plus faibles.

La fracture peut se produire lorsque l'une des fissures internes se propagent jusqu'à l'interface.

2.3.2. Au niveau des zones de faiblesse: les interfaces

De nombreux auteurs, dont Yi et Kelly (108) et Aboushelib et coll (8), montrent que des fissures apparaissent dans l'intrados et à l'interface infrastructure-céramique. Ces fissures sont toujours liées à l'application d'une force occlusale.

L'intensité des contraintes de tension dans l'intrados et à l'interface chape-cosmétique est liée :

- A la force appliquée
- A la surface sur laquelle cette force est appliquée, la taille du contact
- Au ratio du module d'élasticité de l'infrastructure et de la céramique cosmétique

Dans tous les systèmes tout-céramique, l'infrastructure soutient la céramique et, avec l'aide d'un haut module d'élasticité (350 GPa), les contraintes de tension sont transférées à la surface interne de cette infrastructure expliquant alors la fissure de la chape alumineuse, mais également la possibilité de fissure dans la céramique cosmétique depuis l'interface.

Ces fissures débutent exactement à la perpendiculaire de la surface de contact occlusale et se propage le long de cette même perpendiculaire selon Santana et coll (92).

Aboushelib et coll (8) comptent 1 restauration unitaire sur 19 se fracturant depuis l'intrados. L'examen au microscope de ce dernier met en évidence l'origine de la fissure:

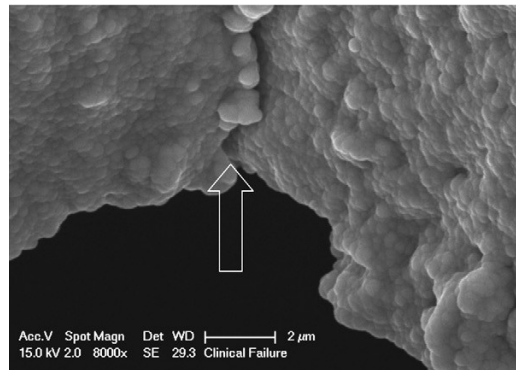


Illustration 70: Image de microscopie électronique (x8000) illustrant l'origine d'une fissure radiale, dans l'intrados d'une restauration à infrastructure zircone, selon Aboushelib et coll (8).

La fissure peut, également, prendre naissance au niveau de l'interface dans le cas où les coefficients de dilatation thermique des deux céramiques utilisées ne sont pas compatibles. La fissure initiale se développe à l'interface zircone-céramique provoquant sa propagation le long de cette interface. Puis une fissure radiale prend naissance sur la surface en tension avant de provoquer la fracture de la céramique cosmétique.

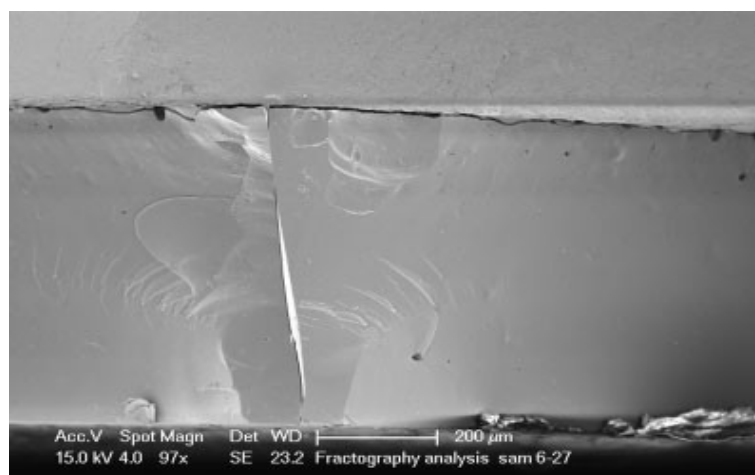


Illustration 71: Photo au microscope électronique de l'interface zircone-céramique présentant une décohésion interfaciale et une fissure radiale dans la céramique cosmétique (en bas).

Selon Aboushelib et coll (8), 6 restaurations unitaires sur 19 se fracturent depuis l'interface.

Ainsi, la naissance de fissures radiales est toujours liée à l'application d'une force occlusale provoquant des contraintes de flexion au niveau des interfaces. La chape en zircone, grâce à ses excellentes propriétés mécaniques, peut prévenir la flexion de la céramique cosmétique entraînant ainsi une meilleure résistance à la fracture.

2.3.3. Connexions de bridge

2.3.3.1. Description

Dans le cas de restaurations prothétiques étendues à 3 dents ou plus, la répartition des contraintes est différente. En effet, les connexions sont soumises à des contraintes de tension sur leur face gingivale due à l'application d'une force occlusale et à des contraintes de compression sur leur face occlusale. Le maximum de ces contraintes est retrouvé au centre des connexions sur leur face gingivale ou légèrement lingualé.

Ces contraintes de tension ont été mises en évidence grâce à la FEA :

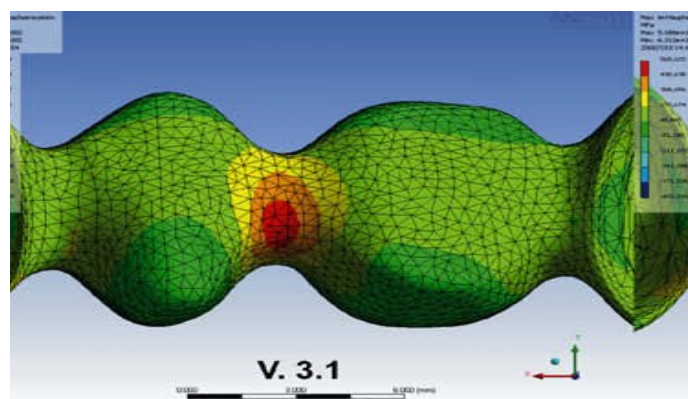


Illustration 72: Image FEA de la face gingivale d'un bridge mettant en évidence les contraintes de tension maximums au niveau de la connexion, selon Dittmer et coll (30).

Différents mode de fracture ont été rencontrés et dépendent de :

- La dimension de la connexion
- L'épaisseur des matériaux
- Le module d'élasticité
- La dureté
- La présence de défauts

2.3.3.2. Origine de la fissure

2.3.3.2.1. Sur la face gingivale de la connexion

Le site originel de la fissure dans l'embrasure gingivale est à 67% au centre dans le plan bucco-lingual et à 53% au niveau du pilier dans le plan mésio-distal, selon Oh et coll (78).

De plus, la fissure peut:

- Débuter dans la céramique cosmétique, face gingivale
- Débuter à l'interface

La fissure responsable de la fracture peut, en effet, prendre naissance à l'interface infrastructure - céramique cosmétique sur la portion gingivale de la connexion.

En effet, une étude menée sur des bridges 3 éléments en InCeram Alumina® révèle que 75% de ces derniers se fracturent de cette façon. Les 25%

restant se fracturent après propagation d'une fissure prenant naissance sur la surface gingivale de la céramique cosmétique (77).

Cette grande proportion de fractures débutantes à l'interface céramique cosmétique – infrastructure est du à :

- L'interface est soumise à d'importantes contraintes de tension
- L'interface est une source abondante de défauts structuraux.
- Les contraintes les plus importantes se développent dans l'infrastructure proche de l'interface, toujours sur la portion gingivale de la connexion.

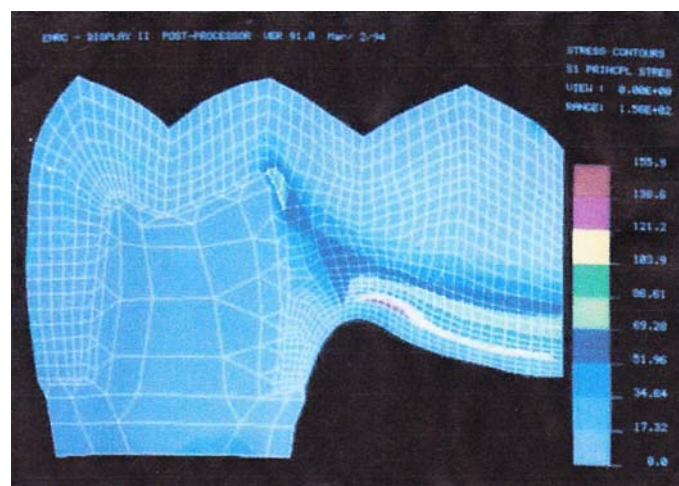


Illustration 73: Analyse FEA d'une connexion de bridge, selon Kelly et coll (60).

Les défauts et lacunes sont, en effet, nombreux au niveau de l'interface mais également dans le corps des matériaux (surtout dans la céramique cosmétique).

Puisque le matériau d'infrastructure se prolonge dans la travée du bridge et qu'il est totalement recouvert de céramique cosmétique, il faut alors considérer cette structure tri-couche : céramique cosmétique – infrastructure - céramique cosmétique. La distribution des contraintes, la présence de défauts, l'incompatibilité de CDT, de module d'élasticité... et donc le comportement face à la fracture seront différents d'une restauration unitaire.

La fissure se propage depuis la connexion vers le site d'application des charges de l'intermédiaire (77).

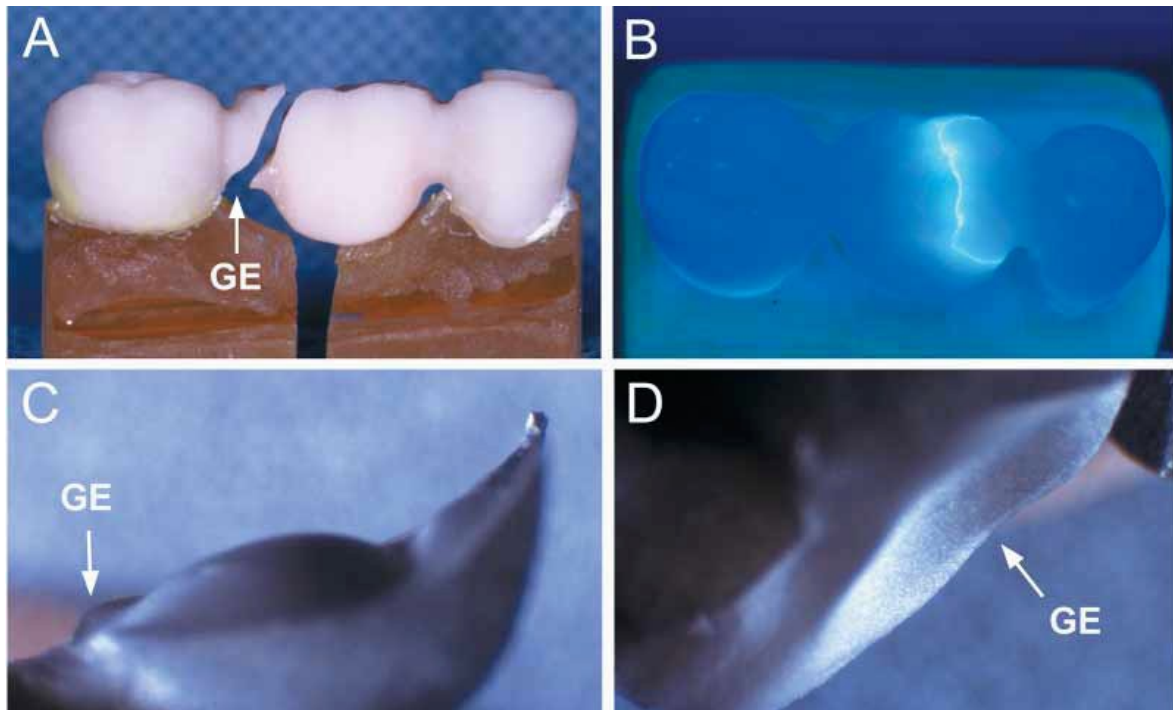


Illustration 74: Trait de fracture et surface de fracture. (A) Orientation oblique du trait de fracture se propageant depuis l'embrasure gingivale (GE) jusqu'au point de contact occlusal. (B) Trait de fracture sur la face occlusale, le long de l'embrasure occlusale. (C) Vue bucco-linguale de la convexité de la surface de fracture au niveau du pilier postérieur. (D) Vue occluso-gingivale de la concavité de la surface de fracture au niveau du pontic. Selon Oh et coll (77).

- **Infrastructure à base zircone Y-TZP**

Selon une étude de Taskonak et coll (99), dans le cas de bridge à infrastructure zircone Y-TZP, la fracture a lieu dans 4 cas sur 5 au niveau de la connexion, et plus précisément sur la face gingivale de celle-ci. Dans le dernier cas, la fracture naît de la limite cervicale du pilier postérieur.

La fracture se propage vers la zircone après initiation dans la céramique cosmétique. La fracture initiale s'arrête à l'interface et dévie pour causer une délamination. Une deuxième fissure prend alors naissance dans la zircone et provoque la fracture en deux morceaux de la restauration.

Ce phénomène est mis en évidence par le fait que les surfaces fracturées de céramique cosmétique et de zircone ne sont pas dans le même plan.

En effet, si la fissure s'initie dans la céramique et traverse l'interface, la fracture est rapide et se fait dans un seul plan. Cependant, si la liaison entre les deux matériaux est faible, ou que la seconde couche présente une dureté supérieure à la première, la fissure se propage dans le premier matériau puis, stoppant à l'interface, se poursuit le long de celle-ci. Une seconde fissure prendra alors naissance dans la zircone au niveau d'un site de concentration de contraintes, indépendamment de la première fissure. Cette seconde fissure provoque la fracture de la restauration.

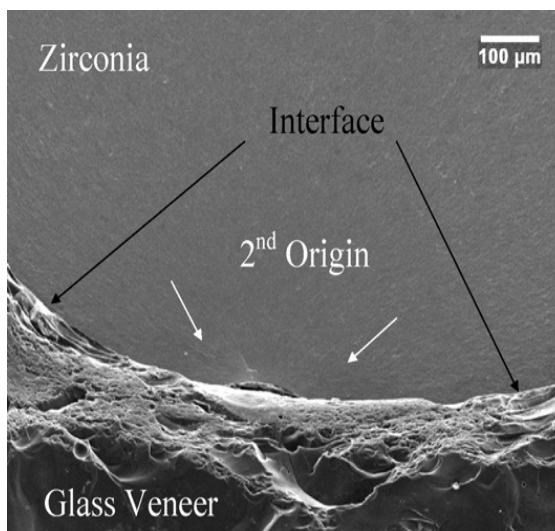


Illustration 75: Surface de fracture d'un bridge à infrastructure Y-TZP, selon Taskonak et coll (99)

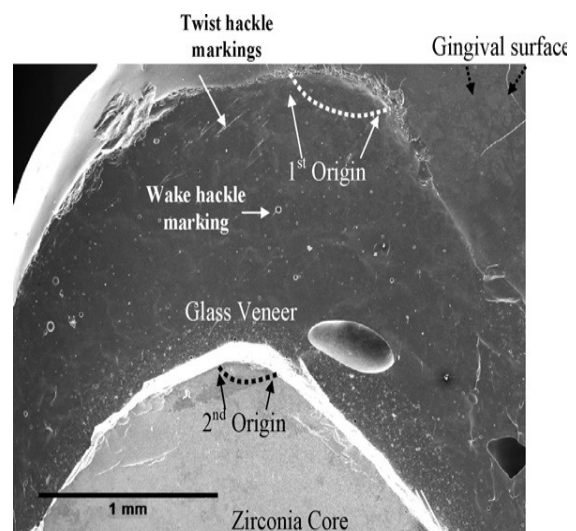


Illustration 76: Surface de fracture d'un bridge à infrastructure Y-TZP. Sont indiqués l'origine primaire et secondaire de la fissure, selon Taskonak et coll (99).

L'analyse de la surface fracturée montre que l'origine de la fissure est souvent un défaut de surface.

- **Infrastructure à base d'InCeram Alumina**

75 à 78% des échantillons fracturent au niveau de l'interface céramique-infrastructure sur la face gingivale de la connexion, selon Kelly et coll (60). De nombreux défauts structuraux sont visibles, au microscope électronique, à l'interface et dans la céramique cosmétique.

2.3.3.2.2. Sur la face occlusale

50% des bridges en disilicate de lithium (Empress II®) se fracturent au niveau de la connexion mais l'origine de la fissure se situe au niveau de la face occlusale de la connexion, selon Taskonak (96).

Ce mode de fracture peut être causé par des dommages mécaniques introduit soit par le praticien soit par le technicien de laboratoire lors du réglage occlusal entraînant des défauts de surface.

Les observations montrent une seule fissure, ne déviant pas à l'interface entre le disilicate de lithium et sa cosmétique adaptée, ne changeant pas de plan.

2.3.3.3. Dimension et design de connexion

Puisque la plupart des bridges se fracturent au niveau de la connexion, c'est à cet endroit qu'une variation de dimension peut avoir toutes ses conséquences sur la résistance à la fracture de la restauration. La connexion est une zone étroite de constriction, essentielle pour des raisons biologiques et esthétiques.

2.3.3.3.1. La dimension de la connexion

Ce facteur aura plus de conséquences dans les zones postérieures car la hauteur de la connexion pourra être limitée par une faible hauteur coronaire et sera soumise à d'importantes forces masticatoires.

Cette étude de Studart et coll (94) suggère une superficie minimale des connexions afin d'assurer un taux de survie à 20 ans supérieur à 95%, pour une force exercée de 250N en moyenne.

Il est également important de prendre en compte le fait que des pressions plus importantes peuvent être exercées sur le ou les intermédiaires de bridge. En effet, dans le cas de parafunctions comme le bruxisme, les forces appliquées peuvent avoisiner les 800N pour une courte durée (moins de 1 seconde). Dans ce cas, une fracture catastrophique peut intervenir d'emblée, sans SCG préalable.

Nombre d'éléments de bridge	Fatigue cyclique du matériau à 250 N		Fracture du matériau à 800 N (parafunctions)		Recommanda-tions
	Hauteur minimale de la connexion (mm)	Superficie minimale (mm ²)	Hauteur minimale (mm)	Superficie minimale (mm ²)	Hauteur minimale (mm)
Bridge 3 éléments	2,5	4,9	2,7	5,7	≥2,7
Bridge 4 éléments	4,0	12,6	3,5	9,6	≥4,0
Bridge 5 éléments	4,9	18,8	4,1	13,2	≥4,9

Tableau 11: Dimensions minimales requises des connexions selon la longueur du bridge, d'après Studart et coll (94).

2.3.3.3.2. Le design de l'embrasure gingivale

Dans une étude menée par Oh et Anusavice en 2002 (77), ces derniers étudient l'influence du design de la connexion, plus particulièrement le design de l'embrasure gingivale. Ainsi, l'embrasure gingivale aura une courbe de rayon $r = 0,90\text{mm}$ ou $0,25\text{mm}$:

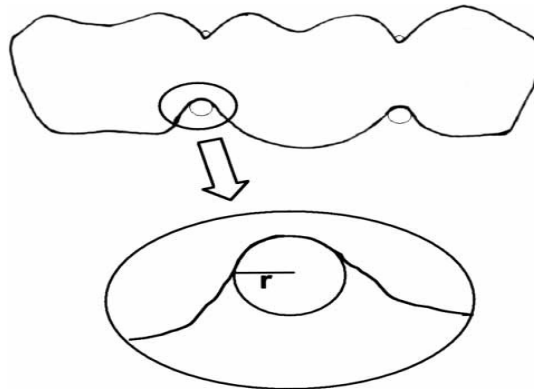


Illustration 77: Représentation schématique de l'embrasure gingivale, selon Oh et coll (77).

Les résultats sont sans appel. Lorsque l'embrasure gingivale a pour rayon $0,90\text{mm}$, la résistance à la fracture est significativement plus grande que pour un rayon de $0,25\text{mm}$ (multiplié par 1,5). A l'inverse, l'embrasure occlusale n'est pas sensible à cette variation de rayon. Ceci est à noter car le résultat esthétique de la restauration dépend plus de la forme de l'embrasure occlusale que gingivale.

Une embrasure gingivale ayant un rayon plus grand est soumise à une concentration de contraintes de tension moins importantes (78).

Ainsi, on observe une meilleure distribution des contraintes lorsque le rayon de la concavité formée par l'embrasure gingivale est grand.

Ainsi, l'élaboration d'une restauration plurale se fera en gardant à l'esprit que:

- ✓ l'origine de la fracture se situe sur la face gingivale de la connexion
- ✓ la superficie de la connexion devra être suffisante
- ✓ le design de l'embrasure gingivale a toute son importance

2.4. Propagation de la fissure

2.4.1. Généralités

Après initiation de la fissure à un point de concentration importante de contraintes, la fissure évolue progressivement avec l'application de forces, jusqu'à une taille critique à partir de laquelle la fissure évolue spontanément en fracture catastrophique sans ajout d'énergie supplémentaire (77).

La fissure se propage lorsqu'elle reçoit l'énergie nécessaire à son élongation (32). Cette énergie peut provenir de contraintes résiduelles dans le matériau et d'apports externes d'énergie de tension, de flexion,...

- ❖ **Les contraintes résiduelles** sont dues aux techniques de fabrication, aux incompatibilités physiques, au design et peuvent, à elles seules, provoquer l'élongation de la fissure sans, pour autant, permettre la formation de fissures secondaires ou de microfissures.
- ❖ **Les apports externes d'énergie** sont les principaux facteurs de propagation de la fissure compte tenu des valeurs plus importantes des contraintes transmises à la restauration. La formation de microfissures est alors possible, d'autant plus que la fissure devient plus large à charge constante.

La propagation de la fissure est dépendante du taux de contraintes et du matériau (du type, de la sévérité, de la localisation et du nombre de zone de concentration de stress).

Le trajet de la fissure dans un matériau bi-phasique avec un mélange de verre et de phase cristalline sera affecté par le ratio verre-cristal (80).

Les particules cristallines forcent la fissure à dévier plutôt qu'à passer à travers le cristal.

Un matériau avec une haute teneur en phase cristalline aura une tortuosité plus grande de la surface fracturée. Le trajet de la fissure sera, donc, plus tortueux.

2.4.2. Mécanismes de durcissement (45)

Les différents mécanismes de durcissement décrit par Swain puis par Evans, aux efficacités variables, ont été utilisés pour augmenter les propriétés des céramiques dentaires:

- **Déflexion de la fissure (crack deflection)**: causée par la présence de contraintes résiduelles, d'une seconde phase résistante à la fissure et de joint de grains. La réorientation du plan de fissure différemment que perpendiculaire aux tensions appliquées entraîne la dispersion d'énergie qui correspond à une augmentation de la résistance à la fracture du matériau.
- **Zone de protection (zone shielding)**: peut résulter d'une zone de microfissures et/ou de transformation par durcissement et permet de réduire les contraintes au sommet de la fissure. Les microfissures se produisent en lieu et place de contraintes résiduelles importantes et localisées.
- **Protection par contact (contact shielding)**: Dans ce cas, la déviation de la fissure et la dissipation de son énergie est due au contact physique entre les deux berges de la fissure et à la friction entre des grains.

La contrainte au sommet de la fissure est alors réduite à cause des “forces de fermeture” de tels sites de friction des berges de la fissure.

2.4.3. Mode de propagation selon le matériau (45, 46)

2.4.3.1. Disilicate de lithium

L’observation au microscope électronique révèle des cristaux de lithium disilicate allongés (longueur moyenne de $5,2\mu\text{m}$ et diamètre moyen de $0,8\mu\text{m}$). A certains endroits, les cristaux semblent alignés et affichent une structure plus dense. Quelques images montrent que la fissure peut être déviée par ces régions apparemment plus denses (45).

L’observation à plus grand agrandissement montre un trajet de fissure très tortueux dans les zones où les cristaux ne sont pas arrangés par rapport aux zones où les cristaux sont alignés.

Le trajet de fissure est transgranulaire et intergranulaire.

Deux mécanismes de durcissement sont mis en évidence :

- Des microfissures induites par les propriétés thermiques des différentes phases du matériau: Le durcissement par microfissure est possible dans des céramiques à grains fins (plus petit que $2\mu\text{m}$), cette hypothèse est donc applicable dans ce cas mais nécessite de plus amples recherches.
- Des déviations de fissure: La déviation de la fissure le long des cristaux dans la matrice vitreuse de module d’élasticité plus faible.

Lors de déviation, on observe une dissipation de l'énergie de propagation de la fissure.

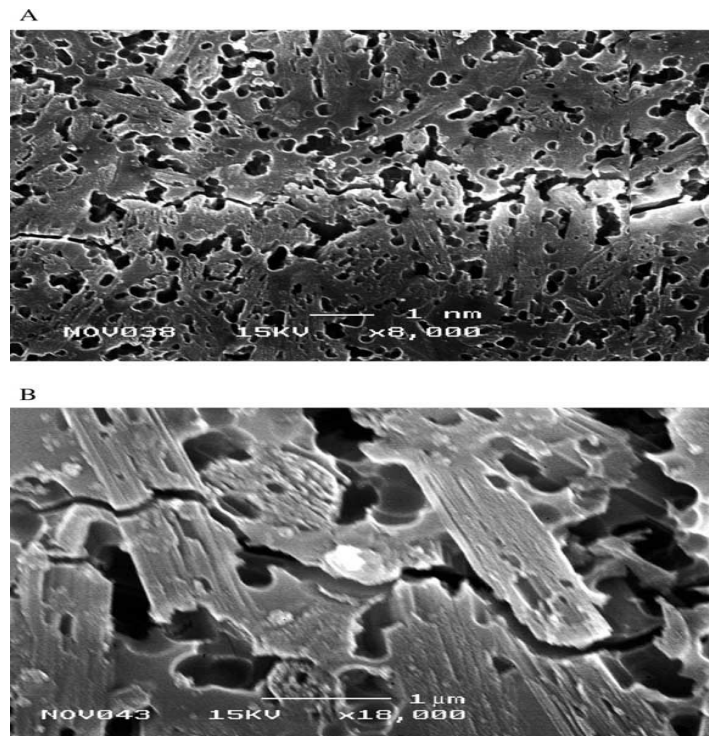


Illustration 78: Analyse de la fissuration du disilicate de lithium, (A) orientation des grains perpendiculairement à la fissure, (B) la fissure est déviée par les cristaux allongés, le trajet est transgranulaire et intergranulaire, selon Guazzato et coll (45).

2.4.3.2. InCeram Alumina®

2.4.3.2.1. *InCeram Alumina® (technique de la barbotine)*

L'observation au microscope électronique montre trois tailles de cristaux différents:

- ✓ De gros grains allongés (10-12 μ m de long et 2,5-4 μ m de large).
- ✓ De particules irrégulières (de diamètre de 1 à 4 μ m)
- ✓ De grains sphériques (de diamètre de moins de 1 μ m)

La trajectoire de la fissure et sa longueur sont fortement affectés par l'orientation de ces grains allongés. En effet, la fissure sera plus longue et intergranulaire lorsqu'elle est orientée le long de ces grains. Au contraire, la fissure sera plus courte et transgranulaire quand celle-ci est perpendiculaire aux grains allongés.

Ainsi, le matériau aura de meilleures propriétés mécaniques si la fissure est orientée perpendiculairement aux cristaux allongés, provoquant alors une dissipation de l'énergie de propagation de la fissure (45).

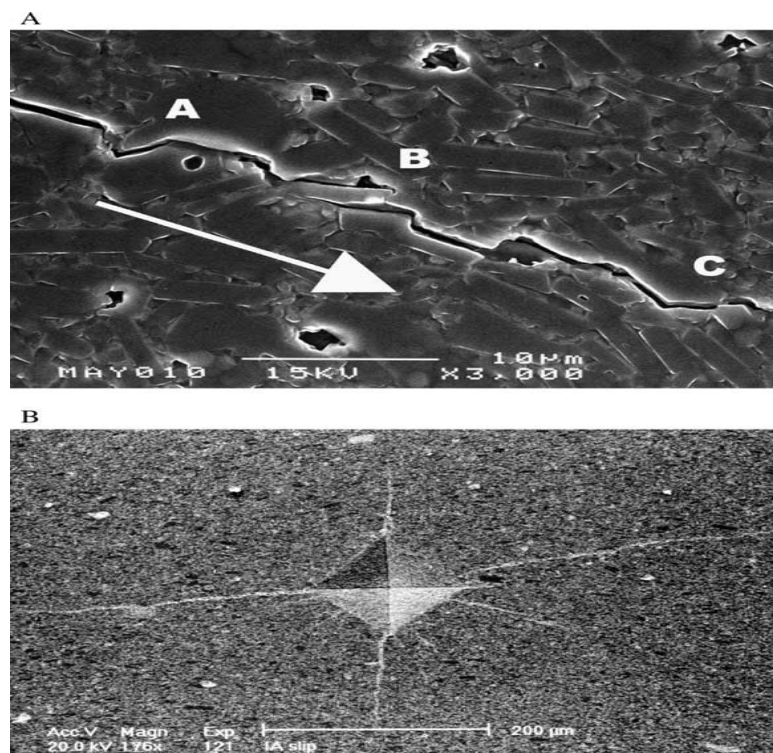


Illustration 79: Analyse de la fissuration de InCeram Alumina® classique.

La flèche indique la direction de propagation de la fissure; des mécanismes de durcissement sont visibles: A grain détaché, B zone de protection par contact, C déviation de la fissure, selon Guazzato et coll (45).

Un certain nombre de mécanismes de renforcement tel que la déflexion de la fissure, la protection par contact et la formation de microfissures sont visibles.

2.4.3.2.2. InCeram Alumina® (pressée à chaud)

La microstructure d'InCeram Alumina® obtenu par la technique pressée puis usinée est totalement différente de celle d'InCeram classique. En effet, les gros cristaux allongés sont absents de cette structure, seuls les grains sphériques et les particules plus irrégulières sont présentes.

La fissure se propage essentiellement de façon intergranulaire.

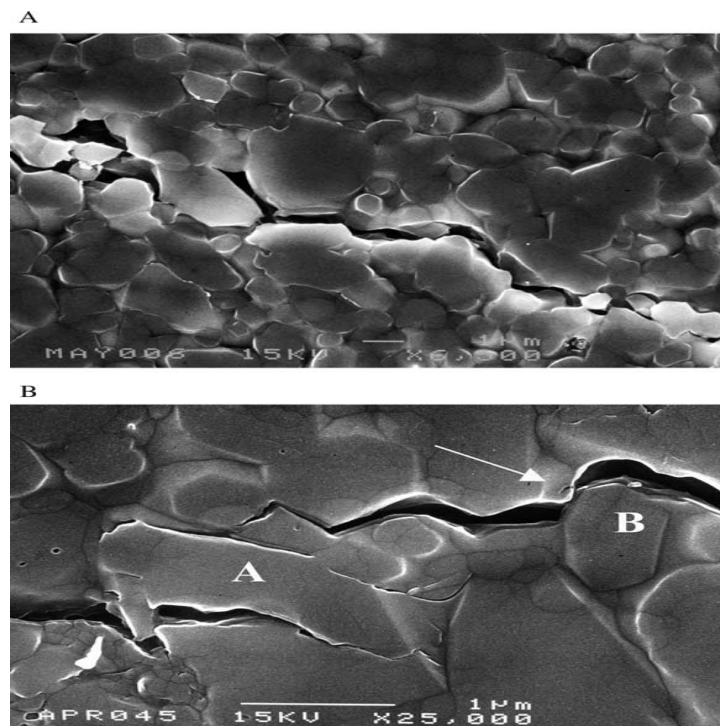


Illustration 80: Analyse de la fissuration de l'InCeram Alumina® pressée.
(A) La fissure est déviée par les grains d'alumine, (B) rapprochement « A » et contact de protection « B » avec friction entre deux grains dont un se fissure (flèche), selon Guazzato et coll (45).

Malgré ces différences, on observe toujours des mécanismes de renforcement comme la déflexion de la fissure, l'expulsion de grains causant des frictions et des microfissures.

2.4.3.3. InCeram Zirconia®

InCeram Zirconia® peut également être utilisé en technique manuel ou en pressée à chaud. Ils ne présentent cependant pas de différence micro-structurale ou mécanique sauf une porosité plus importante pour la version pressée(46).

Les trois types de grains d'alumine sont retrouvés (les gros grains allongés, les grains irréguliers et les petits grains sphériques). Cependant, les cristaux allongés sont plus fins (6µm de long, 2µm de large) et ne sont pas orientés.

Les grains de zircone se présentent sous deux formes :

- ✓ De gros grains irréguliers (taille de grain moyenne de 2µm)
- ✓ De petits grains sphériques (taille de grain moyenne de 1µm)

Des agglomérats de grains de zircone ou d'alumine sont visibles.

La porosité de ce matériau est de 9% environ. Les lacunes sont de grande taille (5µm) et de forme allongée.

Le trajet de fissure est transgranulaire pour les grains de zircone alors qu'il est intergranulaire pour les grains d'alumine, sauf quand la fissure se propage perpendiculairement à un ou des cristaux allongés

L'observation au microscope électronique montre des déviations de fissures et des mécanismes de protection (rapprochement des deux berges de la fissure et expulsion de cristaux allongés).

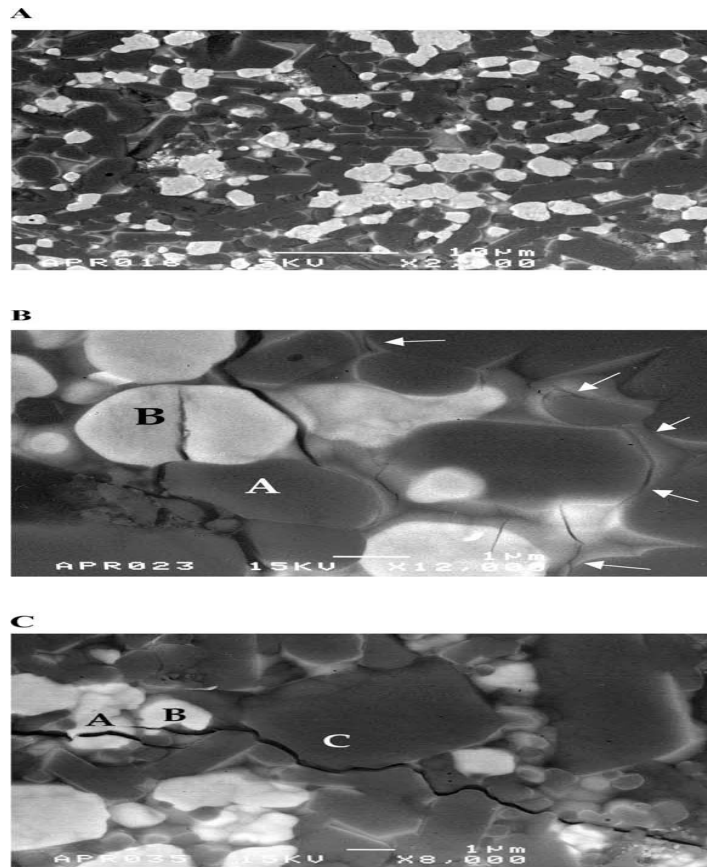


Illustration 81: Analyse de la fissuration de l'InCeram Zirconia®. Les grains de zirconie apparaissent en clair, les grains d'alumine en foncé et la matrice vitreuse en gris clair.

(B) « A » rapprochement, « B » la fissure s'est propagée dans un grain de zirconie, les flèches désignent des microfissures qui se développent dans la matrice vitreuse et à l'interface entre la matrice et les cristaux.

(C) Propagation transgranulaire (A et B) et intergranulaire (C), selon Guazzato et coll (46).

2.4.3.4. Y-TZP (46)

Ce matériau présente une structure très dense avec des porosités occupant moins de 1% du volume. Les bulles sont de petits diamètres ($0,3\mu\text{m}$), de forme sphérique (46).

Le mode de fracture est intergranulaire aussi bien que transgranulaire

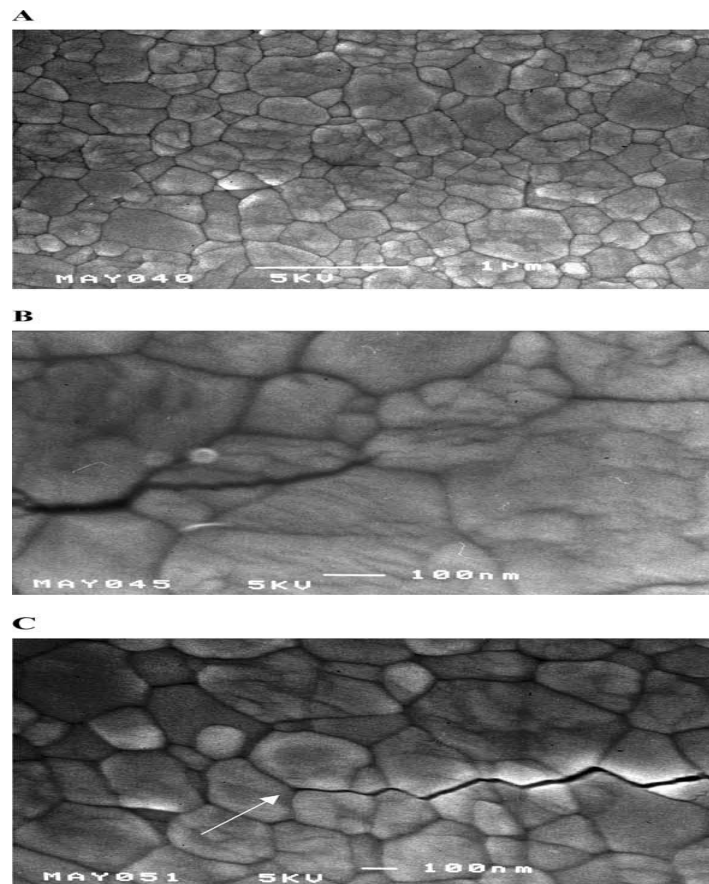


Illustration 82: Analyse de la fissuration de la zircone Y-TZP. La pointe de fissure est indiquée par une flèche, le mode de fracture est essentiellement intergranulaire, selon Guazzato et coll (46).

C'est la densité de la céramique et la taille des grains qui déterminent le trajet intergranulaire ou transgranulaire de la fissure.

2.4.4. SCG : propagation lente des fissures sous faibles contraintes (subcritical crack growth)

2.4.4.1. Définition

La propagation lente, parfois appelée propagation sous critique, a été observée dans le verre depuis le début du XX^{ème} siècle, grâce notamment aux travaux de Grenet.

La propagation lente des fissures peut se définir comme une propagation sous des facteurs d'intensité de contraintes inférieures à la ténacité apparente du matériau, sans que ceux-ci n'atteignent la résistance à la fracture (98).

Elle se déroule pour des vitesses comprises entre 10^{-12}m.s^{-1} et 10^{-2}m.s^{-1} ; au-dessus de ces vitesses on ne peut pas parler de propagation lente.

Des données cliniques suggèrent que la propagation lente des fissures sous des forces cycliques est une des raisons majeures de fracture prématurée des restaurations dentaires (91).

Ainsi, la propagation sous critique dans un matériau soumis à des contraintes répétitives peut être décrite par la loi empirique de Paris qui met en relation la vitesse de propagation des fissures (v) et le facteur d'intensité de stress (K_i) :

$$V = A \Delta K_i^n$$

avec $\Delta K_i = K_{\text{imax}} - K_{\text{imin}}$ Amplitude du facteur d'intensité de stress

A et n sont des paramètres de la propagation sous critique

Sachant que : $K_{\text{imax}} = \sigma_{\text{max}} \times Y \sqrt{c}$ avec σ la résistance à la flexion, Y une constante géométrique et c la taille du défaut.

Le phénomène de SCG est affecté par (91) :

- La présence de molécules corrosives dans le milieu environnant (molécules d'eau)
- La fréquence d'application des contraintes conditionnant la fatigue du matériau

Ainsi, un environnement humide ajouté à des contraintes cycliques entraîne une propagation de fissure sous des forces n'atteignant pas 50% de la résistance initiale du matériau, confirmant l'importante susceptibilité des céramiques dentaires à la propagation sous critique. Le degré de susceptibilité au SCG est un facteur majeur de survie de la restauration.

L'existence d'un seuil sous lequel aucune propagation ne peut avoir lieu a été démontrée (94).

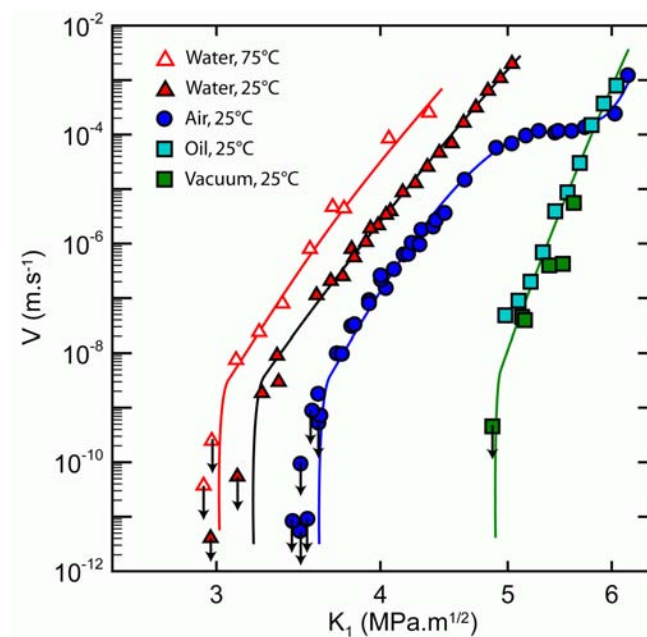


Illustration 83: Effet de l'environnement dans la propagation lente des fissures dans la zircone, selon Gremillard (44)

2.4.4.2. Le phénomène hydraulique

Les travaux d'Orowan ont mis en évidence le rôle joué par l'eau. Ayant observé que la contrainte à la rupture d'un verre est trois fois moindre dans l'air que dans le vide, il a proposé que des molécules corrosives (molécules d'eau par exemple) s'adsorbent en fond de fissure et provoquent une chute de l'énergie de surface du matériau, et donc une ouverture plus aisée de la fissure.

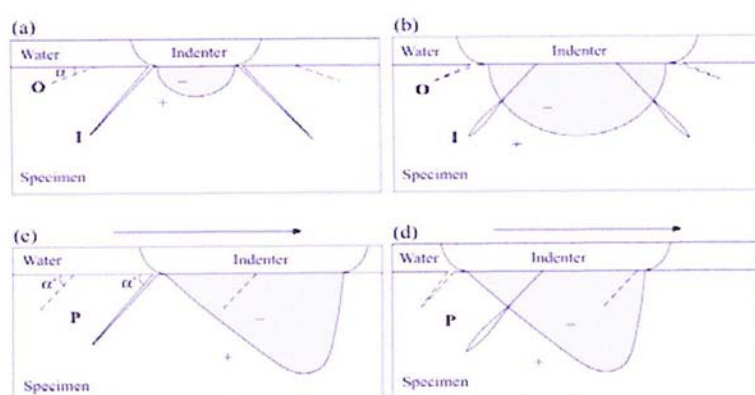


Illustration 84: Représentation schématisée du phénomène d'emprisonnement hydraulique pour des forces perpendiculaires (a et b), pour des forces obliques (c et d). La zone grisée représente la zone de compression. O: cône de Hertz externe; I: cône de Hertz interne; P: cône partiel. Selon Kim et coll (64).

Ainsi, l'eau entre dans les fissures internes et partielles (a et c). Lorsque l'indenteur entre en contact avec la surface, l'eau est emprisonnée dans la fissure et est repoussée vers le sommet de cette dernière, provoquant sa propagation.

La vitesse d'arrivée des molécules d'eau en fond de fissure n'étant pas infinie, il a été également proposé qu'elle puisse limiter la vitesse de propagation des fissures.

Les molécules d'eau arrivant au sommet de la fissure altèrent les liaisons ioniques au sein de la céramique par un phénomène de corrosion permettant la propagation de la fissure par rupture de ces liaisons (91).

Grâce à ses liaisons fortement ioniques, la zircone se prête bien à une analyse de sa fissuration par un mécanisme de corrosion sous contraintes. Ce procédé est fondé sur la participation de deux phénomènes en série : d'abord le transport de molécules corrosives jusqu'au fond de fissure, puis la réaction chimique entre l'eau et la céramique. Cette réaction se traduit par la rupture des liaisons fortes de la céramique, et donc la propagation d'une fissure.

Notons que la présence d'eau n'est pas indispensable. Toute autre molécule polaire (plus exactement contenant une paire d'électron célibataires en regard d'un site donneur de protons) peut jouer le même rôle (c'est le cas de l'ammoniaque et de l'hydrazine en particulier).

C'est par la compétition entre le transport et la réaction qu'on peut expliquer la présence de trois stades:

- le stade I correspond à des vitesses de propagation des fissures contrôlées par la vitesse de réaction de l'eau avec les liaisons de céramique en fond de fissure.
- Dans le stade II, la vitesse de réaction devient plus grande que la vitesse d'arrivée des espèces corrosives en fond de fissure : c'est donc le transport de l'eau jusqu'au site de réaction qui gère le stade II.
- Dans le stade III, la charge appliquée est suffisamment forte pour que la rupture se produise dans les conditions du vide.

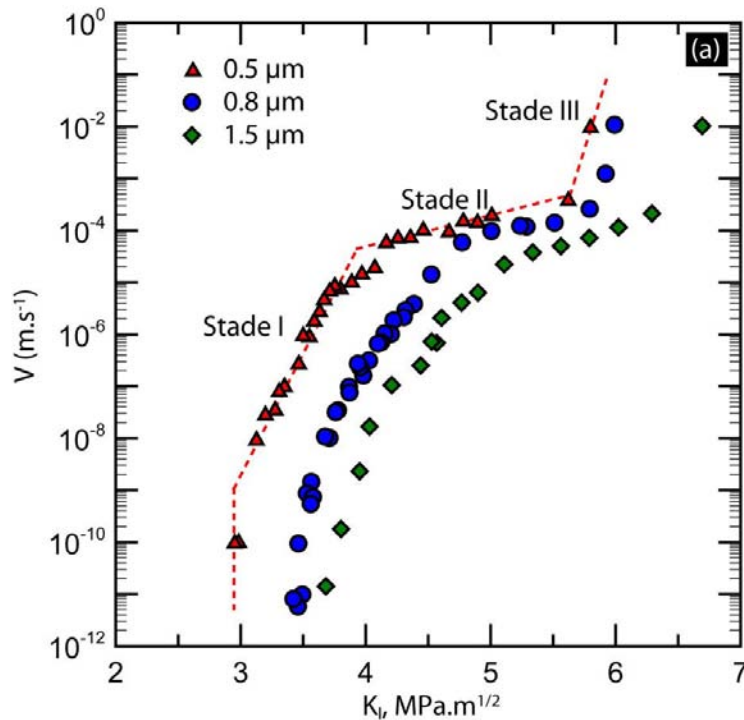


Illustration 85: Propagation lente des fissures dans une zircone 3Y-TZP avec différentes tailles de grains, selon Gremillard (44)

Les stades I et II sont deux processus en série : il y a d'abord transport des molécules corrosives, puis réaction ; c'est donc le processus le plus lent qui contrôle la vitesse de réaction. Les stades II et III sont en parallèles : la rupture des liaisons (dans le vide) s'effectue simultanément avec le transport, les deux phénomènes n'interagissent pas ; c'est alors le processus le plus rapide qui contrôle la vitesse de la fissuration.

Cependant l'analyse est compliquée par l'existence du renforcement par transformation de phase qui offre à la zircone une bonne résistance à la propagation des fissures, comparée aux autres céramiques.

2.4.4.3. La fatigue du matériau

Les céramiques soumises à des contraintes répétitives subissent également un phénomène de fatigue qui dégrade les propriétés mécaniques de la céramique dans le temps par des dommages structuraux progressifs et localisés (91). La diminution de la résistance mécanique est causée par la propagation de fissures sous de faibles contraintes (94)

Cette dégradation est particulièrement remarquable dans les matériaux céramiques possédant des mécanismes de durcissement (exemple : transformation martensitique de la zircone).

2.4.4.4. Selon le matériau

2.4.4.4.1. Céramique infiltrée de verre (InCeram)

Les effets d'un environnement humide sur la propagation sous critique sont clairement observés par Marocho et coll (91) pour InCeram Zirconia®. En effet, Kimax passe de 3,08 à 2,75 MPa.m² en présence de molécules d'eau.

Ces effets sont moins prononcés, mais néanmoins suffisants pour faciliter la propagation sous critique, dans le cas de l'InCeram Alumina® dont la dépendance apparaît plus faible entre la vitesse de propagation et la concentration en molécules d'eau.

La réaction corrosive des molécules d'eau est moins importante car moins efficace sur des liaisons oxyde-métal (Si-O-Al pour l'InCeram Alumina® contre Si-O-Zr pour l'InCeram Zirconia®). D'autres hypothèses, concernant le mécanisme

chimique de propagation de la fissure, ont été émises dans le paragraphe décrivant la dégradation à basse température. Elles sont, bien sûr, applicables ici.

La propagation sous critique apparaît comparable dans l'InCeram Alumina® et dans sa version enrichie en zircone. On peut donc en conclure que la SCG n'est pas influencée par les grains de zircone, suggérant que la propagation de la fissure est gouvernée prioritairement par la phase vitreuse du matériau. D'autres études confirment cette hypothèse en affirmant que les fissures se produisent à travers le corps de la matrice vitreuse ou à l'interface verre-cristal, à la jonction des grains (91).

Valeur de la SCG dans InCeram Zirconia®= 13,1

Valeur de la SCG dans la céramique cosmétique= 38,4

InCeram Zirconia® montre une plus grande susceptibilité au SCG que la céramique cosmétique et ceux-ci peut être expliqué d'une manière très simple : les jonctions verre-cristaux de l'InCeram sont plus vulnérables aux attaques chimiques des molécules d'eau qu'une matrice vitreuse sans point faible.

InCeram Alumina® et InCeram Zirconia® ont une susceptibilité comparable à la propagation sous critique. Il est donc admis que, compte tenu de la résistance à la fracture supérieure de l'InCeram Zirconia®, ce dernier aura une probabilité de survie plus longue que InCeram Alumina®.

2.4.4.4.2. Y-TZP

Dans le cas d'infrastructure en zircone stabilisée à l'yttrium, une concentration importante de molécules d'eau dans l'environnement augmente la vitesse de croissance des fissures en favorisant le clivage de la liaison Zr-O-Zr à la pointe de la fissure (94).

Ainsi, la propagation sous critique se produit pour $K_{I\max} = 46\%$ de K_{Ic} dans un environnement aqueux et à 52% de K_{Ic} dans l'air. Par conséquent, les fissures peuvent se propager dans la structure bien que les forces appliquées ne correspondent qu'à la moitié de la résistance mécanique initiale.

Cependant, face à cette susceptibilité à la propagation lente des fissures, les calculs basés sur les paramètres de fatigue et sur les forces appliquées indiquent que des bridges postérieurs à infrastructure zircone exhibent des taux de survie de plus de 95% à 20 ans si le diamètre minimum des connexions est respecté (94).

En conclusion, l'initiation et la propagation d'une fissure est toujours liée à l'application d'une force occlusale jumelée à des contraintes résiduelles présentes dans les matériaux.

La propagation de la fissure est dépendante de la composition de la céramique, de la forme, la taille et l'orientation des grains mais aussi de l'environnement, causant la propagation sous-critique.

Ainsi, l'adaptation de ces différents facteurs va permettre de réduire la probabilité de naissance d'une fissure et d'observer une fracture catastrophique.

3.

Caractéristiques
de l'interface
céramo-céramique
et facteurs modifiants

3.1. Valeurs expérimentales de la force de liaison (74, 11)

Matériau d'infrastructure	Matériau cosmétique	Force de liaison en MPa
IPS e.max Press® (disilicate de lithium pressé)	IPS e.max Ceram® (à base de fluoroapatite, technique de la barbotine)	24,20
Empress II® (disilicate de lithium pressé)	Empress Eris®	30,86
Procera AllCeram® (alumine pure)	Procera AllCeram®	22,40
IPS e.max ZirCad® (Y-TZP usinée)	IPS e.max ZirPress® (à base de fluoroapatite pressée)	12,7
IPS e.max ZirCad®	IPS e.max Ceram® (à base de fluoroapatite, barbotine)	7,86
Lava Frame® (Y-TZP)	Lava Ceram® (feldspathique, barbotine)	10,20
Lava Frame® (Y-TZP)	IPS e.max Ceram® (à base de fluoroapatite, barbotine)	4,62

Tableau 12: Valeurs expérimentales de la force de liaison unissant matériau d'infrastructure et matériau cosmétique, selon Molla et coll (74).

3.1.1. Disilicate de lithium

A la vue des résultats ci-dessus, on observe que les infrastructures à base de disilicate de lithium comme Empress II® et IPS e.max Press® présentent une force de liaison avec la céramique cosmétique supérieure aux autres associations. En effet, ces infrastructures vitrocéramiques ont une composition chimique proche de celle des céramiques cosmétiques à base de fluoroapatite (ils contiennent tous

deux des silicates) ce qui permet la création de liaison chimique entre les deux matériaux.

Sa composition particulière permet au système Empress II® d'exhiber une interface de très bonne qualité. En effet, il n'apparaît pas de discontinuité au niveau de cette dernière comme le montre cette image de SEM :

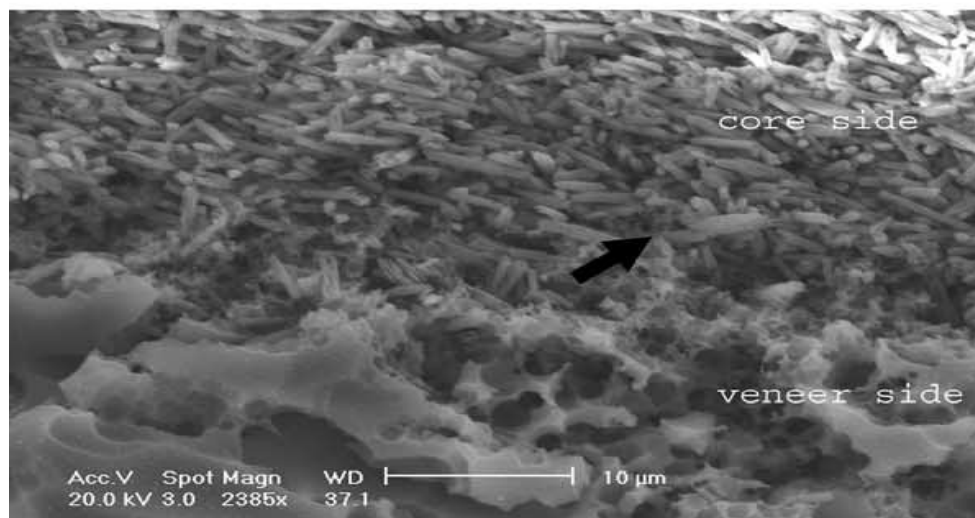


Illustration 86: Image de microscopie électronique de l'interface infrastructure en Empress II core (en haut)-cosmétique en Empress Eris (en bas), d'après Aboushelib (2).

L'arrangement des cristaux de disilicate de lithium à l'interface facilite la mouillabilité de la phase vitreuse de la céramique cosmétique et agit peut-être comme nucleus de cristallisation pour cette dernière. Les deux matériaux semblent fusionnés et quelques éléments simples comme le lanthanum, le calcium ou le sodium pourrait traverser l'interface provoquant une altération chimique dans la céramique cosmétique sur 1 à 2µm. Aucun échantillon de l'étude ne présente de décohésion interfaciale. (12).

De plus, le mode de fracture est différent dans ce type de restauration. Ainsi, lorsqu'une fissure se développe, elle ne s'arrête pas à l'interface, continue sa

progression indépendamment de celle-ci, sans dévier de son plan de propagation originel (81).

3.1.2. InCeram Alumina® et InCeram Zirconia®

Dans le cas de céramique infiltrée de verre, la qualité de la liaison avec la céramique de recouvrement est comparable à celle observée avec les céramo-métalliques (42).

3.1.3. Procera AllCeram®

Les valeurs exhibées dans le tableau confèrent à l'alumine Procera AllCeram® et à sa céramique cosmétique une force de liaison relativement importante.

3.1.4. Y-TZP

Suite aux observations du tableau, il est remarquable qu'une infrastructure en zircone céramisée à l'aide de fluoroapatite par la technique de la barbotine n'offre pas une force de liaison suffisante. Cependant, lorsque la céramique cosmétique est à base de feldspath ou de fluoroapatite pressée, la force de liaison se voit augmentée, mais n'atteint pas les valeurs mesurées dans le cas d'infrastructure en disilicate de lithium (5, 74, 14).

La force de liaison de la céramique cosmétique à la zircone dépend du (81):

- Type de céramique cosmétique: sa composition, ses propriétés mécaniques, son coefficient de dilatation thermique. Dans l'étude ci-dessus, la céramique Vita VM9® présente un mode de fracture 100% combinée avec trois des quatre infrastructures zircone. Les caractéristiques de Vita VM9® sont compatibles avec la plupart des zircons Y-TZP, sauf Lava.
- Caractéristiques de surface de la zircone Y-TZP: la taille des grains, leurs formes, la composition de l'infrastructure, sa densité, sa dureté.
- La technique d'application de la céramique cosmétique: pressée vs barbotine.

Dans les restaurations à base de zircone, la propagation de la fissure s'arrête à l'interface et se trouve face à :

- une interface de moins bonne qualité
- une infrastructure très résistante

La fissure choisit alors de changer de plan et de se propager le long de cette interface, là où les forces nécessaires à la propagation de la fissure seront les plus faibles. Le but est donc d'augmenter la qualité de l'interface (5).

Céramique d'infrastructure	Céramique cosmétique	Force de liaison	Mode de fracture
Zirkonzahn	Ice Keramik®	24,46	50% adhésive
			50% combinée
	IPS e.max Ceram®	26,04	50% adhésive
			50% combinée
Cercon	Vita VM9®	26,52	100% combinée
	Cercon Ceram®	20,19	80% adhésive
			20% combinée
Lava	IPS e.max Ceram®	24,17	50% adhésive
			50% combinée
	Vita VM9®	21,67	100% combinée
Lava	Lava Ceram®	27,11	30% adhésive
			70% combinée
	IPS e.max Ceram®	23,05	60% adhésive
			40% combinée
DC-Zirkon	Vita VM9®	18,66	50% adhésive
			50% combinée
	Triceram®	40,49	50% adhésive
			50% combinée
DC-Zirkon	IPS e.max Ceram®	21,38	50% adhésive
			50% combinée
			50% combinée
	Vita VM9®	31,51	100% combinée

Tableau 13: Forces de liaison moyenne (en MPa) et mode de fracture (en %) pour différentes associations de céramiques d'infrastructure et de céramiques cosmétiques, d'après Ozkurt (81).

3.2. Théorie sur la liaison

L'adhésion entre la céramique cosmétique et celle de l'infrastructure dépend du matériau de base.

Dans le cas d'infrastructure en vitrocéramique et en céramique infiltrée, elle est majoritairement due à la diffusion des verres à l'interface entre les deux matériaux (33, 42). La qualité de la liaison avec la céramique de recouvrement est comparable à celle observée dans le cas des restaurations céramo-métalliques (~25MPa) (90).

En ce qui concerne les céramiques polycristallines qui ne contiennent pas de verre, on ne connaît pas bien les mécanismes physico-chimiques régissant l'adhérence de la céramique cosmétique. Il existe des forces d'attraction électrostatiques entre les molécules, des phénomènes de mouillabilité et des liaisons mécaniques liées à la rugosité de l'infrastructure (42). Mais finalement, on ne dispose à l'heure actuelle d'aucune donnée à long terme concernant le pronostic de cette liaison. On sait que la qualité de liaison est plus faible que pour les vitrocéramiques et les céramiques infiltrées ce qui doit inciter à la prudence en particulier dans l'indication de bridge céramo-céramiques.

3.2.1. Liaison chimique

Comme mentionné précédemment, une liaison chimique ne peut se produire qu'avec l'utilisation de vitrocéramiques et de céramiques infiltrées. En effet, la présence d'une phase vitreuse permet la diffusion du verre dans la céramique cosmétique pendant la cuisson (33).

D'autres auteurs comme Ozkurt et coll (81), affirment l'existence d'une liaison chimique entre les céramiques polycristallines et leur céramique cosmétique par l'intermédiaire de liaison oxyde-oxyde. La présence de ces liaisons n'a pas été démontrée.

3.2.2. Liaison mécanique

Les phénomènes mécaniques permettant la liaison entre l'infrastructure céramique et la céramique cosmétique sont les plus documentés et sont admis par tous. Ainsi, ils se déclinent selon deux principes :

- Les forces de frottement
- Les interactions micromécaniques

3.2.2.1. Les forces de frottement

Elles correspondent aux contraintes compressives exercées par la céramique cosmétique sur l'infrastructure. Ces contraintes compressives devront être contrecarrées en cas de décohésion interfaciale (102).

Les forces de frottement naissent de la différence de coefficient de dilatation thermique entre les deux céramiques. Ainsi, la céramique cosmétique exerçant une force de compression sur la céramique d'infrastructure aura un CDT plus petit que cette dernière (102).

Ce phénomène sera développé ultérieurement.

3.2.2.2. Les interactions micromécaniques

Elle correspond au « taux d'enchevêtrement » de la céramique cosmétique dans l'infrastructure, nécessitant alors l'obtention d'une microrugosité de surface de l'armature.

Cette adhésion micromécanique sera alors dépendante :

- De la rugosité de surface de l'armature obtenue par fraisage, polissage et/ou sablage.
- De la capacité de la céramique cosmétique à se loger dans ces rugosités (taille des grains, mouillabilité,...)
- De la présence de pores, de lacunes ou, au contraire, d'un contact permanent entre les deux matériaux.

3.3. Facteurs influençant la force de liaison céramo-céramique

3.3.1. Les contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont des contraintes présentes dans le matériau lorsque celui-ci n'est pas en fonction.

Il est important de faire la distinction entre les contraintes résiduelles globales et locales (97). Les contraintes résiduelles locales sont induites par un ou des phénomènes locaux comme un contact antagoniste ou un choc et s'estompent rapidement. Les contraintes résiduelles globales apparaissent comme étant non uniformément distribuées dans la structure céramo-céramique et peuvent être causées par de nombreux phénomènes.

3.3.1.1. Les contraintes résiduelles locales

Des contraintes locales sont générées lors de contact avec la dent antagoniste pendant la mastication, l'élocution, la déglutition... Ces contraintes s'emmagentisent dans le matériau puis s'estompent rapidement.

Elles ne sont pas innocentes car elles s'additionnent aux contraintes globales et aux forces appliquées à la restauration, pouvant provoquer la propagation d'une fissure.

3.3.1.2. Les contraintes résiduelles globales

Les contraintes résiduelles globales ont un rôle clé dans le comportement de la pièce prothétique en bouche. En effet, qu'elles soient compressives ou

extensives, elles modifient la résistance à la fracture de la céramique et la force d'adhésion entre céramique cosmétique et infrastructure.

Les auteurs s'accordent pour dire qu'une céramique est plus résistante à la flexion et à la fracture lorsqu'elle est soumise à des contraintes compressives (95). Cependant, certains auteurs dénoncent la formation de contraintes extensives dans l'infrastructure lorsque la céramique cosmétique est soumise à des contraintes compressives. Ce phénomène expliquerait un mode de fracture par décohésion interfaciale plus important lorsque ces contraintes extensives augmentent (25)

Deux écoles existent :

- Ceux qui cherchent à créer des contraintes compressives dans la céramique afin d'augmenter sa résistance à la flexion
- Ceux qui souhaitent des contraintes nulles afin d'éviter une décohésion interfaciale.

Plusieurs facteurs sont à prendre en compte dans l'étude des contraintes résiduelles:

- Compatibilité de coefficient de dilatation thermique (traité ultérieurement) : afin de créer des contraintes compressives dans la céramique cosmétique, le coefficient de dilatation thermique de cette dernière devra être légèrement inférieur à celui de l'infrastructure.
- La préparation de la surface de l'infrastructure par fraisage et/ou sablage (traité ultérieurement)
- Vitesse de refroidissement (traité ultérieurement)

- Mécanisme de relaxation viscoélastique différent des céramiques associées : température de cuisson et/ou de frittage

La céramique cosmétique étant un matériau viscoélastique, l'infrastructure céramique étant un matériau élastique, il est alors possible de contrôler les contraintes résiduelles compressives ou extensives à l'aide d'un traitement thermique. Le but de ce traitement est de tirer partie de la nature viscoélastique de la vitrocéramique afin d'obtenir ou non des contraintes résiduelles compressives.

Le comportement viscoélastique au-dessus de la température de transition du verre (T_g) crée un état de contraintes nulles dans la céramique. DeHoff et coll (25) montrent que les contraintes diminuent rapidement lorsque la pièce prothétique atteint cette température.

Pendant la cuisson, la céramique est en phase plastique. Les contraintes sont alors éliminées par des mouvements internes. Pendant le refroidissement, quand la céramique a atteint sa température de fusion, cette dernière entre en phase solide. Les contraintes ne s'accumulent dans la céramique que sous cette température T_g .

La différence entre la T_g et la température ambiante 25°C est à prendre en compte dans la formation de contraintes.

Il est possible de contrecarrer ces contraintes résiduelles dans la céramique cosmétique, surtout sur des restaurations massives, en effectuant un refroidissement lent à la dernière cuisson au deçà de la température de transformation de la céramique (pour VITA VM 9 à 600°C env.), selon Vita (105).

3.3.2. Le coefficient de dilatation thermique

3.3.2.1. Définition

Le coefficient de dilatation mesure l'augmentation relative de volume d'un système lorsque l'on ne fait varier qu'un seul paramètre, en général la pression ou la température, mais également la concentration.

Ainsi, la dilatation thermique est l'expansion de volume d'un corps occasionné par son réchauffement, généralement imperceptible.

On peut donc calculer, pour tous les matériaux la variation de longueur et donc de volume en fonction de la variation de température :

$$\Delta L = \alpha \cdot L_0 \cdot \Delta T$$

Avec :

- ΔL , la variation de longueur en mètre (m) ;
- α , le coefficient de dilatation linéaire en kelvin puissance moins un (K^{-1}) ;
- L_0 , la longueur initiale en mètre (m) ;
- $\Delta T = T - T_0$, la variation de température en kelvin (K) ou en degré Celsius ($^{\circ}C$).

Remarque : puisqu'on utilise une variation (une différence de température), la différence d'origine entre kelvin et degré Celsius s'annule, la distinction n'est donc pas nécessaire.

Le CDT n'est cependant pas linéaire: il varie et dépend de l'intervalle de température étudié, du temps de maintien à la température de frittage et de la taille des particules (50).

Le CDT des céramiques cosmétiques à base de leucite varie également en fonction du nombre de cuissons subies par la pièce prothétique (56). En effet, à

chaque cuisson, la concentration en leucite cristalline est augmentée, le CDT à la première cuisson ne sera pas le même que le CDT à la cinquième cuisson. Ce facteur est important à prendre en compte afin de vérifier la compatibilité des propriétés thermiques des céramiques. Les matériaux d'infrastructure étant totalement cristallisés, les traitements thermiques n'ont pas d'effet sur leur CDT.

3.3.2.2. Exemple

Isgro et coll (55) étudient la compatibilité de CDT en utilisant des disques d'Empress II Core® de 13mm de diamètre et 1.3mm d'épaisseur qu'ils vernissent de 1mm de céramiques cosmétiques différentes en suivant à chaque fois : lavage, 1ère couche de dentine, 2ème couche de dentine, glazure. Ils observent ensuite la déflexion des disques représentée par les schémas ci-dessous:

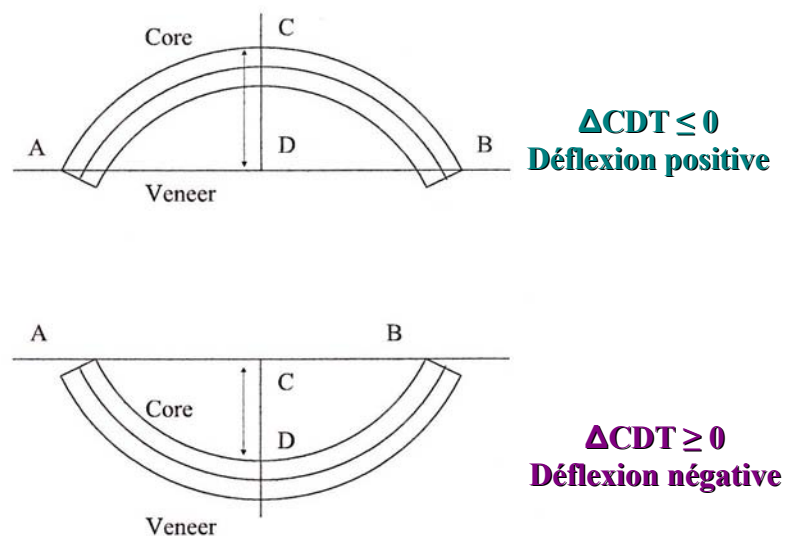


Illustration 87: Représentation schématique des disques subissant la déflexion, selon Isgro et coll (55).

La déflexion est la distance C-D. La valeur de la déflexion est positive si la courbe a un maximum, et négative si la courbe a un minimum.

Une différence de CDT positive ($CDT_{chape} - CDT_{cosmétique} = \Delta CDT$) entraîne un raccourcissement de la chape par rapport à la céramique cosmétique résultant en une déflexion négative.

Une différence de CDT négative rend la céramique cosmétique plus courte que la céramique de la chape résultant en une déflexion positive.

Ce schéma permet de comprendre aisément la formation de tension et de compression lors de la cuisson de la céramique.

La mesure de la déflexion à chaque étape de cuisson permet de mettre en évidence son évolution. Pour des matériaux aux propriétés thermiques non compatibles, la première déflexion apparaît lors du lavage, et continue à augmenter pendant la 1ère et la 2ème cuisson de la céramique cosmétique. Pour les matériaux compatibles, une déflexion insignifiante est enregistrée.

3.3.2.3. Valeurs de CDT (15, 26)

Coefficient de dilatation thermique en $\mu m.K^{-1}$	
VM7®	6,9-7,3
VM9®	8,8-9,2
Empress II® infrastructure	10,2
InCeram Alumina®	7,2 - 7,6
InCeram Zirconia®	7,6-7,8
Y-TZP	10,4

Tableau 14: Valeurs du coefficient de dilatation thermique de quelques céramiques.

3.3.2.4. Résultats cliniques d'association de CDT

Les propriétés thermiques des céramiques sont des facteurs importants à prendre en compte lors de l'association d'une céramique cosmétique à une infrastructure céramique. En effet, la différence de CDT entraîne, pendant le refroidissement, la formation de tensions ou de forces compressives transitoires ou permanentes.

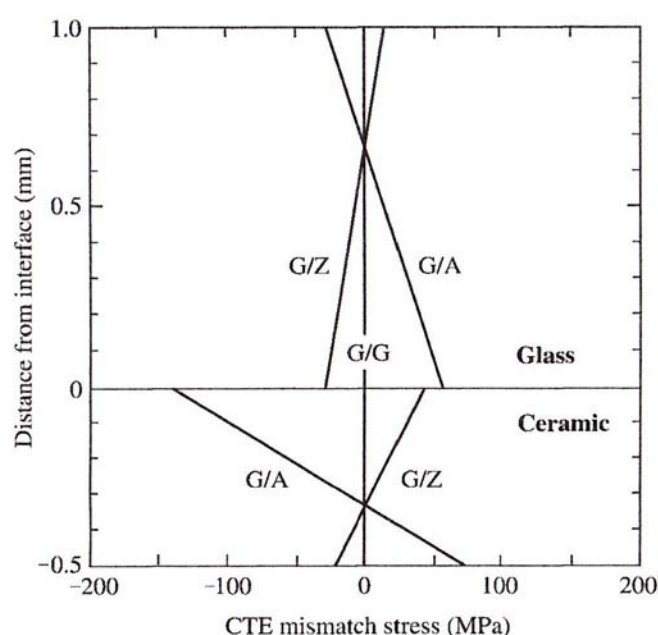


Illustration 88: Distribution des contraintes résiduelles dues aux différences de CDT, selon la distance avec l'interface. G/A: verre/alumine; G/Z: verre/zircone; G/G: verre/verre. Selon Hermann et coll (52).

Ainsi, Fischer et coll (38) démontrent que la céramique cosmétique se sépare spontanément de la chape en zircone lorsque cette première a un CDT égal ou supérieur à $12.5\mu\text{m.mK}$ par la création de contraintes extensives dans la céramique. De même, une céramique au $\text{CDT} = 5\mu\text{m.mK}$ provoque la formation de contraintes extensives dans la zircone et compressives trop importantes dans la céramique provoquant la fracture de la pièce prothétique pendant son élaboration.

Une estimation plus précise de la valeur du coefficient de dilatation de la céramique cosmétique est alors recherchée :

Dans cette étude (38) et afin de générer des forces compressives dans la céramique, le CDT de la céramique doit être inférieur à celui de zircon (10,5+/-0,1 μ m.mK).

Les résultats sont encourageants lorsque la différence de coefficient de dilatation thermique varie entre -0,61 à +1,02 μ m.mK (26).

Cependant, la formation de contraintes extensives dans l'infrastructure, qu'elle soit à base d'alumine, de zircon ou de lithium disilicate, peut être délétère compte tenu de sa plus faible résistance à la tension qu'à la compression (56).

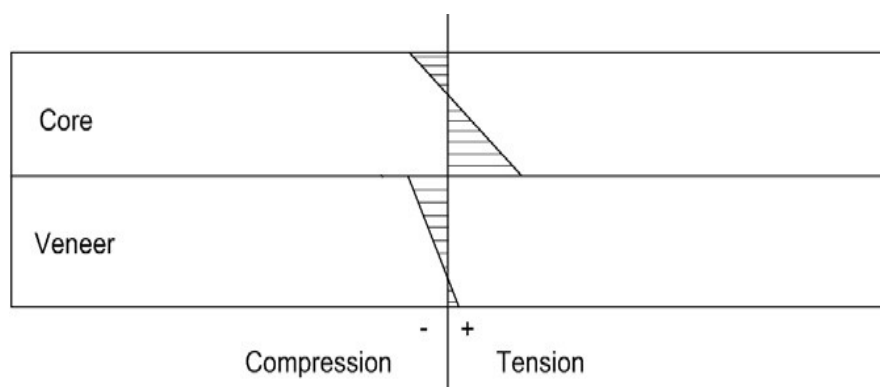


Illustration 89: Représentation schématique des contraintes de tension et de compression dues à la différence de coefficient de dilatation thermique, selon Gostemeyer et coll (8).

Une autre étude menée par Aboushelib et coll (4) montre une plus grande résistance à la fracture lorsque la différence de CDT est égale à 0. Cette compatibilité de CDT empêche ou minimise la formation de contraintes compressives ou extensives dans la céramique. Les forces de tension applicables à l'infrastructure sont donc augmentées car elles ne sont pas limitées par les contraintes extensives résiduelles.

Fischer et coll (37) obtient une formule mettant en jeu la différence de CDT cosmétique/ zircone ainsi que la différence entre la température de fusion (T_g) et la température ambiante (25°C) :

$$\Delta\text{CDT}_{\text{cosmétique-zircone}} \times (T_g - 25^\circ\text{C}) = 580 \times 10^{-6}$$

Au microscope électronique, il observe alors qu'une fine couche de céramique cosmétique est toujours présente à la surface de l'infrastructure. Ceci indique que la force de liaison à l'interface est plus importante que la résistance à la fracture de la céramique cosmétique. Il est également possible d'envisager que les contraintes, dues à l'inadéquation des propriétés thermiques des matériaux, se concentrent proche de l'interface dans la céramique cosmétique, prévenant ainsi la propagation de fissures à l'interface.

De Kler et coll (24) tirent de leur étude la conclusion suivante: les forces de tensions générées par le vernissage (différence de CDT) ne cause pas la tant attendue transformation t-m. Ils avancent que cette tension doit être supérieure à 100MPa pour provoquer un changement de phase à l'interface. La tension générée par le CDT additionnée des forces exercées pendant le test de fatigue (40N) ne produisent pas non plus de transformation t-m.

Le CDT du liner n'a apparemment aucun effet sur le mode et la force de fracture car celui-ci est appliqué en une fine couche de quelques micromètres (38).

Ainsi, la maîtrise des propriétés thermiques des différentes céramiques est essentielle afin de garantir une restauration pérenne.

Dans le but d'augmenter la force de liaison entre l'infrastructure et la céramique cosmétique, le CDT de cette dernière devra être légèrement inférieur (environ $0,5\mu\text{m.K}^{-1}$) au CDT de la chape. Ainsi, les contraintes compressives créées renforcent la liaison entre les deux céramiques sans être délétères vis à vis de leurs propriétés de résistance mécanique.

3.3.3. Transformation de l'état cristallographique et ses conséquences

3.3.3.1. Généralités

Comme mentionné dans la description de la zircone, la forme monoclinique est stable à température ambiante jusqu'à 1170°C . Au-dessus de cette température, elle se transforme en une phase tétragonale ou quadratique plus dense avec une diminution de volume de 4-5%. La phase tétragonale est stable entre 1170°C et 2370°C , au-dessus de cette dernière la zircone se présentera sous forme cubique.

En refroidissant, la transformation t-m se produit lorsque la température est comprise entre 670 et 1070°C suivi par une augmentation de volume de 3 à 4%. Grâce à la présence d'un faible taux de stabilisant (yttrium à 3mole % ou cérium à 10-12mole %), la zircone tétragonale peut être maintenue dans sa forme tétragonale à température ambiante.

Composition en zircon monoclinique de la surface	Après frittage	Après fracture
DC Zirkon® : bloc fritté HIP	14%	46%
Y-TZP : bloc pré-fritté	0,5%	6%
InCeram Zirconia® : pressée	23%	32%
InCeram Zirconia® : barbotine	10%	29%

Tableau 15: Concentration en zircon monoclinique d'une infrastructure zircon après frittage et après fracture, selon Guazzato et coll (46).

3.3.3.2. Transformation à l'interface

Dans une étude de Tholey et coll (101), la diffraction aux rayons X est utilisée afin de déterminer la forme cristallographique des grains de zircon situés au niveau de l'interface avec une céramique cosmétique (Vita VM9®).

La zircon, après frittage et avant tout procédé, se présente sous forme quadratique et cubique, aucune forme monoclinique n'est visible. Après cuisson d'une couche de céramique cosmétique alliant poudre et liquide, l'interface présente quelques grains de zircon en forme monoclinique. Cependant, si la céramique cosmétique est appliquée sans liquide, aucune transformation t-m n'est visible. Ces résultats sont concordants avec l'observation que l'humidité et les hautes températures provoquent la transformation martensitique.

L'apparition de phase monoclinique est donc bien une conséquence du vernissage.

Le taux de zircon monoclinique du au vernissage est bien plus important que le taux de zircon monoclinique du au découpage des échantillons (disque diamanté de 600 μ m) et au polissage (pâte diamantée de 3 μ m):

Préparation	Phase monoclinique à l'interface (% en volume)	Phase monoclinique due au polissage (% en volume)
Céramique Vita Poudre + liquide	11,50%	4,00%
Céramique Vita sans liquide	<2,00%	4,00%

Tableau 16: Variation de la concentration en zircon monoclinique selon la présence de liquide, selon Tholey et coll (101).

La présence de transformation t-m à l'interface, après recouvrement par une céramique cosmétique, provoque l'apparition de contraintes résiduelles locales dues à l'augmentation de volume du ou des grains de zircon déstabilisés. Ces contraintes résiduelles locales peuvent fragiliser l'adhésion entre la céramique cosmétique et l'infrastructure en zircon.

3.3.4. Le traitement de surface

Les traitements de surface de l'infrastructure avant vernissage peuvent être multiples :

- Le fraisage : il peut être effectué avec différentes fraises ou disques avec des granulométries variées allant de 150 μ m à 25 μ m
- Le polissage

- Le sablage : il est généralement effectué à l'aide de particules d'alumine de granulométries variées, projetées à une certaine pression pendant un temps donné.

Le but des traitements de surface sur la zircone est double :

- formation d'une couche compressive à la surface de l'infrastructure
- augmentation des propriétés mécaniques de l'infrastructure

En effet, on recherche la formation d'une couche compressive en surface grâce à une transformation t-m. Ainsi, certains cristaux de zircone, sous l'effet du traitement de surface, vont subir une transformation cristallographique aboutissant à une augmentation de volume de 4% des grains provoquant la formation d'une couche compressive.

Ce phénomène est recherché dans le but d'accroître les propriétés mécaniques de l'infrastructure en limitant ou empêchant la naissance de fissure au niveau de cette couche compressive.

Cependant, la transformation t-m n'est pas que bénéfique car elle provoque l'expulsion de grains et, par conséquence, la formation de micro-cratères de surface. Ces micro-cratères augmentent la rugosité et la porosité de la surface, ce qui diminue la résistance à l'usure du matériau.

Des études se sont penchées sur l'effet des différents traitements de surface sur la résistance de la zircone. Une corrélation a été trouvée entre la résistance à la flexion et la présence et la sévérité des défauts de surface et de subsurface. Au quotidien, la zircone est soumise à différents types de dommages de surface résultant des techniques de fabrication (CAD/CAM, sablage, ...). Plus les défauts de surface sont gros et profonds, plus ils risquent d'être à l'origine d'une fissure. En conséquence, les propriétés mécaniques et la stabilité à long terme des restaurations peuvent être totalement différentes des propriétés initiales du matériau.

On considèrera alors que les défauts de surface, induits ou non par le traitement de surface, doivent être moins profonds que l'épaisseur de la couche compressive afin d'obtenir une augmentation de la résistance à la fracture. L'épaisseur de la couche compressive est de 4 μ m selon Scherrer (93) et de 27 μ m selon De Kler (24).

De plus, il faut également considérer l'influence des traitements de surface sur la rugosité de cette surface et donc sur l'adhérence possible entre l'infrastructure et la céramique cosmétique par interactions micro-mécaniques. Pour que celle-ci soit maximale, il est nécessaire d'avoir une surface de contact entre les deux matériaux la plus importante possible. Afin d'augmenter la surface de contact, il faudra obtenir une rugosité optimale et augmenter la mouillabilité (cette partie sera traitée ultérieurement).

3.3.4.1. Le fraisage et le polissage

3.3.4.1.1. Le fraisage

3.3.4.1.1.1. Description de la surface après fraisage

La surface de zircone, examinée au microscope électronique après fraisage, laisse apparaître de larges stries parallèles entre elles s'entrecoupant avec d'autres zones de stries parallèles. Ce dessin de surface est la conséquence du passage de la fraise diamantée. La profondeur des stries sera proportionnelle à la granulométrie de la fraise.

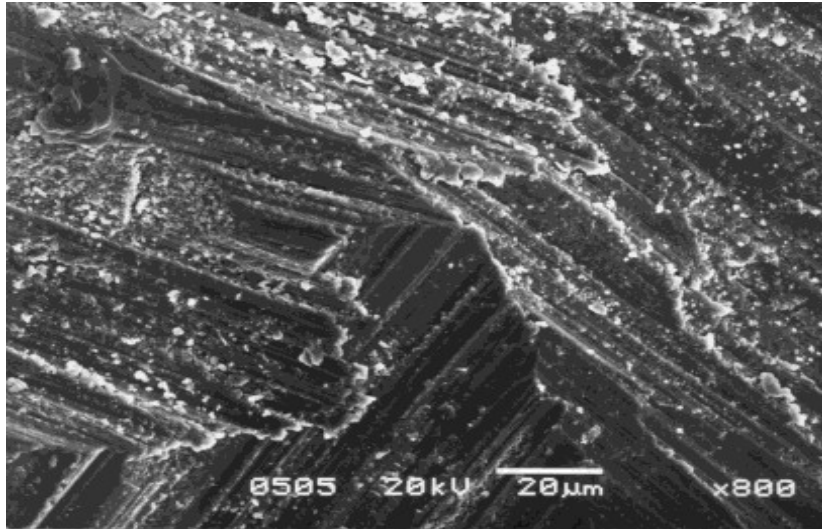


Illustration 90: Observation au microscope électronique de la surface de zircon Y-TZP fraisée par une instrumentation diamantée de 150µm, selon Kosmac et coll (68).

3.3.4.1.1.2. Concentration de la surface en zircon monoclinique:

Une telle surface de zircon, après fraisage, présente une concentration en zircon monoclinique d'environ 3 à 5% que la granulométrie soit de 50µm ou de 150µm, avec ou sans irrigation (68).

Selon Guazzato et coll (48), la concentration en zircon monoclinique est de 8% pour une granulométrie de 91µm.

3.3.4.1.1.3. Concentration de la surface en zircon rhomboédrique :

La présence d'une quatrième forme de zircon, nommée zircon rhomboédrique, à la surface de la zircon fraisée a été rapportée par Hasegawa en 1983. Cette phase a été observée pour tous types de fraisage, pour différents taux de stabilisant et même dans la zircon cubique totalement stabilisée. Pour cette raison, il a été conclu que la forme rhomboédrique est formée à partir de la forme cubique.

Le même auteur montrera plus tard que la transformation c-r se produit après implantation d'un ion et est fortement reliée aux contraintes.

Depuis, la présence de phase rhomboédrique a été mise en évidence par plusieurs chercheurs. En effet, Kim et coll. montrent que la dégradation à basse température de 3Y-TZP cause une transformation t-r en plus de la transformation t-m.

Kitano et coll. suggèrent alors que la phase rhomboédrique présente à la surface de la zircone fraisée est formée à partir de la phase tétragonale sous contraintes mécaniques.

Cependant, Burke et Rainforth font le lien entre un taux important de zircone en phase cubique dans les échantillons frittés et un taux important de zircone en phase rhomboédrique dans les échantillons fraisés.

3.3.4.1.1.4. Conséquence sur les propriétés mécaniques de l'infrastructure (67, 68) :

L'influence du fraisage sur les propriétés de la zircone dépend de la taille des grains de la fraise diamantée, de la vitesse de fraisage, de l'utilisation ou non d'un spray d'eau.

❖ Granulométrie de fraisage :

Il a été démontré dans plusieurs études que le fraisage de la surface de zircone diminue ses propriétés mécaniques, et plus particulièrement sa résistance à la flexion.

En effet, l'usage de disques ou de fraises diamantées portant des grains de 50 à 150µm entraîne une diminution de résistance à la flexion passant d'environ 1000MPa (valeur pour l'infrastructure sans traitement de surface) à environ 850MPa lors d'un fraisage à 50µm et à environ 700MPa lors d'un fraisage à 150µm.

Cette diminution est conséquente, significative et liée à l'introduction de gros défauts agissant comme concentrateur de stress.

Il a cependant été démontré, dans une autre étude, que le fraisage utilisant un disque diamanté à 25 μ m permettait d'augmenter la résistance à la flexion de la zircone.

❖ Vitesse de fraisage et utilisation d'une irrigation :

Une chaleur importante créée par un fraisage peut dépasser la température de transformation t-m et promouvoir une transformation m-t, diminuant alors l'effet bénéfique de la couche compressive. Après fraisage, on observe une zircone en phase rhomboédrique, qui présente un comportement similaire à la phase t.

De même, l'échauffement de la pièce en zircone entraîne un apport d'énergie en surface ce qui exacerbera en excès la polarité positive réduisant la mouillabilité de la surface, condition impérative à une bonne application de la céramique.

Des vitesses de rotation habituelles (18-25 000 trs/min) font rebondir les fraises, pierres et meules, les consommant sans véritablement « attaquer » la surface de la zircone. Une vitesse de rotation contrôlée permettra de faire la différence entre destruction et préservation des propriétés de la zircone.

Avec les abrasifs adéquats, des vitesses de 3 à 12 000 trs/min (souvent de 6 à 8 000 trs/min) seront très efficaces, avec ou sans eau, mais il faudra veiller à ne pas échauffer la pièce.

Un fraisage manuel sans pression et sous spray d'eau permet la transformation t-m et augmente la force de compression dans la couche superficielle.

L'utilisation d'un spray d'eau empêche la propagation des ondes de choc et absorbe partiellement l'excès de chaleur dû aux impacts entre les reliefs et la fraise mais seulement en périphérie du point meulé.

L'effet du fraisage sur les propriétés mécaniques est grandement dépendant du taux de phase m, de la stabilité de la transformation, de la sévérité du fraisage et des températures générées localement.

Solutions alternatives: fraisage de la céramique crues ou partiellement frittées.

3.3.4.1.1.5. Conséquence du fraisage sur la structure

L'utilisation du fraisage à la surface de l'infrastructure en zircone entraîne l'introduction de profonds défauts de surface.

Dans ce cas, la profondeur des défauts de surface est supérieure à l'épaisseur de la couche compressive rendant ces micro-cratères propices à la naissance de fissures.

Dans une étude menée par Kosmac et coll(68), ces derniers suggèrent que les défauts de surface sont dus à la naissance de fissures radiales pouvant s'étendre sur plus de 50µm de profondeur et provoquant ainsi le départ d'éclat de zircone en surface.

Notons cependant que ces fissures se propagent plus profondément dans la zircone produite à partir de grains fins que dans celle produite à partir de grains plus gros. Ce phénomène est sans doute lié à la différence de dureté des matériaux.

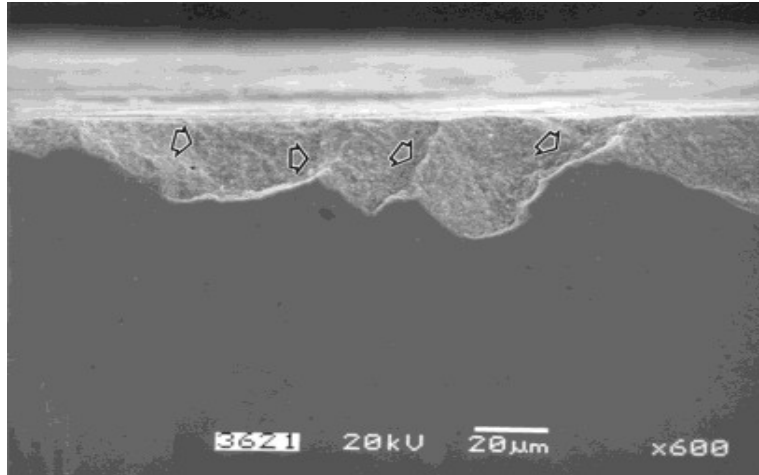


Illustration 91: Vue au microscope électronique des dommages engendrés par le fraisage: des fissures radiales provoquant des éclats de zircone, selon Kosmac et coll (68).

3.3.4.1.2. Le polissage

Le polissage provoque des rayures de surface qui induisent des contraintes résiduelles dans le matériau. Selon le type et le taux de ces contraintes, le polissage aboutit à la formation d'une couche superficielle compressive qui est bénéfique pour la résistance à la dégradation à basse température (LTD). Le polissage après fraisage peut enlever la couche compressive superficielle créée par ce dernier et réduire l'importance et le nombre de défauts de surface (104).

3.3.4.1.3. Conclusion

L'utilisation d'instruments rotatifs à la surface de l'infrastructure zircone est déconseillée compte tenu de la variabilité des résultats obtenus. En effet, les conséquences de cette utilisation sont mal maîtrisées et trop personnel-dépendant.

3.3.4.2. Sablage

3.3.4.2.1. Conséquence sur la zircone

3.3.4.2.1.1. Description de la surface de zircone après sablage

Lors de l'observation au microscope de la surface de zircone préalablement sablée, on observe une surface rugueuse uniformément endommagée avec de la matière déplacée et des fissures ayant toutes la même direction (48).

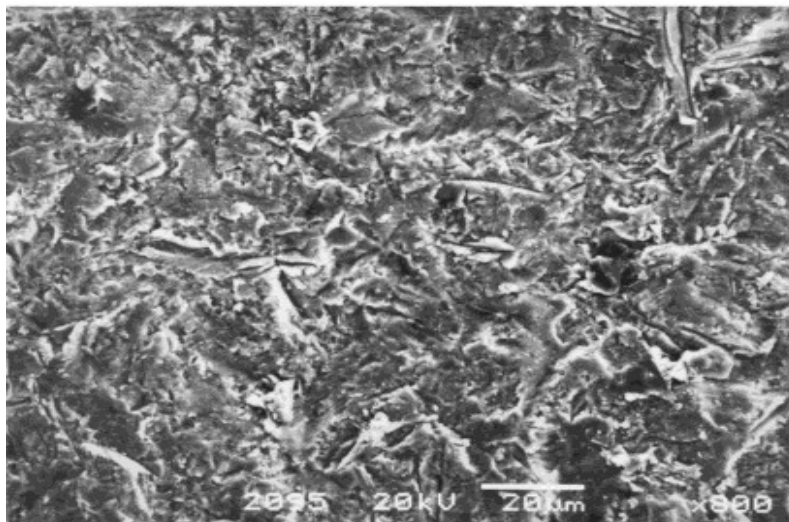


Illustration 92: Observation au microscope électronique de la surface de Y-TZP sablée aux particules d'alumine de 110µm, à 4bars, pendant 15s, selon Kosmac et coll (68).

Cependant, la surface sablée à l'aide d'alumine à 50µm apparaît moitié moins rugueuse que celle traitée à l'alumine à 120µm ou fraisée (107).

Pour un sablage à 50µm, celui-ci provoque des dommages jusqu'à 4µm de profondeur (110).

La naissance de fissures dans la zircone se produit lorsque le seuil d'intensité est atteint: $K_{Ic}=3,1\text{MPa.m}^{-2}$. Ce seuil étant très bas, il en résulte que même les plus petits défauts peuvent être assez grands pour jouer le rôle de concentrateur de stress augmentant ainsi la probabilité de fracture et diminuant le taux de survie à long terme.

La longueur des défauts de surface introduits par le sablage semble cependant ne pas être supérieure à l'épaisseur de la couche compressive. L'action antagoniste entre la couche compressive et la présence de défauts structuraux a une importance relative car la résistance de la zircone serait fonction de sa microstructure et de la sévérité du sablage (22, 23).

3.3.4.2.1.2. Concentration en zircone monoclinique (67, 68, 48)

Après sablage aux particules d'alumine, la surface de la zircone exhibe une concentration en zircone monoclinique de l'ordre de 13 à 17%. Ce taux est largement supérieur à celui rapporté dans le cas du traitement de surface par fraisage.

Ces valeurs atteignent 22% dans le cas de sablage de l'InCeram Zirconia® (47).

La température et les contraintes induites par le sablage sont plus faibles que lors du fraisage ce qui permet une transformation t-m sans que celle-ci ne se produisent dans le sens inverse à cause d'une température trop importante.

Le sablage garde son bénéfice lorsque celui-ci est pratiqué après un fraisage. En effet, le sablage après fraisage permet de réduire certaines fissures importantes, induites par ce dernier, et d'éliminer des grains qui seraient en voie de désolidarisation.

3.3.4.2.1.3. Conséquence sur les propriétés mécaniques de la zircone

Le sablage de la surface de zircone à l'aide de particules d'alumine de 110 μ m, pendant 15 secondes à une pression de 4 bars, provoque une augmentation significative de la résistance à la flexion de la zircone, en permettant la formation d'une couche compressive à sa surface. En effet, selon Kosmac et coll (68), cette dernière exhibe des valeurs d'environ 1300MPa (contre 1000MPa pour la zircone sans traitement de surface).

Wang et coll (107) montrent que le sablage à l'aide de particules d'oxyde d'alumine de 50 μ m, à une pression de 0,35MPa, pendant 5 secondes et à 2,0 cm de la surface résulte en une augmentation de la résistance de la zircone, alors que le sablage avec des particules de 120 μ m rend la zircone plus fragile et plus rugueuse, tout comme le fraisage. Malgré cette augmentation des valeurs de résistance après sablage à 50 μ m, les auteurs émettent une réserve sur l'influence de cette technique et son potentiel de fragilisation à long terme.

3.3.4.2.1.4. Conséquence sur la stabilité à long terme

Zhang et coll (110) étudient l'évolution de la résistance de la zircone et de l'alumine dans le temps lorsqu'elles sont soumises à des forces permanentes et cycliques. Cette étude porte alors sur des spécimens fraisé puis poli (granulométrie de 1 μ m au dernier disque), d'autres seront en plus sablés avec des particules d'alumine de 50 μ m, pendant 5 secondes, à une distance de 10 mm de la surface et à une pression de 0,276MPa. Les résultats obtenus sont schématisés ci-dessous:

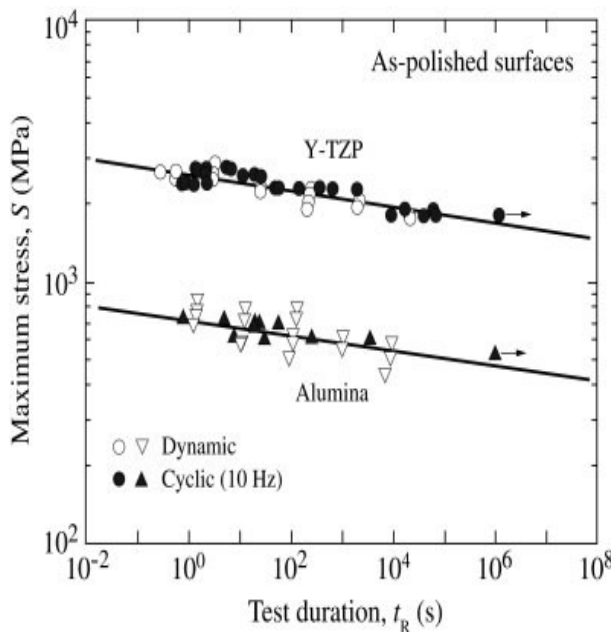


Illustration 93a: Contraintes extensives maximales avant fracture en fonction du temps, pour la zircone Y-TZP et l'alumine fraisée puis poli, selon Zhang et coll (110).

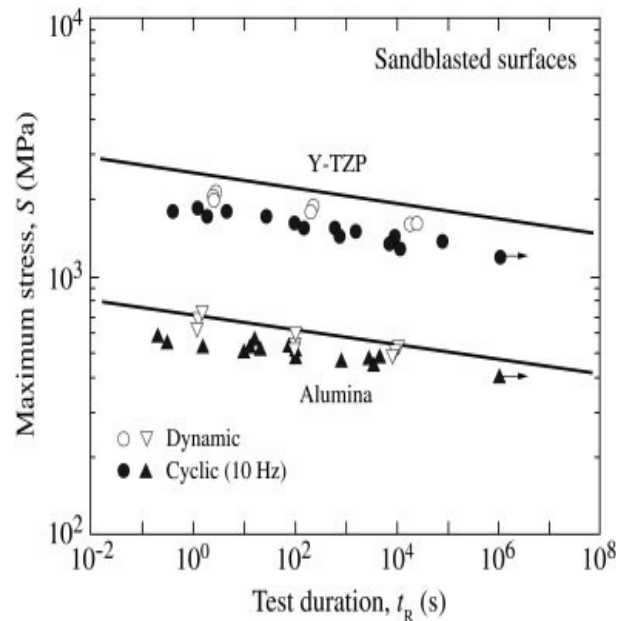


Illustration 93b: Idem pour la zircone Y-TZP et l'alumine secondairement sablée, selon Zhang et coll (110).

La résistance des matériaux apparaît diminuée, après sablage, d'environ 10% quand le matériau est exposé à une force permanente et de 20 à 30% lorsque celui-ci est soumis à une force cyclique, par rapport à la résistance de ces matériaux sans sablage préalable. Ainsi, cette étude montre que l'introduction de défauts de surface du au sablage n'est pas totalement contre balancé par la formation d'une couche compressive d'où une diminution significative de la résistance à la fatigue.

Cependant, l'extrapolation à long terme des valeurs montre que l'alumine et la zircone sablée présente toujours une résistance suffisante pour subir sans dommages les forces masticatoires à long terme (10ans).

Pour comparaison, selon Vagkopoulpou (104), le sablage permet d'augmenter la résistance de la zircone au dépend de sa stabilité.

Ainsi, le sablage encourage la croissance de défauts préexistants et diminue la résistance et le taux de survie à long terme.

3.3.4.2.2. Conséquence sur la liaison céramo-céramique

Fischer et coll (35) a étudié l'influence des traitements de surface subit par la zircone sur la force de liaison entre 5 céramiques cosmétiques (toutes appliquées manuellement) et son infrastructure. Ils ont observé que le fait de sabler la zircone (dans ce cas avec des particules d'alumine de $110\mu\text{m}$, pendant 10 secondes, à pression de $0,2\text{MPa}$ et à une distance de 10 mm de la surface) n'augmente pas significativement la force de liaison.

Cependant, en observant le mode de fracture des spécimens, il est mis en évidence que celle-ci se produit parallèlement à l'interface dans la céramique cosmétique, laissant ainsi une fine couche de céramique sur la zircone. Il en est déduit que la résistance à la fracture de l'interface est plus importante que la résistance à la fracture de la céramique cosmétique elle-même d'où une fracture cohésive en son sein.

Le maillon faible n'est plus l'interface mais la fragilité de la céramique cosmétique. Ce n'est donc plus la force de liaison qui a été étudié mais véritablement la résistance à la fracture de la céramique cosmétique. Des conclusions sur l'efficacité du sablage seraient hâtives.

On peut alors en déduire, selon Fischer et coll (39), que la fissure se propage vers l'interface mais rencontre une couche de forces compressives internes au voisinage de l'interface. Cette dernière est créée par une discordance de coefficient de dilatation thermique et renforce la céramique cosmétique proche de l'interface. La fissure, s'approchant de cette zone, change de direction et cours parallèlement à l'interface dans l'épaisseur de céramique cosmétique.

3.3.4.2.3. Conclusion

Les études portant sur le sablage et ses conséquences sont souvent contradictoires. Bien qu'étant grandement utilisée au laboratoire de prothèse dentaire, la technique du sablage est bénéfique en terme de résistance mécanique de l'infrastructure zircone mais apparaît délétère vis-à-vis de la stabilité à long terme, limitant ou privant la zircone de son mécanisme de durcissement par transformation (certains cristaux de zircone se trouvant déjà en phase monoclinique) en plus d'introduire des défauts de surface.

Il est aujourd'hui communément admis que le sablage à l'oxyde d'alumine de 125 μ m à 4 bars n'est pas recommandé. Cette action engendrait des micro-fractures et une haute concentration en phases monocliniques de la surface, cependant, très rugueuse. Ces grains de zircone en phase m sont générés par l'impact du sable et son apport d'énergie. La restauration ainsi obtenue présente une interface fragilisée sous l'effet des mécanismes de vieillissement.

La surface la plus favorable sera obtenue par sablage léger à 2 bars avec un sable de masse réduite de 50 μ m. La surface est alors peu rugueuse (mais suffisante à l'accroche sans gêner le fluage de la céramique cosmétique) et les phases monocliniques rares, sans micro-fêlures mais avec une micro-tension de surface riche en énergie, propice à attirer la phase vitreuse lors de la cuisson.

3.3.4.3. Application d'un liner

Cette couche spécifique vise à opacifier une zircone trop blanche, à générer un fond de couleur (41).

Selon Aboushelib et coll (2), l'utilisation d'un liner entre Cercon core® et sa céramique (Cercon S®) cosmétique est recommandé car il multiplie presque par deux la force de liaison. Le liner est composé de céramique feldspathique enrichie en sélénium et utilisé en première intention pour masquer la couleur blanche de la zircone.

Cependant, ceci n'est pas vrai dans tous les cas. En effet, l'application dans liner en utilisant Rondo Dentine® et Cercon Express® fragilise la liaison à l'interface. Il en est de même pour Empress II®, selon De Kler et coll (24). L'application d'un liner diminue également la force d'adhésion lorsqu'il est appliqué sur Ce-TZP/Al, selon Fischer et coll (39).

3.3.4.4. Mordantage (19, 20)

Cette technique est aujourd'hui testée sur l'intrados des infrastructures zircone dans le but d'augmenter la rugosité de surface et, ainsi, permettre une meilleure interaction micromécanique avec le système d'assemblage. Ce traitement, basé sur un processus d'infiltration induit par la chaleur, entraînerait un réarrangement des cristaux de zircone ainsi que des nano-porosités intergranulaires rendant la surface traitée jusqu'à 100 fois plus rugueuse.

Plusieurs techniques sont étudiées :

- Mordançage par infiltration sélective SIE

Une fine couche d'un agent infiltrant, contenant un verre à fusion basse température et des additifs, est appliquée à la surface. L'échantillon est chauffé à 750°C pendant 1 minute, refroidit à 650°C pendant 1 minute puis maintenu à 750°C pendant 20 minutes et, enfin, refroidit à température ambiante. La couche d'agent infiltrant sera éliminée dans un bain d'ultrasons pendant 30 minutes.

- Mordançage à chaud

La solution de mordançage, contenant 80% de méthanol et 20% d'acide chlorhydrique à 37%, est chauffée à plus de 100°C puis appliquée sur l'échantillon pendant 10, 30 et 60 minutes.

Les résultats sont sans appel : le mordançage à chaud pendant 60 minutes permet d'obtenir une rugosité de 100nm contre 7nm en cas de sablage aux particules d'alumine de 125µm pendant 10 secondes.

Les observations au microscope à force atomique (AFM) sont criantes :

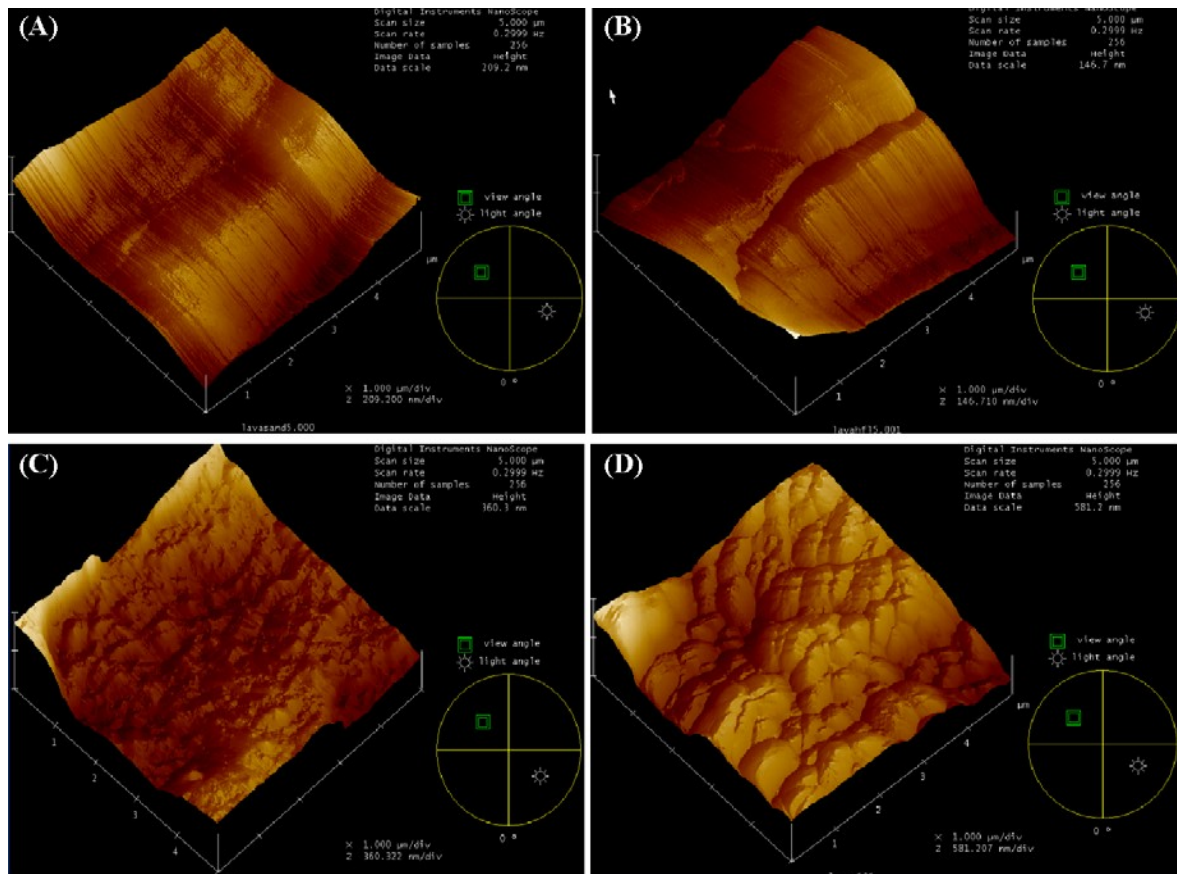


Illustration 94: Observation au microscope à force atomique de la surface de zircone après différents traitements de surface: (A) sablage, (B) mordançage à l'acide fluorhydrique, (C) mordançage par infiltration sélective et (D) mordançage à chaud. Selon Casucci et coll (19, 20).

Ces expériences ont été tenues dans le but d'augmenter la force de liaison entre l'infrastructure zircone et le système de scellement ou de collage en développant les phénomènes d'interactions micromécaniques.

Ces nouvelles techniques ne seraient-elles pas applicables à l'extrados de l'infrastructure zircone augmentant ainsi les interactions micromécaniques de cette dernière avec la céramique cosmétique ? Provoquent-elles des transformations cristallographiques dans la zircone ? D'autres études seront nécessaires afin de valider ou non ces hypothèses.

3.3.4.5. Traitement par la chaleur (regeneration firing) (35)

Cette méthode a pour but de provoquer une transformation m-t à la surface de la zircone après que celle-ci ait été traitée par sablage. Le passage de la chape pendant 15 minutes à 1000°C élimine la couche de zircone en phase monoclinique provoquée par le sablage. La force de liaison de la zircone et sa céramique, appliquée ultérieurement, est divisée par 2 dans le cas de ce traitement.

Cette diminution conséquente peut alors être expliquée par deux facteurs:

- La transformation de phase m-t est possible au dessus de 900°C, elle entraîne l'élimination de la couche compressive superficielle.
- Les microfissures ne se referment pas à 1000°C ce qui fragilise la zircone.

Il en résulte une diminution de la résistance de la zircone ce qui affecte la résistance à la fracture de la céramique cosmétique.

De Kler et coll (24) étudient la présence de zircone en phase m en utilisant la diffraction aux rayons X. Ils mettent en évidence la présence de zircone monoclinique après sablage aux particules d'alumine de 125µm à 2 bars de pression. La zircone est ensuite vernie et la restauration est cuite à 865°C. Aucune phase m n'est retrouvée après cuisson alors que la température de cuisson n'atteint pas la température théorique de transformation inverse m-t (1000°C).

Une hypothèse est proposée: le réseau cristallin de zircone a été déstabilisé lors du sablage, il est alors plus facile d'effectuer la transformation inverse afin de retrouver des conditions thermodynamiques stables.

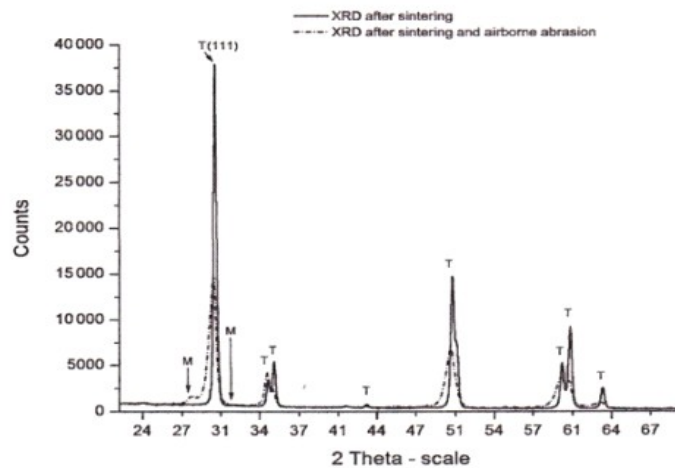


Illustration 95: Diffraction aux rayons X de la surface d'une zircone Y-TZP après frittage et après sablage, selon De Kler et coll (24).

Selon Oilo (79), certaines études concernant la prothèse orthopédique en zircone mettent en évidence une augmentation de la dégradation à basse température après traitement thermique. Ce type d'étude n'ayant pas été pratiqué sur la zircone dentaire, l'augmentation du phénomène appelé encore aging ne peut qu'être supposé.

En théorie, le traitement par la chaleur n'est pas conseillé car il supprime la couche compressive à la surface de la zircone. Cependant, lors de la cuisson de la céramique cosmétique sur l'infrastructure en zircone, les températures de cuisson sont apparemment capables de provoquer la transformation inverse m-t.

3.3.5. La présence de porosités, de défauts à l'interface

Les propriétés mécaniques de la zircone ne dépendent pas seulement de sa structure mais également de défauts présents dans la poudre de zircone ou des défauts induits par la technique de fabrication. En effet, la taille, le nombre et la distribution de ces défauts structuraux et de ces lacunes influent directement sur les propriétés mécaniques de l'infrastructure (104).

De plus, leur localisation a également un rôle important. Ainsi, des défauts de surface jouent le rôle de concentrateur de stress qui augmentent les contraintes appliquées en fonction de la sévérité des défauts de surface. Alors que les défauts présents dans le corps du matériau sont, eux, protégés par la matière les entourant (103).

La présence de lacunes, d'imperfections au niveau de l'interface céramo-céramique peut avoir un effet délétère sur la liaison à l'interface. En effet, ces défauts structuraux sont des sites de concentration de stress et sont donc à éviter.

Facteurs influençant la présence de lacunes à l'interface céramo-céramique :

- Etat de surface de l'infrastructure

L'infractuosité de la surface est un facteur important. En effet, il faut qu'elle soit suffisante pour permettre des interactions micromécaniques, mais contrôlée afin que la céramique cosmétique puisse combler la totalité des rugosités.

- Mouillabilité de l'infrastructure

La mouillabilité de la zircone est médiocre (15). Elle peut être augmentée par l'application d'un traitement comme Lava Ceram Framework Modifier® sur

l'infrastructure avant la cuisson de la première couche de dentine. Ce produit sera différent selon le système céramique utilisé.

- Viscosité de la céramique cosmétique

Ce facteur va de paire avec la mouillabilité de la zircone, le but étant que les deux matériaux présentent une surface de contact maximale. La viscosité de la céramique devra être réduite afin que, lors de son application, elle épouse la surface de l'infrastructure tout en laissant échapper les bulles d'air emprisonnées à l'interface.

Augmenter l'enchevêtrement des matériaux permet d'augmenter la liaison micro-mécanique.

- Technique de fabrication : pressée vs barbotine

Aboushelib et coll (3, 9) compare l'interface et le mode de fracture de deux restaurations céramo-céramique.

La première est constituée d'une chape en zircone usinée par CFAO ajoutée d'une céramique cosmétique appliquée manuellement. L'interface présente de nombreux défauts, des bulles et le mode de fracture est à 50% adhésif exposant la zircone. De plus, on observe des fissures d'origine occlusale qui traversent toute l'épaisseur de la céramique cosmétique et qui changent de direction au contact de l'interface et se propage le long de celle-ci.

La seconde est composée d'une chape en zircone usinée recouverte d'une céramique cosmétique pressée. L'interface montre un contact constant entre les deux matériaux, sans défaut et on n'observe que de minimes fractures de la céramique cosmétique. Compte tenu du fait que les autres variables sont fixes (sauf le coefficient de dilatation thermique des céramiques cosmétiques différent: $10,5\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$ pour la céramique pressée et $9,3\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$ pour la céramique manuelle),

la présence de défauts à l'interface est un facteur important de l'adhésion céramo-céramique.

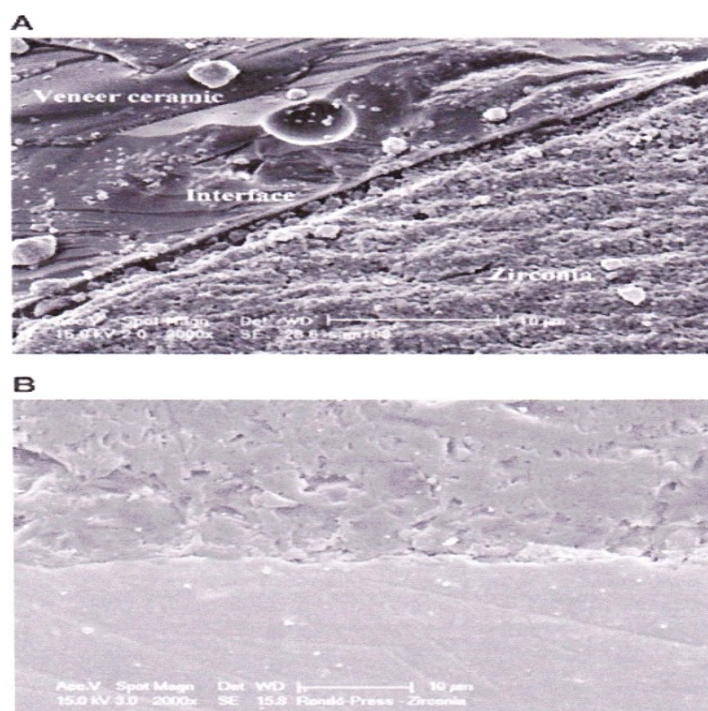


Illustration 96: Au microscope électronique x3000: (A) interface zircone-cosmétique lorsque la céramique cosmétique est appliquée manuellement, (B) lorsque la céramique cosmétique est pressée, selon Aboushelib et coll (9, 3).

Le refroidissement sous pression diminue le risque de formation de lacunes. Pour deux spécimens de cette étude, la fissure a pris naissance à l'interface et s'est propagée dans toutes les directions.

Les conclusions tirées par Aboushelib et coll. sont en accord avec les résultats de Guess (51). Ainsi, la technique pressée montre une céramique ayant un bien meilleur contact avec la zircone, augmentant la résistance de l'interface face aux fissures.

3.3.6. Type de zircone utilisé

La zircone utilisée peut être blanche ou colorée à l'aide de pigments (fer de 0,2 à 1,6%, magnésium de 0,2 à 0,4%, des traces d'erbium 66 et de praseodymium).

Ainsi, Aboushelib et coll (6, 7) démontrent une plus faible adhésion de la zircone colorée à la céramique cosmétique par rapport à son homologue non colorée, la force de liaison passant de 30-40MPa à 15-25MPa.

Ils proposent une hypothèse: Sachant que le point de fusion de l'oxyde de fer (1565°C), pigment principal, est plus bas que le point de fusion des oxydes d'yttrium et d'hafnium (2410°C et 2751°C respectivement), les pigments métalliques pourraient entrer en compétition avec les éléments stabilisants et se loger à leurs places. Ainsi, pendant le frittage de l'infrastructure, l'oxyde de fer remplacerait les oxydes d'yttrium et d'hafnium, diminuant alors la stabilité du matériau et ses propriétés mécaniques.

La méthode de coloration de la zircone peut également influencer la force de liaison céramo-céramique (6, 7).

En effet, pour le système Cercon®, les pigments sont ajoutés à la poudre de zircone, avant la mise en forme de bloc, ce qui garantit une distribution homogène du pigment.

Par contre, pour le système Lava®, le bloc de zircone est trempé dans une solution colorante contenant ces pigments et diffusant dans toute la structure. Le problème provoqué par cette méthode est une concentration en pigment supérieure à la surface de l'infrastructure que dans le corps du matériau. On observe alors la cristallisation des pigments à la surface pendant le frittage. Cette couche pourrait être responsable d'une diminution de la force de liaison entre la zircone et la céramique cosmétique.

3.3.7. Influence des techniques et des températures de cuisson/frittage

Comme pour toutes céramiques, qu'elles soient pressées ou sur armature zircon, c'est la qualité ou plus précisément la maturité des cuissons qui sera un vecteur majeur dans la validation des performances mécaniques et esthétiques.

Cependant, selon Remy Desprez, « les procédures de cuisson des céramiques en général provoquent peu d'intérêt, que ce soit de la part des fabricants ou des céramistes eux-mêmes, pas suffisamment conscients de leur importance. »

Ainsi, la conductivité thermique est un facteur primordial à prendre en compte dans le mécanisme de cuisson d'une restauration tout céramique. Les températures et le nombre de cuissons ainsi que la vitesse de refroidissement devront être adaptés à la nature et à l'épaisseur de l'infrastructure et de sa céramique cosmétique.

3.3.7.1. Conductivité thermique

La conductivité thermique exprime le flux de chaleur qui s'écoule à travers le matériau, selon un certain gradient de température. Elle s'exprime en W/mK. Les céramiques sont des isolateurs thermiques.

	Conductivité thermique en W. mK ⁻¹
Zircone	2 – 2,2
Alumine	3
Céramique feldspathique	2,3 – 2,4
Métal	30 - 40

Tableau 17: Conductivité thermique de différents matériaux dentaires.

Certains facteurs sont capables d'influer la conductivité thermique comme:

- La taille des grains
- La nature du matériau
- La porosité et les défauts
- La températures
- Le temps

La faible conductivité thermique de la zircone est un facteur important à prendre en compte pour parfaire les mécanismes de cuisson. En effet, l'infrastructure en zircone sera lente à monter en température et également à refroidir et, ceci, aura des conséquences sur la transmission de la chaleur à la céramique cosmétique.

Ainsi, lors du refroidissement après cuisson, la surface de la céramique cosmétique refroidit rapidement alors que la cosmétique à l'interface refroidit plus doucement. Un important gradient de température est alors présent dans la restauration provoquant l'introduction de contraintes résiduelles (30, 106, 107, 108).

3.3.7.2. Vitesse de refroidissement (97, 43, 89, 49)

La vitesse de refroidissement est un facteur important à considérer vis à vis de la force de liaison céramo-céramique. En effet, pour des températures comprises entre la température de fusion (T_g) et la température ambiante, la création de contraintes thermiques résiduelles, entre l'infrastructure et la céramique de recouvrement, devra être maîtrisée.

Ces contraintes thermiques résiduelles sont essentiellement dues à une discordance de coefficient de dilatation thermique, ajoutée à la présence d'un gradient de température dans la céramique cosmétique, pendant le refroidissement. En effet, compte tenu de la faible conductivité thermique de toutes céramiques, la surface de la cosmétique refroidit rapidement alors que la cosmétique proche de l'interface refroidit plus doucement. Ainsi, lorsque la surface de la céramique entre en phase solide, la température au niveau de l'interface est toujours supérieure à la température de fusion. Cette « solidification en gradient » entraîne l'incorporation de nombreuses contraintes, dépendantes de la magnitude du gradient de température et de la vitesse de refroidissement.

Selon plusieurs études (97, 43, 89, 49), un refroidissement rapide provoque la formation de contraintes résiduelles compressives alors qu'un refroidissement lent (6 minutes selon Rues et coll (89)) entraîne la formation de contraintes résiduelles extensives.

La présence de contraintes compressives augmente la résistance à la flexion de la restauration mais élève également la probabilité d'éclat de céramique cosmétique. De plus, selon Gostemeyer et coll (43), la force de liaison céramo-céramique est augmentée par la présence de ces contraintes compressives.

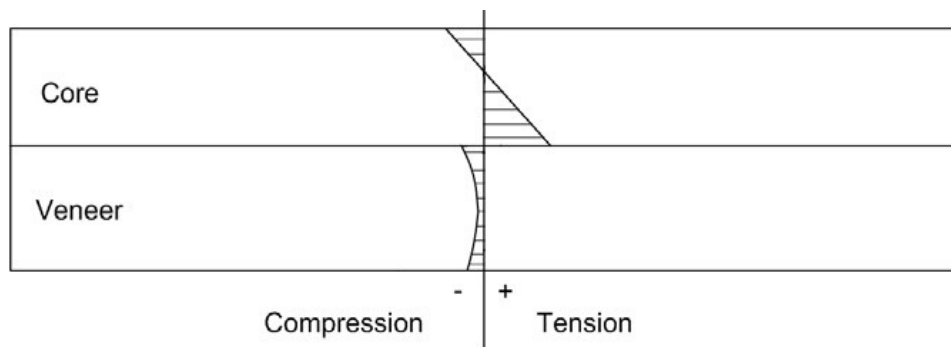


Illustration 97: Représentation schématique des contraintes après un refroidissement rapide, selon Gostemeyer et coll (43).

Au contraire, les contraintes extensives, provoquées par un refroidissement lent à chaque étape de cuisson ou seulement au moment du glaçage (89), préviennent les éclats de cosmétique mais diminuent la force de liaison céramo-céramique.

Par conséquent, les contraintes résiduelles devront être maîtrisées afin de renforcer la liaison céramo-céramique sans risquer de fragiliser la céramique cosmétique. Une vitesse de refroidissement intermédiaire devrait être déterminée par des études ultérieures.

3.3.7.3. Température et nombre de cuissons

Une étude de Oilo et coll (79) cherche à mettre en évidence la conséquence d'une ou des cuissons de la céramique cosmétique sur la résistance à la flexion d'une infrastructure zircone (DC Zirkon).

Ainsi, la résistance à la flexion de l'infrastructure apparaît diminuée lorsque celle-ci a préalablement subie des montées en température jusqu'à 900°C pendant 3 minutes.

Cependant, les propriétés mécaniques ne sont pas modifiées par le nombre de cuissons.

Ce phénomène s'explique par le fait que, lors de la première cuisson, les grains monocliniques de zirconium induit par fraisage, sablage,... peuvent effectuer une transformation m-t, diminuant alors la concentration en zirconium monoclinique dans l'infrastructure.

Les cuissons suivantes ne provoquent pas d'effet délétère supplémentaire.

De plus, les microfissures induites par le fraisage et le découpage pourraient se propager plus rapidement pendant et après la phase de cuisson à cause de l'altération de la taille des grains et de la liaison entre ces derniers en plus de la relaxation des contraintes compressives due à la première transformation t-m.

Enfin, certains auteurs suggèrent que la capacité des grains de zirconium à provoquer une transformation t-m afin d'arrêter la propagation d'une fissure, seraient diminuée par le traitement thermique (79).

D'après Desprez, un prothésiste dentaire, la zirconium ne doit pas être portée à plus de 800° lors de la cuisson de la céramique de recouvrement, sous peine de modifier sa phase par la reversion des cristaux monocliniques en quadratiques.

3.3.7.4. Directives de cuisson d'une céramique cosmétique sur une infrastructure zirconium (41, 112)

- cuisson de frittage de l'infrastructure zirconium
à 1600°C environ.

- Sablage

Quand la cuisson de frittage est terminée, la surface de zirconium sera sablée à

l'alumine (granulométrie : 50 μm ; pression : 2 bars), surtout dans les zones proximales. Ce sablage a pour but de rendre la surface suffisamment rugueuse et de la nettoyer en éliminant les résidus.

- Cuisson de connexion ou washbrand technique

Afin que la céramique adhère bien à l'armature, on augmente la température de cuisson d'une fine couche de dentine de 100° C ; elle devra être maintenue pendant au moins 2 - 3 minutes. On obtient alors une couche très intime avec la surface de l'armature.

Mais cette méthode, très bonne pour les céramiques « basse fusion » (760-860°C), obligerait pour les « haute fusion » (890-980°C) à élever la température de la zircone à des niveaux périlleux.

Cette technique de surcuisson est donc réservée aux céramiques « basse fusion » en cuisant à moins de 950°C.

- Recouvrement « céramique » de la zircone

La zircone étant un mauvais conducteur thermique, elle doit être cuite selon une procédure bien spécifique.

Si le bridge à recouvrir de céramique est fin, qu'il ne comporte pas d'éléments intermédiaires épais, la cuisson pourra s'effectuer selon la procédure habituelle avec une montée en température de 55°C/min.

Si le volume des éléments intermédiaires est plus important, une courbe de cuisson spéciale sera indispensable, car la céramique montée sur ceux-ci cuira plus difficilement que celle montée sur les chapes. Ainsi, la montée en température devra être lente tout comme le refroidissement, sinon des fissures risquent de se former.

Afin de compenser cet écart de diffusion thermique entre les couronnes et les éléments intermédiaires, le temps de maintien de la température finale est de 2

minutes. Dans un certain nombre de cas, notamment lorsqu'il s'agit d'un bridge volumineux, un temps de maintien de 3 minutes et une réduction en température de 10 - 15°C est conseillée.

Poids par unité	Vitesse de montée en température
Moins de 1g	55°C/min
De 1g à 2g	45°C/min
De 2g à 3g	35°C/min
Plus de 3g	25°C/min

Tableau 18: Evolution de la vitesse de montée en température selon le volume de l'infrastructure, selon ZirkonZahn (112).

En résumé :

- Eviter de surchauffer la pièce (jet de vapeur, fraisage et brillantage par polissage).
- Réaliser une cuisson de connexion (dentine), en augmentant de 100°C la température de cuisson.
- Plus l'armature sera massive, plus la montée en température devra être lente.
- Quelle que soit la taille de l'armature, le temps de maintien de la température finale doit être d'au-moins 2 minutes.
- Avant de sortir les pièces du four, attendre que la température soit descendue en dessous de 200 °C afin d'éviter tout choc thermique.

3.3.8. Propriétés et compositions des céramiques cosmétiques

Cette étude de Fahmy (33) compare la force d'adhésion à l'interface de trois céramiques cosmétiques (Vita VM7®, Vitadur N® et Vitadur Alpha®) à une infrastructure en InCeram Alumina®. Il apparaît que les valeurs d'adhésion sont plus importantes pour la céramique VM7® composée d'une matrice vitreuse et d'une phase cristalline de structure très fine et compacte comparée aux deux autres céramiques dont la structure apparaît plus grossière, granulaire et poreuse.

Lors de l'observation au microscope électronique, trois situations différentes sont observables :

- ✓ Vitadur N® (A) : un espace de 204 à 619 μm est visible entre les deux matériaux indiquant une interface de mauvaise qualité.
- ✓ Vitadur Alpha® (B) : l'adhésion est apparente au microscope mais il existe des lacunes et des porosités dans la céramique cosmétique.
- ✓ Vita VM7® (C) : l'adhésion apparaît parfaite au microscope, aucune porosité n'est décelable. Une zone intermédiaire est présente au niveau de l'interface où les deux céramiques semblent se mélanger. Cette zone est la cause probable d'une forte adhésion entre les deux matériaux.

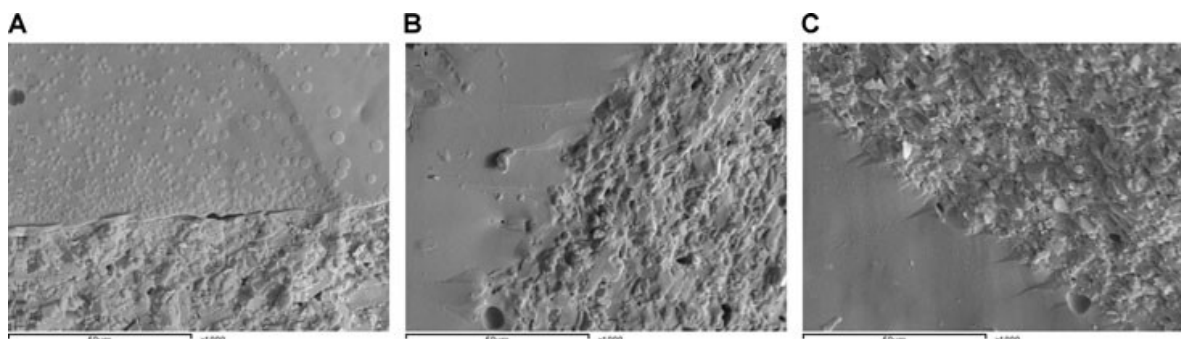


Illustration 98: Comparaison de la structure des trois céramiques et de leurs interfaces avec l'InCeram Alumina®, selon Fahmy (33).

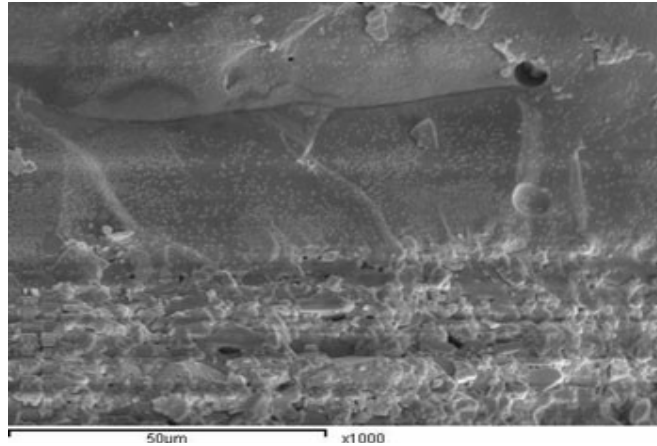


Illustration 99: Observation au microscope électronique de la zone interfaciale reliant l'InCeram Alumina® (en bas) et la céramique Vita VM7® (en haut), selon Fahmy (33).

On peut alors supposer que cette bonne interaction est due à la structure de la céramique Vita VM7®. En effet, les grains cristallins très fins sont plus à même de combler les irrégularités de surface de l'alumine causées par le sablage, et augmente donc l'enchevêtrement mécanique des deux matériaux. Au contraire, la céramique Vitadur N®, composée de plus gros grains, limite la mouillabilité et la bonne interaction entre les deux surfaces. L'adhésion en est diminuée.

De plus, une adhésion chimique est envisageable et augmentée par l'augmentation des surfaces de contact.

En résumé, afin d'associer les matériaux les plus compatibles, exhibant une interface de grande qualité, il faudra:

- ✓ Assurer une différence de coefficient de dilatation thermique de $0,5\mu\text{m.K}^{-1}$ entre la céramique d'infrastructure et son homologue esthétique afin de permettre la formation de contraintes compressives dans la céramique cosmétique proche de l'interface.
- ✓ Sabler l'extrados de la chape afin de créer une surface rugueuse propice à l'adhésion micro-mécanique. Dans le cas où le matériau contient de la zircone, le sablage (aux particules d'alumine de $50\mu\text{m}$, à 2 bars de pression) permet la formation d'une couche compressive à sa surface, bénéfique aux propriétés de résistance de la céramique.
- ✓ Éliminer au maximum le nombre de bulles et de défauts présents à l'interface. Pour cela, la surface de l'infrastructure devra être mouillable et la cosmétique présenter une structure fine et une faible viscosité, afin de maximiser l'enchevêtrement des matériaux.
- ✓ Éviter de surchauffer les infrastructures à base de zircone tant pendant les manipulations que pendant les cuissons. Le retour à la phase quadratique, possible au-dessus de 850°C , est délétère pour les propriétés mécaniques de la structure.
- ✓ Adapter la vitesse de montée en température pour les intermédiaires essentiellement. Puis le temps de maintien à température devra être d'au moins 2 minutes.

4. Perspectives

4.1. Au sujet de la liaison céramo-céramique

Grâce à de nombreux travaux de recherches scientifiques, la lumière fut faite sur les différentes variables modifiant la force de liaison céramo-céramique. En effet, la compréhension des caractéristiques de cette liaison a permis d'ajuster les différents paramètres, aboutissant ainsi à la fabrication d'une restauration pérenne.

Dans des études récentes, les chercheurs affirment observer une fine couche de céramique cosmétique à la surface de l'infrastructure. La zone de faiblesse n'est donc plus l'interface mais la céramique cosmétique probablement soumise à des contraintes résiduelles la fragilisant.

Les fabricants de consommables dentaires adaptent leurs produits à ces nouvelles découvertes afin de mettre sur le marché les céramiques les plus compatibles.

Parallèlement, les prothésistes dentaires adaptent leurs techniques afin que le fruit de leur travail présente des propriétés mécaniques permettant une longévité d'au moins 10 ans.

4.2. Autres méthodes de montage de restaurations tout céramiques

4.2.1. Méthode de montage mixte (1, 102)

Une méthode de montage mixte de la cosmétique a été proposée afin de tirer partie des avantages de chaque technique: la barbotine et la pressée. Ainsi, une première couche de vitrocéramique est montée au contact de l'armature en zircone, en méthode « pressée », puis une deuxième couche de céramique feldspathique est montée en superficie en méthode traditionnelle. La restauration bénéficie ainsi d'une liaison de qualité grâce à la vitrocéramique pressée et des avantages esthétiques de la céramique feldspathique.

D'après les travaux d'Aboushelib et coll, cette méthode présente les avantages de la technique pressée affichant une liaison zircone-céramique de qualité, ainsi que de la technique manuelle obtenant un résultat final plus esthétique.

En effet, la technique pressée a été développée récemment afin de limiter l'introduction de défauts à l'interface et augmenter la surface de contact entre les deux matériaux. Cependant, la céramique pressée est monochromatique, seul un maquillage de surface est applicable, limitant la possibilité de retouche.

Lorsque la méthode de montage mixte associe une céramique pressée et une céramique feldspathique sur une infrastructure zircone, la force de liaison à l'interface chape-cosmétique reste semblable à celle obtenue pour une technique pressée simple.

L'interface entre les céramiques pressée et feldspathique apparaît de qualité, sans défaut majeur, malgré la composition différente des matériaux.

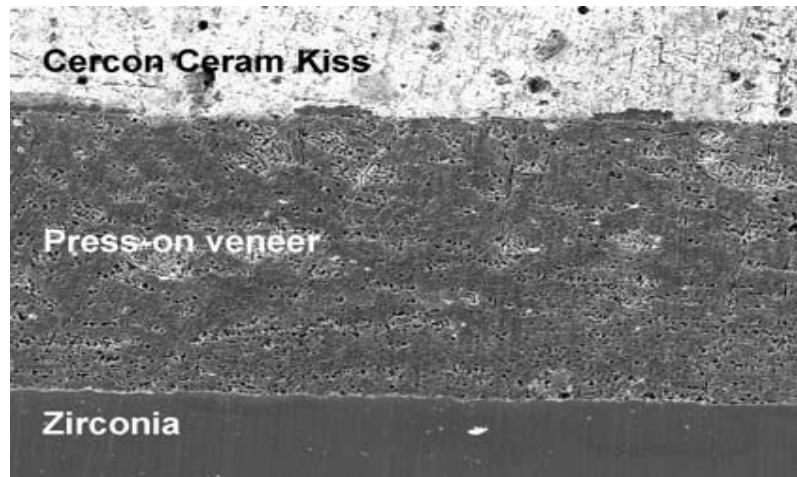


Illustration 100: Section d'un échantillon issu de l'étude. Mise en évidence des structures et des interfaces, selon Aboushelib et coll (1).

4.2.2. Collage de la céramique cosmétique sur l'infrastructure (63, 71, 72)

Cette alternative propose de fabriquer la cosmétique et la chape séparément et de les coller ensuite ensemble, à faible température et à l'aide d'un adhésif .

C'est la société Vita qui propose la première la Vita Rapid Layer Technology alliant une infrastructure en zircone InCeram YZ® à de la céramique feldspathique Vitablocs TriLuxe® de structure fine. Ces deux structures seront collées à l'aide d'un composite de scellement classique (Panavia 21 ou RelyX Unicem Clicker, composite modifié au phosphate et composite autoadhésif respectivement).

Cette technique supprime les contraintes liées à l'inadéquation des coefficients de dilatation thermique et établie une barrière à la propagation des fissures au niveau de l'interface. Elle bénéficie également de l'extrême précision des systèmes CFAO.

Cependant, l'utilisation d'adhésif peut également avoir des effets négatifs. En effet, l'interface présentant des propriétés mécaniques plus faibles, le risque de délamination et le degré de flexion de la cosmétique pour une même force appliquée seront augmentés.

Ainsi, l'adhésif devra:

- Etre suffisamment rigide afin de minimiser la flexion de la céramique cosmétique soumise à des forces occlusales, et dans le même temps augmenter la résistance à l'initiation d'une fissure radiale.
- Ne pas être trop rigide afin de ne pas être fragile et réduire la résistance à la propagation de la fissure le long de l'interface.
- Posséder une grande capacité d'adhésion chimique aux deux matériaux afin de limiter les risques de délamination.

Il s'agit alors de tester différents adhésifs et épaisseur d'adhésif afin de sélectionner celui ou ceux qui permettront la fabrication d'une restauration pérenne.

4.2.2.1. Type d'adhésif

Une étude de Kim et coll (63) cherche à mettre en évidence les adhésifs les plus adaptés au collage de la céramique cosmétique sur l'infrastructure (zircone ou alumine).

Ainsi, certains produits exhibent de bien meilleurs résultats:

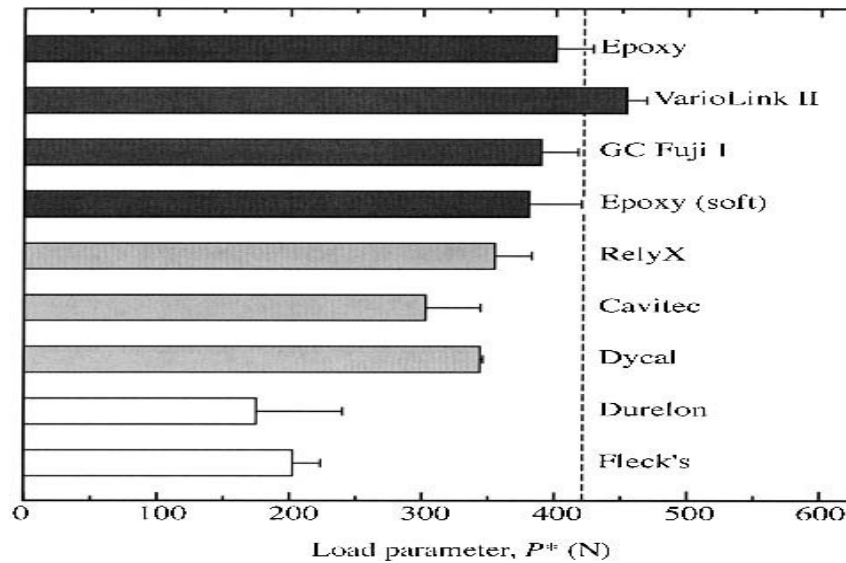


Illustration 101: Graphique mettant en relation la force maximale appliquée à différents adhésifs et leurs modes de fracture, selon Kim et coll (63).

Les bars noirs représentent les échantillons démontrant une bonne adhésion.

Les bars grises représentent les échantillon ayant fracturé par délamination pendant l'application de la force.

Les bars blanches représentent les échantillons ayant fracturé spontanément par délamination.

Une étude de Lee et coll (72) examine alors plus précisément l'utilisation de résine adhésive de type Epoxy (module d'élasticité: $E_r = 2,3$ GPa) et de résine composite plus rigide ($E_c = 20,4$ GPa).

Les résultats sont sans appel: l'utilisation de résine composite permet l'application d'une force occlusale atteignant 1000N alors que la résine adhésive ne permet que 400N. L'adhésif devra alors exhiber un haut module d'élasticité (une grande rigidité) afin de limiter la flexion de la céramique cosmétique.

Dans cette étude, aucun cas de délamination n'est a signalé.

4.2.2.2. Épaisseur d'adhésif

Selon Lee et coll (71, 72), l'épaisseur d'adhésif doit être réduite afin de protéger la céramique cosmétique de fissures radiales, naissant dans l'intrados. En effet, plus la couche d'adhésif est épaisse, plus la céramique cosmétique subira la flexion lors de l'application d'une force occlusale. Une faible épaisseur d'adhésif est donc primordiale.

Cependant, ce paramètre n'a pas d'influence sur la résistance mécanique de l'infrastructure alumine ou zircone.

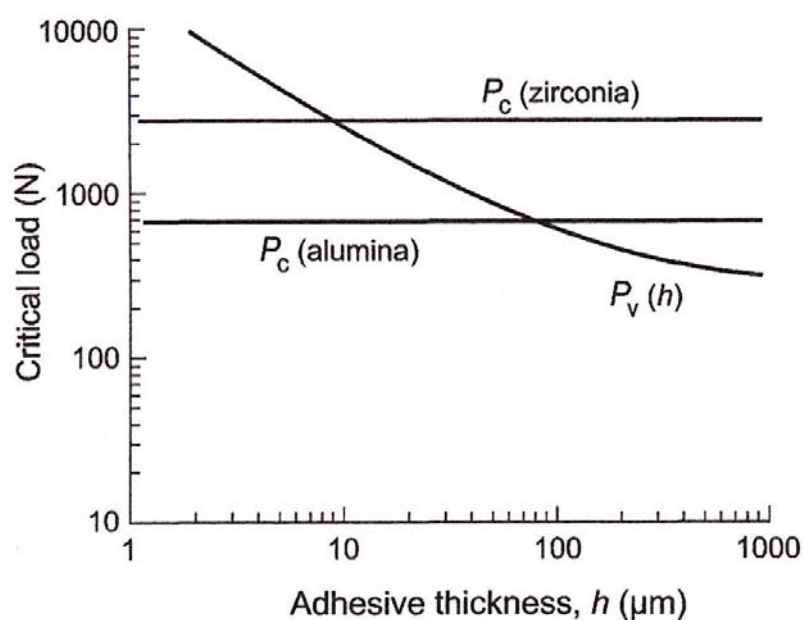


Illustration 102: Evolution de la force occlusale maximale en fonction de l'épaisseur d'adhésif, pour la céramique cosmétique (P_v) et les deux types d'infrastructure, selon Lee et coll (71).

4.2.3. Sintérisation de la céramique cosmétique sur l'infrastructure

Dans la même optique que le procédé de la gamme Vita, le principe consiste à lier une infrastructure en zircone usinée par CFAO à « un chapeau » de céramique cosmétique également usiné à partir d'un bloc, grâce à une céramique vitreuse de basse viscosité.

La restauration sera chauffée à 850°C dans le but de cuire la céramique de liaison.

La société Ivoclar est la première à expérimenter cette technique en utilisant IPSe.maxZirCAD® (TZP) comme infrastructure et IPSe.maxCAD® (disilicate de lithium) comme matériau cosmétique.

L'un des impératifs de la céramique de liaison expérimentale est d'avoir un coefficient de dilatation thermique compatible à ces deux matériaux (leurs CDT étant de 10,75 et 10,25 $\mu\text{m.K}^{-1}$ respectivement).

La résistance à la fracture de ce nouveau système est très importante (6200N) en comparaison aux techniques conventionnelles (~3600N). Cette différence peut être due à la différence de résistance à la flexion des céramiques cosmétiques utilisées (360MPa pour la céramique utilisée dans ce procédé contre ~100MPa pour la céramique cosmétique conventionnelle).

De plus, ce système ne présente que des fractures de type cohésive indiquant une bonne liaison à l'interface.

Ainsi, ces deux nouveaux systèmes assemblant deux structures usinées par CFAO sont très prometteurs et devraient se développer prochainement.

4.2.4. Structure tricouche à base de zircone (111)

L'équipe de Zhang a mis au point cette structure tricouche comportant une couche centrale de zircone recouverte sur chaque face d'un verre.

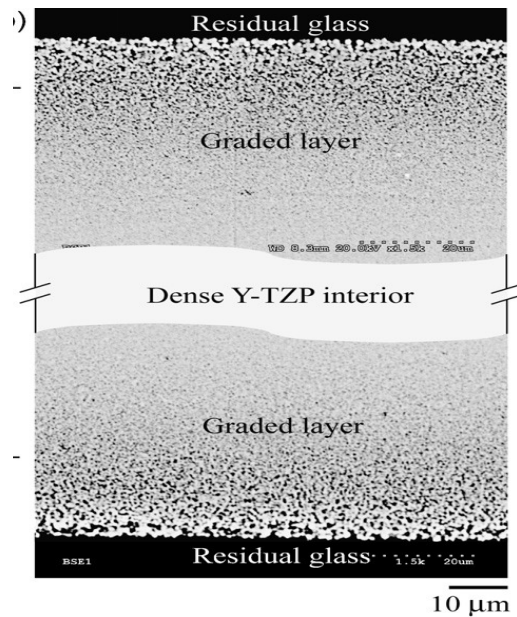


Illustration 103: Structure tricouche de zircone infiltrée de verre, selon Zhang et coll (111).

Pour cela, une poudre de zircone yttrée fine ($d \approx 28\text{nm}$) est compressée à froid à 200MPa puis pré-frittée à 1100-1400°C pendant 1 heure. Sur les deux faces de la zircone est alors appliqué un verre de silice développé dans le cadre de cette technique et de composition:

- SiO_2 65,5% en poids
- Al_2O_3 11,7%
- K_2O 10%
- Na_2O 7,3%
- CaO 3%
- Tb_4O_7 1,9%

L'avantage de ce verre est de rendre le produit final très translucide, de couleur légèrement jaune.

De plus, le coefficient de dilatation thermique de ce verre est environ égal à $10,4 \times 10^{-6}$, parfaitement adapté à la zircone yttrée ($10,5 \times 10^{-6} \mu\text{m}.\text{°C}^{-1}$)

La zircone est alors simultanément frittée et infiltrée de ce verre à 1450°C pendant 2 heures.

Cette structure tricouche pourra ensuite être simplement maquillée en surface ou vernie à l'aide d'une cosmétique adaptée afin de contrôler le résultat esthétique.

Les propriétés de résistance de ce modèle expérimental sont bonnes. En effet, le développement d'une fissure radiale, prenant naissance dans l'intrados, se fera pour des forces appliquées supérieures à celles nécessaires dans le cas de zircone Y-TZP conventionnel.

Il est également intéressant de noter que l'avantage en terme de résistance à la flexion est plus marqué pour des épaisseurs fines.

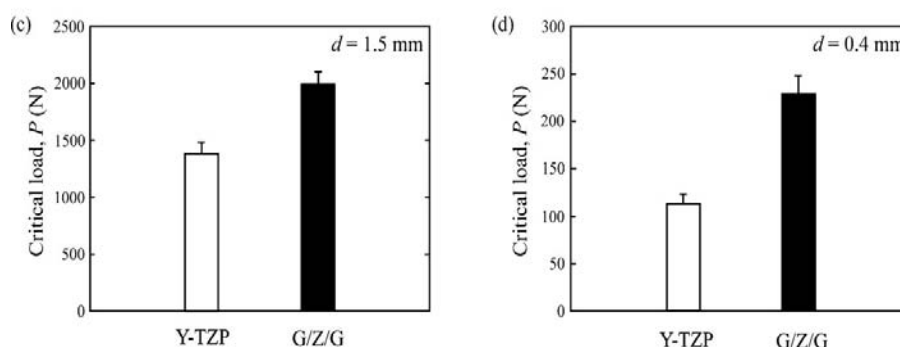


Illustration 104: Représentation de la force appliquée à la propagation d'une fissure radiale, pour une épaisseur de $d=1,5\text{mm}$ et $d=0,4\text{mm}$. Selon Zhang et coll (111).

L'intrados étant recouvert de verre, l'adhésion au substrat dentinaire sera facilitée par l'utilisation d'un système de collage par mordantage et silanisation.

Grâce à cette structure tricouche, le point de faiblesse qu'est l'interface zircone-cosmétique a été éliminé.

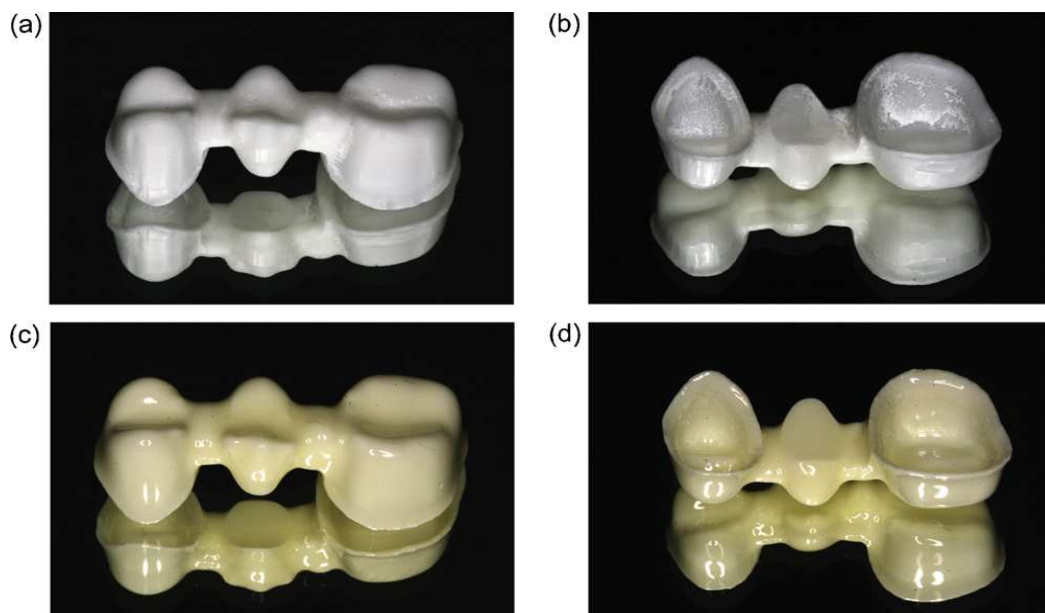


Illustration 103: Photographie de l'extrados (a) et de l'intrados (b) d'une infrastructure en Y-TZP, comparée à l'extrados (c) et l'intrados (d) d'une infrastructure en méthode tricouche, selon Zhang et coll (111).

Cette méthode intéressante de fabrication d'infrastructure tricouches demande à être développée d'avantages.

CONCLUSION

Dans le but de proposer au patient une restauration céramo-céramique dont la durée de vie sera d'au moins 10 ans, l'adaptation des différentes propriétés des céramiques est nécessaire dans cette structure bicouche.

En effet, l'origine et la propagation d'une fissure aboutissant à une décohésion interfaciale apparaissent complexes, dépendant de facteurs internes au matériau (nature, composition, mode de mise en forme,...) et de facteurs externes (taille de la restauration, forces masticatoires appliquées, contacts occlusaux,...).

Ainsi, les matériaux seront choisis pour leurs propriétés mécaniques mais également pour leur compatibilité thermique.

Nous préférons donc:

1. un matériau d'infrastructure:

- dense, sans porosité ni défaut
- aux propriétés de résistance élevées
- dans un état cristallographique contrôlé (suffisamment stable)
- granulométrie adaptée
- peu sensible au vieillissement
- surface sablée à l'oxyde d'aluminium de 50 μ m à 2 bars de pression
- grande mouillabilité de surface ou addition d'un agent augmentant la mouillabilité

2. une céramique cosmétique:

- dense
- aux propriétés de résistance maximale
- viscosité faible
- application simple
- taille des grains faible
- température de cuisson basse
- technique pressée

L'un des points le plus important est la compatibilité de leur coefficient de dilatation thermique, introduisant des contraintes bénéfiques lorsque la différence de CDT chape-cosmétique est légèrement positive ($+0,5\mu\text{m.K}^{-1}$).

De plus, l'épaisseur et l'homothétie des matériaux, le design et la superficie des connexions de bridge sont autant de paramètres ajustables par le prothésiste dentaire lors de l'élaboration de la restauration. Ainsi, une conception réfléchie de la restauration avec des épaisseurs homogènes de matériau et des superficies de connexions de bridge suffisantes permettront d'assurer la pérennité de la prothèse.

De la même façon, la taille, la localisation et l'angulation du contact occlusal correspondent à des facteurs ajustables par le praticien et le prothésiste, dans le but de répartir les forces de mastication appliquées.

Autant de critères sont à adapter afin d'obtenir une liaison céramo-céramique viable entre deux matériaux compatibles, capable de résister aux conditions de vie intra-buccales. Ce défi a été relevé grâce à de nombreuses recherches permettant l'élaboration et l'évolution d'associations de céramiques compatibles.

Index des illustrations

<u>Illustration 1</u> : Représentation schématique de la structure des différents types de céramique d'infrastructure, selon Kelly (61)	24
<u>Illustration 2</u> : Structure cristallographique de l'alumine	26
<u>Illustration 3</u> : Structure de l'alumine (en haut). Surface d'alumine Procera AllCeram® au microscope électronique après indentation Vickers (A), forte concentration en aluminium du matériau (B) d'après Lazar et coll (70).....	27
<u>Illustration 4</u> : Microstructure de l'alumine avant 1995 (A), Microstructure de l'alumine après 1995 (B), selon Raigrodski (87)	28
<u>Illustration 5</u> : Cristaux de baddeleyite (104).	30
<u>Illustration 6</u> : Cristaux de zircon (104).	30
<u>Illustration 7</u> : Diagramme de phase de la zircone yttrée, selon Vagkopoulou (104)	32
<u>Illustration 8</u> : Observation au microscope électronique de la surface de la zircone Y-TZP, d'après Lazar et coll (70).....	33
<u>Illustration 9</u> : Zircone Y-TZP stabilisée en phase quadratique, d'après Lazar et coll (70).	34
<u>Illustration 10</u> : Diffraction aux rayons X d'un grain tétragonal de zircone 3Y-TZP, selon Lazar et coll (70).	34
<u>Illustration 11</u> : Exemple de zircone en phase cubique, le zircon.	35
<u>Illustration 12</u> : Pour la zircone pure (ZrO ₂). Différentes structures cristallographiques en fonction de la température, selon Jacquot et coll (57).	35
<u>Illustration 13</u> : Mise en évidence de l'augmentation de volume lors de la transformation martensitique. Selon Deville et coll (28).	36
<u>Illustration 14</u> : Structure de la zircone dopée	37
<u>Illustration 15</u> : Propagation d'une microfissure dans une zircone Y-TZP. Transformation localisée de la phase tétragonale en phase monoclinique, selon Vagkopoulou et coll (104).	43
<u>Illustration 16</u> : Naissance, propagation et transformation martensitique permettant l'arrêt de la fissure, selon Fouquier (41).	43
<u>Illustration 17</u> : Relation résistance mécanique / ténacité pour différents matériaux à base de zircone, d'après Grémillard (44).	44
<u>Illustration 18</u> : Spectre de diffraction aux rayons X des nuances 10Ce-TZP, 12Ce-TZP et 16Ce-TZP avant et après rupture, selon El Attaoui (31).	45
<u>Illustration 19</u> : Graphique mettant en évidence l'évolution de la concentration en phase tétragonale en fonction de la taille des grains et la concentration en yttrium, selon Piconi et coll (83).	46
<u>Illustration 20</u> : Différentes étapes de vieillissement de la zircone sous l'action de l'eau, selon Chevalier (102).	48
<u>Illustration 21</u> : Action des molécules d'eau à la surface de la zircone, hypothèse soutenue par Yoshimura et coll (75).	50

<u>Illustration 22</u> : Description de la transformation t-m à différentes étapes et mesurée avec différentes techniques.	51
<u>Illustration 23</u> : Courbes temps / température de la transformation t-m de la zircone 3Y-TZP, d'après Tsubakio (104).....	53
<u>Illustration 24</u> : Mise en évidence de l'accélération de la transformation martensitique par les contraintes de traction, d'après Gremillard (44).....	53
<u>Illustration 25</u> : Evolution de la vitesse de vieillissement avec la taille des grains dans une 3Y-TZP, d'après Gremillard (44).....	55
<u>Illustration 26</u> : Evolution de la fraction de phase m dans une 2Y-TZP pour un vieillissement de 100 heures à 80°C (triangles) ou de 20 heures à 120°C (losanges), d'après Li et Watanabe (73)	55
<u>Illustration 27</u> : Comportement en vieillissement de zircons avec différents taux de stabilisant, d'après Gremillard (44).....	57
<u>Illustration 28</u> : Effet de la température et de la concentration en yttrium sur la cristallographie de la zircone, selon Vanni et Valter (75).	58
<u>Illustration 29</u> : Concentration en zircone monoclinique selon la concentration en stabilisant. Selon Vanni et Valter (75).....	58
<u>Illustration 30</u> : Vue en coupe au MEB de InCeram Alumina® infiltrée, selon Vita (105).	60
<u>Illustration 31</u> : Diffraction aux rayons X des poudres de céramique du système InCeram® (29).....	63
<u>Illustration 32</u> : Structure de l'InCeram Spinell® après infiltration de verre (x10 000), selon Vita (105).	66
<u>Illustration 33</u> : Observation au microscope électronique de la surface d'InCeram Zirconia® (A), diffraction aux rayons X indiquant la composition de la surface en différents points (B à D), d'après Lazar et coll (70).....	68
<u>Illustration 34</u> : Microstructure de l'Empress II® au microscope électronique, selon Holand (54).....	72
<u>Illustration 35</u> : Représentation des contraintes résiduelles dans la structure après différents traitements de renforcement chimique, selon Rosa et coll (88).	84
<u>Illustration 36</u> : Exemple de blocs de céramiques feldspathiques ou vitrocéramiques(A)	91
<u>Illustration 37</u> : Exemple de décohésion interfaciale, selon Poitou (84).....	97
<u>Illustration 38</u> : Comportement de la fissure face à l'interface de deux matériaux, selon Poitou (84).....	99
<u>Illustration 39</u> : Principe du test de Vickers.	100
<u>Illustration 40</u> : Trois types de fissures provoquées par un test d'indentation Vickers, selon El Attaoui (31).	101
<u>Illustration 41</u> : Principe du test de Hertz	102
<u>Illustration 42</u> : Principe de la flexion 3 points.....	103
<u>Illustration 43</u> : Principe de la flexion 4 points.....	104
<u>Illustration 44</u> : Mécanisme de formation des lignes de sillage et détermination du sens de propagation de la fissure, selon Quinn et coll (86).	105
<u>Illustration 45</u> : Formation d'une courbe de compression en fin de course de la fissure, selon Quinn et coll (86).	106

<u>Illustration 46</u> : Figure 1 (x10)	107
<u>Illustration 47</u> : Figure 2 (x10)	107
<u>Illustration 48</u> : Figure 3 (x15)	108
<u>Illustration 49</u> : Figure 4 (x127)	108
<u>Illustration 50</u> : Figure 5 (x1029)	108
<u>Illustration 51</u> : Figure 6.....	109
<u>Illustration 52</u> : Schématisation de la formation de contraintes dans la vitrocéramique par l'application d'une force occlusale, selon Jung et coll (58).	110
<u>Illustration 53</u> : Représentation schématique des forces mises en jeu lors d'un contact occlusal au cours d'un cycle masticatoire, selon Kim et coll (64).	112
<u>Illustration 54</u> : Développement de fissures coniques externes et internes....	113
<u>Illustration 55</u> : Image de microscopie électronique montrant la propagation d'une fissure en direction de l'interface (a), bifurcation à proximité de l'interface (b) et propagation le long de l'interface (c), selon Gostemeyer (43).	115
<u>Illustration 56</u> : Structure de la surface de céramique feldspathique, selon Etman (32).....	116
<u>Illustration 57</u> : Mise en évidence de porosités et de fissures à 5µm de la surface (A) jusqu'à 25 µm de la surface (D), selon Etman (32).	116
<u>Illustration 58</u> : Structure de la surface de céramique renforcée à la leucite, selon Etman (32).....	118
<u>Illustration 59</u> : Mise en évidence de la présence de fissures sous la surface (A) jusqu'à 20µm (D), selon Etman (32).....	118
<u>Illustration 60</u> : Structure de la surface du di-silicate de lithium, selon Etman (32).	119
<u>Illustration 61</u> : Mise en évidence de l'absence de microfissure dans ce matériau, selon Etman (32).	119
<u>Illustration 62</u> : Graphique mettant en relation le diamètre de l'indenteur, l'état de surface de l'échantillon et la force appliquée à la fracture, selon (63)	120
<u>Illustration 63</u> : Variation des contraintes de flexion à l'interface selon le diamètre de l'indenteur, selon Yi et Kelly (108).	121
<u>Illustration 64</u> : Application d'une force perpendiculaire à l'échantillon, selon Kim et coll (65)	122
<u>Illustration 65</u> : Application d'une force inclinée de 30° par rapport à l'horizontal, selon Kim et coll (65).....	122
<u>Illustration 66</u> : Evolution des fissures coniques soumises à une force perpendiculaire (a) et non perpendiculaire (b), selon Kim et coll (65).....	123
<u>Illustration 67</u> : Vue des fissures radiales se développant sur l'intrados, selon Kim et coll (65).....	124
<u>Illustration 68</u> : Nombre de cycles avant fracture selon la valeur et l'inclinaison de la force appliquée, sur la face occlusale, selon Kim et coll (65).	124

<u>Illustration 69</u> : Nombre de cycles avant fracture selon la valeur et l'inclinaison de la force appliquée, sur l'intrados, selon Kim et coll (65).	124
<u>Illustration 70</u> : Image de microscopie électronique (x8000) illustrant l'origine d'une fissure radiale, à l'interface zircone-cément, selon Aboushelib et coll (8).	128
<u>Illustration 71</u> : Photo au microscope électronique de l'interface zircone-céramique présentant une décohésion interfaciale et une fissure radiale dans la céramique cosmétique (en bas).	128
<u>Illustration 72</u> : Image FEA de la face gingivale d'un bridge mettant en évidence les contraintes de tension maximum au niveau de la connexion, selon Dittmer et coll (30).	129
<u>Illustration 73</u> : Analyse FEA d'une connexion de bridge, selon Kelly et coll (60).	131
<u>Illustration 74</u> : Trait de fracture et surface de fracture, selon Oh et coll (77).	132
<u>Illustration 75</u> : Surface de fracture d'un bridge à infrastructure Y-TZP, selon Taskonak et coll (99)	133
<u>Illustration 76</u> : Surface de fracture d'un bridge à infrastructure Y-TZP. Sont indiqués l'origine primaire et secondaire de la fissure, selon Taskonak et coll (99).	133
<u>Illustration 77</u> : Représentation schématique de l'embrasure gingivale, selon Oh et coll (77).	136
<u>Illustration 78</u> : Analyse de la fissuration du disilicate de lithium, selon Guazzato et coll (45).	140
<u>Illustration 79</u> : Analyse de la fissuration de InCeram Alumina® classique, selon Guazzato et coll (45).	141
<u>Illustration 80</u> : Analyse de la fissuration de l'InCeram Alumina® pressée, selon Guazzato et coll (45).	142
<u>Illustration 81</u> : Analyse de la fissuration de l'InCeram Zirconia®, selon Guazzato et coll (46)	144
<u>Illustration 82</u> : Analyse de la fissuration de la zircone Y-TZP, selon Guazzato et coll (46).	145
<u>Illustration 83</u> : Effet de l'environnement dans la propagation lente des fissures dans la zircone, selon Gremillard (44)	147
<u>Illustration 84</u> : Représentation schématique du phénomène d'emprisonnement hydraulique, selon Kim et coll (64).	148
<u>Illustration 85</u> : Propagation lente des fissures dans une zircone 3Y-TZP avec différentes tailles de grains, selon Gremillard (44)	150
<u>Illustration 86</u> : Image de microscopie électronique de l'interface infrastructure en Empress II core (en haut)-cosmétique en Empress Eris (en bas), d'après Aboushelib (2).	156
<u>Illustration 87</u> : Représentation schématique des disques subissant la déflexion, selon Isgro et coll (55).	167
<u>Illustration 88</u> : Distribution des contraintes résiduelles dues aux différences de CDT, selon la distance avec l'interface. Selon Hermann et coll (52). ...	169

<u>Illustration 89</u> : Représentation schématique des contraintes de tension et de compression dues à la différence de coefficient de dilatation thermique, selon Gostemeyer et coll (8).....	170
<u>Illustration 90</u> : Observation au microscope électronique de la surface de zircone Y-TZP fraisée par une instrumentation diamantée de 150µm, selon Kosmac et coll (68).....	177
<u>Illustration 91</u> : Vue au microscope électronique des dommages engendrés par le fraisage: des fissures radiales provoquant des éclats de zircone, selon Kosmac et coll (68).....	181
<u>Illustration 92</u> : Observation au microscope électronique de la surface de Y-TZP sablée aux particules d'alumine de 110µm, à 4bars, pendant 15s, selon Kosmac et coll (68).....	182
<u>Illustration 93</u> : Contraintes extensives maximales avant fracture en fonction du temps, pour la zircone Y-TZP et l'alumine fraisée puis poli, selon Zhang et coll (110).....	185
<u>Illustration 94</u> : Observation au microscope à force atomique de la surface de zircone après différents traitements de surface. Selon Casucci et coll (19, 20).....	190
<u>Illustration 95</u> : Diffraction aux rayons X de la surface d'une zircone Y-TZP après frittage et après sablage, selon De Kler et coll (24).....	192
<u>Illustration 96</u> : Au microscope électronique x3000: (A) interface zircone-cosmétique lorsque la céramique cosmétique est appliquée manuellement, (B) lorsque la céramique cosmétique est pressée, selon Aboushelib et coll (9, 3).	195
<u>Illustration 97</u> : Représentation schématique des contraintes après un refroidissement rapide, selon Gostemeyer et coll (43).	200
<u>Illustration 98</u> : Comparaison de la structure des trois céramiques et de leurs interfaces avec l'InCeram Alumina®, selon Fahmy (33).	204
<u>Illustration 99</u> : Observation au microscope électronique de la zone interfaciale reliant l'InCeram Alumina® (en bas) et la céramique Vita VM7® (en haut), selon Fahmy (33).	205
<u>Illustration 100</u> : Section d'un échantillon issu de l'étude. Mise en évidence des structures et des interfaces, selon Aboushelib et coll (1).....	210
<u>Illustration 101</u> : Graphique mettant en relation la force maximale appliquée à différents adhésifs et leurs modes de fracture, selon Kim et coll (63).....	212
<u>Illustration 102</u> : Evolution de la force occlusale maximale en fonction de l'épaisseur d'adhésif, pour la céramique cosmétique (Pv) et les deux types d'infrastructure, selon Lee et coll (71).....	213
<u>Illustration 103</u> : Structure tricouche de zircone infiltrée de verre, selon Zhang et coll (111).	215
<u>Illustration 104</u> : Représentation de la force appliquée à la propagation d'une fissure radiale, pour une épaisseur de d=1,5mm et d=0,4mm. Selon Zhang et coll (111).....	216
<u>Illustration 105</u> : Photographie de l'extrados (a) et de l'intrados (b) d'une infrastructure en Y-TZP, comparée à l'extrados (c) et l'intrados (d) d'une infrastructure en méthode tricouche, selon Zhang et coll (111).....	217

Index des tables

<u>Tableau 1</u> : Classification des céramiques selon leurs compositions et leurs procédés de mise en forme, selon Sadoun et Ferrari	14
<u>Tableau 2</u> : Propriétés mécaniques des différents matériaux céramiques. ...	19
<u>Tableau 3</u> : Valeurs du module d'élasticité.....	20
<u>Tableau 4</u> : Principales propriétés du Procera AllCeram®.....	29
<u>Tableau 5</u> : Composition et propriétés mécaniques moyennes des zircons Y-TZP et Ce-TZP, selon Jacquot et coll(57).	40
<u>Tableau 6</u> : Principales propriétés de l'InCeram Alumina®.....	64
<u>Tableau 7</u> : Principales propriétés de InCeram Spinell®.....	66
<u>Tableau 8</u> : Composition et principales propriétés de la céramique ZTA Vita InCeram Zirconia®, selon Jacquot et coll (57).	69
<u>Tableau 9</u> : Composition et propriétés mécaniques de la céramique ATZ Hint-Els Nanozir, selon Jacquot et coll (57).	71
<u>Tableau 10</u> : Principales propriétés du disilicate de lithium, selon Jacquot et coll (57).	76
<u>Tableau 11</u> : Dimensions minimales requises des connexions selon la longueur du bridge, d'après Studart et coll (94).....	135
<u>Tableau 12</u> : Valeurs expérimentales de la force de liaison unissant matériau d'infrastructure et matériau cosmétique, selon Molla et coll (74).	155
<u>Tableau 13</u> : Forces de liaison moyenne (en MPa) et mode de fracture (en %) pour différentes associations de céramiques d'infrastructure et de céramiques cosmétiques, d'après Ozkurt (81).	159
<u>Tableau 14</u> : Valeurs du coefficient de dilatation thermique de quelques céramiques.....	168
<u>Tableau 15</u> : Concentration en zircon monoclinique d'une infrastructure zircon après frittage et après fracture, selon Guazzato et coll (46).....	173
<u>Tableau 16</u> : Variation de la concentration en zircon monoclinique selon la présence de liquide, selon Tholey et coll (101).	174
<u>Tableau 17</u> : Conductivité thermique de différents matériaux dentaires. ..	198
<u>Tableau 18</u> : Evolution de la vitesse de montée en température selon le volume de l'infrastructure, selon ZirkonZahn (112).	203

Bibliographie

1. ABOUSHELIB MN, KLEVERLAAN CJ, FEILZER AJ.
Microtensile Bond Strength of Different Components of Core Veneered All-Ceramic Restorations. Part 3: Double Veneer Technique.
J Prosth 2008;17(1):9-13
2. ABOUSHELIB MN, DE JAGER N, KLEVERLAAN CJ, FEILZER AJ.
Microtensile Bond Strength of different components of Core Veneered All-Ceramic Restorations.
Dent Mater 2005;21:984-91
3. ABOUSHELIB MN, KLEVERLAAN CJ, FEILZER AJ.
Microtensile Bond Strength of different components of core veneered all-ceramic restorations, Part II.
Dent Mater 2006;22:857-63
4. ABOUSHELIB MN, FEILZER AJ, DE JAGER N, KLEVERLAAN CJ.
Prestresses in Bilayered All-Ceramic Restorations.
J Biomed Mater Res 2008;87(1):139-45
5. ABOUSHELIB MN, KLEVERLAAN CJ, FEILZER AJ.
Evaluation of a High Fracture Toughness Composite Ceramic for Dental Applications.
J Prosth 2008;17: 538-544
6. ABOUSHELIB MN, KLEVERLAAN CJ, FEILZER AJ.
Effect of Zirconia Type on its Bond Strength with Different Veneer Ceramics.
J Prosth 2008;17(5):401-08

7. ABOUSHELIB MN., KLEVERLAAN CJ., FEILZER AJ.
Effect of Zirconia Type on its Bond Strength with Different Veneer Ceramics.
J Prosth 2008;17:401-408
8. ABOUSHELIB MN, FEILZER AJ., KLEVERLAAN CJ.
Bridging the gap between clinical failure and laboratory fracture strength test using a fractographic approach.
Dent Mater 2009;25:383-391
9. ABOUSHELIB MN, DE KLER M, VAN DER ZEL JM, FEILZER AJ.
Microtensile Bond Strength and Impact Energy of Fracture of CAD-Veneered Zirconia Restorations.
J Prosthodont 2009;18(3):211-16
10. ALBAKRY M, GUAZZATO M, SWAIN MV.
Biaxial flexural strength, elastic moduli, and x-ray diffraction characterization of three pressable all-ceramic materials.
J Prosth Dent 2003;89(4):374-80
11. AL-DOHAN HM, YAMAN P, DENNISON JB, RAZZOOG ME, LANG BR.
Shear strength of core-veneer interface in bi-layered ceramics.
J Prosth Dent 2004;91(4):349-55
13. AL-MAKRAMANI BMA, RAZAK AAA, ABU-HASSAN MI.
Comparison of the Load at Fracture of Turkom-Cera to Procera AllCeram and In-Ceram All-Ceramic Restorations.
J Prosthodont 2009; 18: 484-488.

14. ASHKANANI HM, RAIGRODSKI AJ, FLINN BD, HEINDL H, MANCL LA.
Flexural and Shear Strengths of ZrO₂ and a high-noble Alloy bonded to their corresponding Porcelains.
J Prosth Dent 2008;100(4):274-84
15. BENETTI P, BONA AD, KELLY JR.
Evaluation of thermal compatibility between core and veneer dental ceramics using shear bond strength test and contact angle measurement.
Dent Mater 2010; 26: 743-750.
16. BONA AD, KELLY JR.
The clinical success of all-ceramic restorations.
JADA 2008; 139: 8S-12S
17. BOTTINO MA, SALAZAR-MAROCHO SM, LEITE FPP, VASQUEZ VC, VALANDRO LF.
Flexural Strength of Glass-Infiltrated Zirconia/Alumina-based Ceramics and Feldspathic Veneering Porcelains.
J Prosthodont 2009; 18: 417-420
18. BULPAKDI P, TASKONAK B, YAN J, MECHOLSKY JJ Jr.
Failure analysis of clinically failed all-ceramic fixed partial dentures using fractal geometry.
Dent Mater 2009; 25: 634-640
19. CASUCCI A, OSORIO E, OSORIO R, MONTICELLI F, TOLEDANO M, MAZZITELLI C, FERRARI M.
Influence of different surface treatments on surface zirconia frameworks.
J Dent 2009; 37: 891-897

20. CASUCCI A, MAZZITELLI C, MONTICELLI F, TOLEDANO M, OSORIO R, OSORIO E, PAPACCHINI F, FERRARI M.
Morphological analysis of three zirconium oxide ceramics: Effect of surface treatments.
Dent Mater 2010; 26: 751-760.
21. CÖMLEKOĞLU ME, DUNDAR M, OZCAN M, GÜNGÖR MA, GÖKÇE B, ARTUNC C.
Evaluation of Bond Strength of various Margin Ceramics to a Zirconia ceramic.
J Dent 2008;36(10):822-27
22. DE JAGER N, FEILZER AJ, DAVIDSON CL.
The influence of surface roughness on porcelain strength.
Dent mater 2000; 16: 381-388
23. DE JAGER N, PALLAV P, FEILZER AJ.
The influence of design parameters on the FEA-determined stress distribution in CAD-CAM produced all-ceramic dental crowns.
Dent Mater 2005; 21: 242-251
24. DE KLER M, DE JAGER N, MEEGDES M, VAN DER ZEL JM.
Influence of thermal expansion mismatch and fatigue loading on phase changes in porcelain veneered Y-TZP zirconia discs.
J Oral Rehab 2007;34:841-847
25. DEHOFF PH, ANUSAVICE KJ, GÖTZEN N.
Viscoelastic finite element analysis of an all-ceramic fixed partial denture.
J Biomechanics 2006;39:40-48

26. DEHOFFA PH, BARRETT AA, LEEB RB, ANUSAVICE KJ.
Thermal compatibility of dental ceramic systems using cylindrical and spherical geometries.
Dent Mater 2008;24:744-52
27. DENRY I, KELLY JR.
State of the art of zirconia for dental applications.
Dent Mater 2008; 24: 299-307
28. DEVILLE S., CHEVALIER J., EL ATTAOUI H.
Atomic Force Microscopy Study and Qualitative Analysis of Martensite Relief of Zirconia.
J Am Ceram Soc 2005;88(5):1261-1267
29. DIEGO AA, DOS SANTOS C, LANDIM KT, ELIAS CN.
Characterization of ceramic powders used in the InCeram systems to fixed dental Prothesis.
Mat Res 2007; 10:
30. DITTMER MP, KOHORST P, BORCHERS L, STIESCH-SCHOLZ M.
Finite element analysis of a four unit all-ceramic fixed partial denture.
Acta Biomaterialia 2009; 5: 1349-1355
31. EL ATTAOUI H.
Influence du renforcement sur le comportement en fatigue statique et cyclique des céramiques monolithiques de type alumine et zircone.
Thèse: Génie des matériaux. Lyon: INSA de Lyon, 2003, 143f.

32. ETMAN MK.
Confocal Examination of subsurface Cracking in ceramic Materials.
J Prosthodont 2009; 18: 550-559.
33. FAHMY NZ.
Bond Strength, Microhardness, and Core/Veneer Interface Quality of
an All-ceramic System.
J Prosthodont 2010; 19: 95-102.
34. FISCHER J, STAWARCZYK B.
Compatibility of machined Ce-TZP/Al₂O₃ nanocomposite and a
veneering ceramic.
Dent Mater 2007;23:1500-1505
35. FISCHER J, GROHMANN P, STAWARCZYK B.
Effect of Zirconia Surface Treatments on the Shear Strength of
Zirconia/Veneering Ceramic Composites.
Dent Mater J 2008; 27(3): 448-454.
36. FISCHER J., STAWARCZYK B., HAMMERLE CHF.
Flexural strength of veneering ceramics for zirconia.
J Dent 2008;36:316-321
37. FISCHER J, STAWARCZYK B, TROTTMANN A, HÄMMERLE C.
Impact of thermal misfit on shear strength of veneering
ceramic/zirconia composites.
Dent Mater 2009;25:419-23
38. FISCHER J, STAWARCZYK B, TROTTMANN A, HÄMMERLE C.
Impact of thermal properties of veneering ceramics on the fracture
load of layered Ce-TZP/A nanocomposite frameworks.
Dent Mater 2009;25:326-330

39. FISCHER J, STAWARCZYK B, SAILER I, HÄMMERLE CHF.
Shear bond strength between veneering ceramics and ceria-stabilized zirconia/alumina.
J Prosthet Dent 2010; 103: 267-274.
40. FLEMING GJP, EL-LAKWAH SFA, HARRIS JJ, MARQUIS PM.
The influence of interfacial surface roughness on bilayered ceramic specimen performance.
Dent Mater 2004;20: 142-49
41. FOUQUIER R.
Modelage céramique sur zircone.
Tech Dent 2009;270: 7-21
42. FRON H, COUDRAY L, ATTAL JP.
Céramiques CFAO, lesquelles choisir?
ID 2007;89:1693-1696.
43. GOSTEMEYER G, JENDRAS M, DITTMER MP, BACH FW, STIESCH M, KOHORST P.
Influence of cooling rate on zirconia/veneer interfacial adhesion.
Acta Biomater 2010;6:4532-4538
44. GREMILLARD L.
Relations microstructure-durabilité dans une zircone biomédicale [**en ligne**].
Thèse: Génie des matériaux. Villeurbanne: INSA,2002, 175f.
Disponible sur: [https // /lgremillard.free.fr](https://lgremillard.free.fr) [consulté le 20.01.2010]

45. GUAZZATO M, ALBAKRY M, RINGER SP, SWAIN MV.
Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part I. Pressable and alumina glass-infiltrated ceramics.
Dent Mater 2004; 20: 441-448.
46. GUAZZATO M, ALBAKRY M, RINGER SP, SWAIN MV.
Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part II. Zirconia-based dental ceramics.
Dent Mater 2004; 20: 449-456.
47. GUAZZATO M, ALBAKRY M, QUACH L, SWAIN MV.
Influence of surface and heat treatments on the flexural strength of a glass-infiltrated alumina/zirconia-reinforced dental ceramic.
Dent Mater 2005; 21: 454-463.
48. GUAZZATO M, QUACH L, ALBAKRY M, SWAIN MV.
Influence of surface and heat treatments on the flexural strength of Y-TZP dental ceramic.
J Dent 2005; 33: 9-18.
49. GUAZZATO M, WALTON TR, FRANKLIN W, DAVIS G, BOHL C, KLINEBERG I.
Influence of thickness and cooling rate on development of spontaneous cracks in porcelain/zirconia structures.
Austr Dent J 2010;55:306-310
50. GUESS PC, KULIS A, WITKOWSKI S, WOLKEWITZ M, ZHANG Y, STRUB JR.
Shear Bond Strengths between different Zirconia Cores and Veneering Ceramics and their susceptibility to Thermocycling.
Dent Mater 2008;24:1556-67

51. GUESS PC.
Effect of Veneering Techniques on Damage and Reliability of Y-TZP Trilayers.
Eur J Esth Dent 2009;4(3):262-276
52. HERMANN I, BHOWMICK S, LAWN BR.
Role of Core Support Material in Veneer Failure of Brittle Layer Structures.
J Biomed Mater Res Part B: Appl Biomater 2007; 82: 115-121.
53. HIRVONEN A, NOWAKA R, YAMAMOTO Y, SEKINO T, NIIHARA K.
Fabrication, structure, mechanical and thermal properties of zirconia-based ceramic nanocomposites.
J Europ Ceram Soc 2006;26:1497-1505
54. HÖLAND W, SCHWEIGER M, FRANK M, RHEINBERGER V.
A Comparison of the Microstructure and Properties of the IPS Empress2 and the IPS Empress Glass-Ceramics.
J Biomed Mater Res 2000;53: 297-303
55. ISGRO G, WANG H, KLEVERLAAN CJ, FEILZER AJ.
The Effects of Thermal Mismatch and Fabrication Procedures on the Deflection of layered All-Ceramic Discs.
Dent Mater 2005;21:649-55
56. ISGRO G, KLEVERLAAN CJ, WANG H, FEILZER AJ.
The influence of multiple firing on thermal contraction of ceramic materials used for the fabrication of layered all-ceramic dental restorations.
Dent Mater 2005; 21: 557-564.

57. JACQUOT B, LETHUILLIER J, FAGES M, BENNASAR B, FELENC S,
RAYNAL J, MARGERIT J.
Quelle zircone en odontologie prothétique ?
ID 2010 ;92 :10-16.
58. JUNG YG, WUTTIPHAN S, PETERSON IM, LAWN BR.
Damage Modes in Dental Layer Structures.
J Dent Res 1999; 78(4): 887-897
59. KAUR S, SHETTY DK, CUTLER RA.
R Curves and Crack-Stability Map: Application to Ce-TZP/Al₂O₃.
J. Am. Ceram. Soc 2007;90(11): 3554-58
60. KELLY JR, TESK JA, SORENSEN JA.
Failure of All-ceramic Fixed Partial Dentures in vitro and in vivo:
Analysis and Modeling.
J Dent Res 1995; 74: 1253-1258.
61. KELLY JR.
Dental ceramics: What is this stuff anyway?
JADA 2008; 139: 4S-7S
62. KELLY JR, DENRY I.
Stabilized zirconia as a structural ceramic: An overview.
Dent mater 2008; 24: 289-298.
63. KIM JH, MIRANDA P, KIM DK, LAWN BR.
Effect of an adhesive interlayer on the fracture of a brittle coating on
a supporting substrate.
J Mater Research 2003;18:222-227

64. KIM JW, KIM JH, THOMPSON VP, ZHANG Y.
Sliding Contact fatigue damage in Layered ceramic Structures.
J Dent Res 2007; 86: 1046-1050.
65. KIM JH, KIM JW, MYOUNG SW, PINES M, ZHANG Y.
Damage Maps for Layered Ceramics under Simulated Mastication.
J Dent Res 2008; 87: 671-675.
66. KIM JW, COVEL NS, GUESS PC, REKOW ED, ZHANG Y.
Concerns of Hydrothermal Degradation in CAD/CAM Zirconia.
J Dent Res 2010; 89(1): 91-95.
67. KOSMAC T, OBLAK C, JEVNIKAR P, FUNDUK N, MARION L.
The effect of surface grinding and sandblasting on flexural strength
and reliability of Y-TZP zirconia ceramic.
Dent Mater 1999; 15: 426-433
68. KOSMAC T, OBLAK C, JEVNIKAR P, FUNDUK N, MARION L.
Strength and Reliability of Surface Treated Y-TZP Dental Ceramics.
J Biomed Mater Res: Appl Biomater 2000; 53: 304-313.
69. KWON JE, LEE SH, LIM HN, KIM HS.
Bonding characteristics between zirconia core and veneering
porcelain.
Dent Mater 2009 ;25: e5-e46
70. LAZAR D, BOTTINO MC, ÖZCAN M, VALANDRO LF, AMARAL R,
USSUI V, BRESSIANI A.
Y-TZP ceramic processing from coprecipitated powders: A
comparative study with three commercial dental ceramics.
Dent mater 2008;24:1676-85

71. LEE JJ, KWON JY, BHOWMICK S, LLOYD IK, REKOW ED, LAWN BR.
Veneer vs. Core Failure in Adhesively Bonded All-ceramic Crown
Layers.
J Dent Res 2008; 87: 363-366.
72. LEE JJ, WANG Y, LLOYD IK, LAWN BR.
Joining Veneers to Ceramic Cores and Dentition with Adhesive
Interlayers.
J Dent Res 2007;86:745-748
73. LI JF, WATANABE R.
Phase transformation in Y₂O₃-partially-stabilized Z₂O₃ polycrystals
of various grains sizes during low-temperature aging in water.
J Am Ceram Soc 1998;81:2687-2691.
74. LOPEZ-MOLLA V, MARTINEZ-GONZALEZ A, MANES-FERRER JF,
AMIGO-BORRAS V, BOUAZZA-JUANES K.
Bond strength evaluation of the veneering-core Ceramics bonds.
Med Oral Patol Oral Cir Bucal –ahead of print.
75. LUGHI V, SERGO V.
Low temperature degradation –aging- of zirconia: A critical review of
relevant aspects in dentistry.
Dent Mater 2010;26: 807-820.
76. LUTHARDT RG, MS, RUDOLPHA H, HEROLDB V, WALTER MH.
CAD/CAM-machining effects on Y-TZP zirconia.
Dent Mater 2004;20:655–662

77. OH W, ANUSAVICE KJ.

Effect of connector design on the fracture resistance of all-ceramic fixed partial dentures.

J Prosthet Dent 2002; 87: 536-542.

78. OH W, GÖTZEN N, ANUSAVICE KJ.

Influence of Connector Design on Fracture Probability of Ceramic Fixed-partial Dentures.

J Dent Res 2002; 81: 623-627.

79. OILO M, GJERDET NR, TVINNEREIM HM.

The firing procedure influences properties of a zirconia core ceramic.

Dent Mater 2008; 24: 471-475.

80. OILO M, TVINNEREIM HM, GJERDET NR.

Qualitative and quantitative fracture analyses of high-strength ceramics.

Eur J Oral Sci 2009; 117: 187-193.

81. OZKURT Z, KAZAZOGLU E, UNAL A.

In vitro evaluation of shear bond strength of veneering ceramics to zirconia.

Dent Mater J 2010;29: 138-146.

82. PETITGENET H.

Apports du matériau zircone en prothèse fixée et implantaire.

Thèse: Chirurgie dentaire. Nancy: Université Henri Poincaré, 2006, 194f.

83. PICONI C., MACCAURO G.

Zirconia as a ceramic biomaterial.

Biomater 1999;20:1-25

84. POITOU B

Analyse de la fissuration au voisinage d'une interface dans les matériaux fragiles.

Thèse: Sciences physiques et de l'ingénieur mécanique. Bordeaux: Université de Bordeaux I, 2007, 233f.

85. POUJADE JM, ZERBIB C, SERRE D.

Céramiques dentaires.

EMC-Dentisterie 2004;1:101-117

86. QUINN JB, QUINN GD, KELLY JR, SCHERRER SS.

Fractographic analyses of three ceramic whole crown restoration failures.

Dent Mater 2005; 21: 920-929.

87. RAIGRODSKI AJ.

Contemporary materials and technologies for all-ceramic fixed partial dentures: A review of the literature.

J Prosth Dent 2004;92(6):557-62.

88. ROSA V, YOSHIMURA HN, PINTO MM, FREDERICCI C, CESAR PF.

Effect of ion exchange on strength and slow crack growth of a dental porcelain.

Dent Mater 2009; 25: 736-743

89. RUES S, KROGER E, MULLER D, SCHMITTER M.

Effect of firing protocols on cohesive failure of all-ceramic crowns.

J Dent 2010;38:987-994

90. SAITO A., KOMINE F., BLATZ MB., MATSUMURA H.
A comparison of bond strength of layered veneering porcelains to zirconia and metal.
J Prosthet Dent 2010;104:247-257
91. SALAZAR-MAROCHO SM, STUDART AR, BOTTINO MA, BONA AD.
Mechanical strength and subcritical crack growth under wet cyclic loading of glass-infiltrated dental ceramics.
Dent Mater 2010; 26: 483-490.
92. SANTANA T, ZHANG Y, GUESS P, THOMPSON VP, REKOW ED, SILVA N.
Off-axis sliding contact reliability and failure modes of veneered alumina and zirconia.
Dent Mater 2009; 25: 892-898
93. SCHERRER SS, QUINN JB, QUINN GD, WISKOTT HWA.
Fractographic ceramic failure analysis using the replica technique.
Dent mater 2007; 23: 1397-1404.
94. STUDART AR, FILSER F, KOCHER P, GAUCKLER LJ.
Fatigue of zirconia under cyclic loading in water and its implications for the design of dental bridges.
Dent Mater 2007;23:106-114
95. TASKONAK B, MECHOLSKY JJ JR, ANUSAVICE KJ.
Residual stresses in bilayer dental ceramics.
Biomater 2005; 26: 3235-3241.

96. TASKONAK B, MECHOLSKY JJ JR., ANUSAVICE KJ.
Fracture Surface Analysis of Clinically Failed Fixed Partial Dentures.
J Dent Res. 2006;85(3): 277-281.
97. TASKONAK B, BORGES GA, MECHOLSKY JR.JJ, ANUSAVICE KJ,
MOORE BK, YANA J.
The effects of viscoelastic parameters on residual stress development
in a zirconia/glass bilayer dental ceramic.
Dent Mater 2008;24:1149-55
98. TASKONAK B, GRIGGS JA, MECHOLSKY JJ Jr, YAN JH.
Analysis of Subcritical Crack Growth in Dental Ceramics Using
Fracture Mechanics and Fractography.
Dent Mater 2008; 24: 700-707.
99. TASKONAK B, YAN J, MECHOLSKY JJ JR, SERTGÖZ A, KOÇAK A.
Fractographic analyses of zirconia-based fixed partial dentures.
Dent Mater 2008; 24: 1077-1082.
100. THOLEY MJ, SWAIN MV, THIEL N.
SEM observations of porcelain Y-TZP interface.
Dent Mater 2009; 25: 857-862
101. THOLEY MJ, BERTHOLD C, SWAIN MV, THIEL N.
XRD micro-diffraction analysis of the interface between Y-TZP and
veneering porcelain: Role of application methods.
Dent Mater 2010; 26: 545-552.
102. TOULEMONDE B, DADA K, DAAS M.
Le point sur les armatures en zircone en prothèse implanto-portée.
ID 2010 ; 13 : 27-32.

103. TSALOUCHOU E, CATTELL MJ, KNOWLES JC, PITTAYACHAWAN P, MCDONALD A.
Fatigue and fracture properties of yttria partially stabilized zirconia crown systems.
Dent Mater 2008; 24: 308-318
104. VAGKOPOULOU T, KOUTAYAS SO, KOIDIS P, STRUB JR.
Zirconia in dentistry : Part 1. Discovering the nature of an upcoming bioceramic.
Eur J Esth Dent 2009; 4: 130-149
105. VITA
Sur le site de *Vita* [en ligne] (page consultée le 03.07.2010)
Disponible sur: www.vita.com
106. WALTER A.
Comportement in vitro des céramiques dentaires dans le milieu salivaire.
Thèse: Chirurgie dentaire. Nancy: Université Henri Poincaré, 2008, 127f.
107. WANG H, ABOUSHELIB MN, FEILZER AJ.
Strength influencing variables on CAD/CAM zirconia frameworks.
Dent Mater 2008; 24: 633-638
108. YI YJ, KELLY JR.
Effect of occlusal contact size on interfacial stresses and failure of a bonded ceramic: FEA and monotonic loading analyses.
Dent Mater 2008; 24: 403-409.

109. ZAHARAN M, EL-MOWAFY O, TAM L, WATSON PA, FINER Y.
Fracture Strength and Fatigue Resistance of All-Ceramic Molar
Crowns Manufactured with CAD/CAM Technology.
J Prosth 2008;17:370-77
110. ZHANG Y, LAWN BR, REKOW ED, THOMPSON VP.
Effect of Sandblasting on the Long-Term Performance of Dental
ceramics.
J Biomed Mater Res Part B: Appl Biomater 2004; 71: 381-386
111. ZHANG Y, KIM JW.
Graded structures for damage resistant and aesthetic all-ceramic
restorations.
Dent Mater 2009; 25: 781-790
112. ZIRKONZAHN
Sur le site de *Zirkonzahn* [en ligne] (page consultée le 13.08.2010)
Disponible sur: www.zirkonzahn.com

CONREAU (Céline) – LA LIAISON CERAMO-CERAMIQUE TIENDRA-T-ELLE SES PROMESSES?

Nancy, 2011 : 243 Pages.

Th : Chir-Dent : Nancy 2011

Mots Clés : Interface céramo-céramique
Zircone
Alumine
Mécanisme de fissuration
Coefficient de dilatation thermique
Transformation cristallographique

CONREAU (Céline) –LA LIAISON CERAMO-CERAMIQUE TIENDRA-T-ELLE SES PROMESSES?

Th : Chir-Dent : Nancy 2011

La liaison entre deux matériaux céramiques dentaires apparaît être le point faible des restaurations céramo-céramique. Dans ce sens, de nombreuses études ont vu le jour afin d'augmenter la force de liaison présente à l'interface de ces deux céramiques.

Cette thèse bibliographique décrit, dans un premier temps, la composition et la structure des différentes céramiques afin de mieux en comprendre leurs propriétés et leurs indications.

L'origine et la propagation de fissures seront étudiées afin de définir le mode de fracture capable de provoquer une décohésion interfaciale de la céramique cosmétique, ainsi que les facteurs modifiant ce mode de fracture.

L'interface céramo-céramique sera décrite dans le but d'objectiver les caractéristiques inhérentes aux matériaux (granulométrie, propriétés thermiques, propriétés exceptionnelles,...) et les techniques de préparation de la céramique (traitement de surface, technique de cuisson,...) bénéfiques pour la force de liaison à l'interface.

Enfin, des alternatives à cette structure bicouche seront proposées.

JURY :

M J.-P. LOUIS

M. J. SCHOUVER

M. S. BARONE

M. S. HESS

Professeur des Universités

Maître de Conférences des Universités

Assistant Hospitalier-Universitaire

Assistant Hospitalier-Universitaire

Président

Juge

Juge

Juge

Adresse de l'auteur :

Céline CONREAU
33 avenue Jean Jaurès
54500 Vandoeuvre-lès-Nancy

Jury : Président : J.P LOUIS - Professeur des Universités
Juges : J. SCHOUVER - Maître de Conférence des Universités
S.BARONE - Assistant Hospitalier Universitaire
S.HESS - Assistant Hospitalier Universitaire

Thèse pour obtenir le diplôme D'Etat de Docteur en Chirurgie Dentaire

Présentée par: **Mademoiselle CONREAUX Céline,**

né(e) à: **COLMAR (Haut-Rhin)**

le **27 janvier 1985**

et ayant pour titre : « **La liaison céramo-céramique tiendra-t-elle ses promesses ?** »

Le Président du jury,



JP. LOUIS

Le Doyen,
de la Faculté d'Odontologie

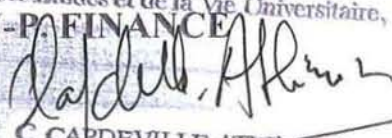


FACULTE DE CHIRURGIE DENTAIRE
96, av. de Lorraine de Tassilly
Le Doyen
Dr P. BRAVETTI
P. BRAVETTI
54029 - 54004 NANCY - FRANCE
UNIVERSITE HENRI POINCARÉ - NANCY

Autorise à soutenir et imprimer la thèse **3508**

NANCY, le **27.12.2010**

Le Président de l'Université Henri Poincaré, Nancy-I

Pour le Président
et par Délégation,
La Vice-Présidente du Conseil
des Etudes et de la Vie Universitaire,
J-P. FINANCE

C. CAPDEVILLE-ATKINSON

