

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université A.MIRA-BEJAIA
Faculté des Sciences Economiques, Commerciales et Sciences de Gestion
Département des Sciences Commerciales



Polycopié à caractère pédagogique
" Destiné aux étudiants
Du cycle Master en génie mécanique"

Intitulé : Propriétés Physiques et Mécaniques des Céramiques et leur comportement Tribologique

Préparé par :

Dr Rassim YOUNES

**Maître de conférences de classe B au Département Génie mécanique
Faculté de Technologie, Université Abderrahmane Mira, Bejaia, ALGERIE.**

Pièces jointes

- 1- Demande d'expertise**
- 2- Engagement**
- 3- Polycopié**

Avant-propos

Ce fascicule a été conçu comme support de cours pour les enseignements du module "Propriétés mécanique, physique et tribologique des céramiques", que j'ai assuré au niveau du Département du génie mécanique, Faculté de Technologie l'université A/Mira de Bejaia.

Ce cours s'intéresse aux fondements des Propriétés mécanique, physique et tribologique des céramiques. Il a pour but de familiariser les étudiants avec les principaux éléments de l'environnement tribologique et de conception des poudres de céramiques. Il prolonge le cours de science des matériaux de deuxième année de licence génie.

Ce support a pour objectif de donner aux étudiants, à travers le contenu des chapitres et les séries d'exercice, les bases de la compréhension des céramiques technique.

On a conçu le programme détaillé de ce module " Propriétés Physiques et Mécaniques des Céramiques et leur comportement Tribologique" dans le cadre du cycle Master génie mécanique option, génie matériaux en s'appuyant sur diverses références : des ouvrages reconnus dans la discipline, mais aussi et surtout des ressources en ligne. Les principales références que nous avons utilisées pour la composition de ce support sont données dans la bibliographie, particulièrement l'ouvrage D. Guitard,; Mécanique du matériau céramique et composites, Cépadués Ed. M.F. Ashby.; Matériaux. . Microstructure et mise en œuvre,; Dunod. J. Bodig, B.A. Jayne, & quot; Mechanics of Wood and Wood composites & quot;, Van Nostrand Reinhold.. J.M. Dinwoodie, &q uot; Timber, its Nature and behavior & quot;, Van Nostrand Reinhold.H.E. Desch, Timber, its Structure, Proprieties, and utilization & quot;, Macmillan.. D. Gay, & quot; Matériaux composites & quot;, Hermes. N.C. Hillyard, " ;Mechanics of Cellular Plastics & quot; Ap. Sc. Publishers. 8. M. Grayson, & quot; Encyclopedia of Composite Materials and Components & quot;.

Université Abderrahmane Mira-Béjaia

Faculté de Technologie

Département de Génie Mécanique

Intitulée du module : Propriétés physiques et mécaniques des Céramiques

Objectifs de l'enseignement:

L'objectif de cet enseignement est de montrer aux étudiants comment les propriétés physiques, mécaniques et thermomécaniques des céramiques peuvent être contrôlées par la microstructure et comment celle-ci peut être modifiée pour les améliorer.

Visées d'apprentissage

La compétence visée par ce cours, dans son ensemble, est « d'être capable de concevoir, d'analyser et d'implémenter un système théorique en relation avec état de surface pour le choix des outils à utiliser est très important pour le but de répondre aux exigences d'un commanditaire ».

En termes de connaissances, à vous apprendre les notions transcription du fonctionnement d'un système tribologique donné.

En termes de savoir-faire,

-) à vous entraîner à analyser et expertiser un facies de rupture pour la conception des circuits tribologique réels.
-) Vous orienter vers la phase d'implémentation de vos model explicative de maintenance en vous adaptant à l'utilisation du matériels

En termes de savoir-être, vous sensibiliser au respect des exigences d'un

-) commanditaire (spécificités du système, contraintes de fonctionnement, ...).

Objectifs généraux

-) Identifier les paramètres microstructuraux des états de surface ;
-) Choisir une structure donnée pour répondre à une exigence industrielle donnée.

Objectifs spécifiques

Au terme de ce cours, l'apprenant sera en mesure de :

-) Définir les types de céramiques rugosité;
-) Définir les conditions de certains paramètres de surface ;
-) Préparer et utilise les théories de déformation élastoplastique des céramique en mode fluage ;

SOMMAIRE

I.	INTRODUCTION	01
II.	Définition des céramiques parmi les matériaux	03
III.	Aspects historiques	03
IV.	Elaboration des céramiques	04
IV.1	Elaboration des céramiques par frittage	04
IV.2	Différentes étape de frittage	04
IV.3	Différent type de frittage	05
V.	Paramètres influençant le frittage	07
V.1.	Effet de l'atmosphère sur le frittage	07
V.2.	Effet de la présence de carbone sur le frittage	08
V.3.	Effet de la présence d'oxyde de chrome sur le frittage	08
VI.	Classification	09
VI.1.	Classification traditionnelle	09
VI.3.	Les céramiques feldspathiques	10
VI.3.1.	Composition physique	10
VI.3.2.	Composition minéralogique	10
VI.3.3.	Composition chimique	10
VI.3.4.	Les oxydes principaux:	10
VI.3.5.	Fabrication industrielle des céramiques feldspathique	10
VI.4.	Les vitrocéramiques	12
VI.5.	Dicor	12
VI.6.	Cerapearl	12
VII.	Propriétés des céramiques structurales	16
VII.1.	Propriétés générales des céramiques	16
VIII	Réfractarité et propriétés thermiques	17
VIII.2.	Propriétés mécaniques	18
VIII.2.1.	Module d'élasticité	18
VIII.2.2.	Dureté	20
VIII.2.3.	Ténacité	20
VIII.2.4.	Propriétés thermomécaniques	20
VIII.3.	Améliorations des propriétés mécaniques des matériaux	21
VIII.4.	Mécanismes de rupture des céramiques :	21
VIII.5.	Propriétés chimiques	

VIII.6.	Propriétés de radioactivité	22
VIII.7.	Propriétés de bioréactivité	23
VIII.7.1.	Réactivité des céramiques	23
VIII.7.2.	Céramiques bio-inertes	24
VIII.8.	Propriétés des céramiques diélectriques	25
VIII.9.	Utilisation des céramiques piézo-électriques	26
	Exercice D'application Chapitre I	26
	Exercice 01 :	26
	Exercice 02:	26
	Exercice 03:	27

Tribologie des Céramiques

I.	Tribologie des surfaces	29
I.1.	Eléments de tribologie	29
II.2.	Système tribologique	29
II.2.2.	Concept du troisième corps	30
II.3.	Phases d'usure	31
II.4.	Lois d'usure	32
III.	Mécanismes de dégradation de surface	33
III.1.	Usure par adhésion	33
III.2.	Usure par fissuration	34
III.3.	Usure tribochimique	34
III.4.	Usure abrasive	35
III.4.1.	Usure abrasive par déformation plastique	36
III.4.2.	Usure abrasive sans déformation plastique	36
III.5.	Paramètres influençant l'usure abrasive	37
III.5.1.	Caractéristiques des particules abrasives	37
III.5.2.	Rôle de la porosité	38
III.5.3.	Rôle de la rugosité de surface	39
III.5.4.	Rôle de la dureté de surface	39
IV.	Lois empiriques du frottement	40

Dépôts céramiques

I.	Dépôts céramiques élaborés par projection thermique	42
II.1.	Propriétés mécaniques des dépôts à base d'alumine	42

II.2.	Comportement tribologique des dépôts d'alumine	42
III.	Les propriétés mécaniques de la zircone	44
III.3.1.	A température ambiante	44
III.3.2.	A haute température	46
III.3.3.	L'alumine comme dopant	46
III.3.4.	D'autres dopants	47
III.3.4.	L'alumine comme seconde phase	47
	Exercice 01	53
	Exercice 02:	55
	Fretting des céramiques	
I.	Introduction	58
II.1	Configurations de contact étudiées en fretting	58
II.2	Conditions de glissement	60
III.	Analyse de la fissuration	61
III.1	Amorçage des fissures	61
III.1	Propagation des fissures	63
	Exercice 01	64
	Exercice 02:	65

LISTE

DES

FIGURES

LISTE

DES

FIGURES

Liste des Figures

Figure 1.	<i>Microstructure typique d'une surface céramique polie qui illustre les grains monocristallins, joints de grains et pores.</i>	01
Figure 2 :	<i>Microphotographie en MEB d'une céramique</i>	02
Figure 3 :	<i>Représentation schématique du processus de frittage des céramiques.</i>	04
Figure 4 :	<i>Évolution de la microstructure d'une céramique au cours du frittage.</i>	05
Figure 5 :	<i>Microphotographie en MEB d'une céramique</i>	06
Figure 6:	<i>Différent type de frittage</i>	07
Figure 7:	<i>Microphotographie en microscopie électronique à balayage d'un échantillon de céramique feldspathique à haute teneur en leucite (Optec hsp)</i>	11
Figure 8:	<i>Microphotographie en microscopie électronique à balayage d'un échantillon de vitrocéramique Empress 2</i>	12
Figure 9 :	<i>Transformations allotropiques des cristaux de ZrO_2 au cours du réchauffement et du refroidissement</i>	12
Figure 10 :	<i>Mécanisme du renforcement de la céramique YTZP</i>	13
Figure 11:	<i>Microphotographie en MEB d'un échantillon de céramique cristalline à base de zircon partiellement stabilisée.</i>	14
Figure 12 :	<i>Microphotographie en microscopie électronique à balayage d'un échantillon de céramique alumineuse à haute teneur en particules cristallines et verre infiltré</i>	15
Figure 13 :	<i>Les trois types de liaison interatomique.</i>	15
Figure 14:	<i>Image représentatif Indentation Knoop</i>	20
Figure 15 :	<i>Classement des ruptures selon leur observation</i>	22
Figure 16:	<i>Représentation schématique d'un tribosystème</i>	30
Figure 17:	<i>Représentation schématique du circuit tribologique dans le cas d'un contact entre deux solides</i>	31
Figure 18:	<i>Les principales phases d'usure</i>	32
Figure 19:	<i>Phénomènes élémentaires de l'usure adhésive.</i>	33
Figure 20:	<i>Phénomènes fissuration</i>	34
Figure 21:	<i>Usure par fissuration (cas des matériaux fragiles)</i>	35
Figure 22:	<i>Diagramme des modes d'usure</i>	36
Figure 23:	<i>Figure schématisant les différents modes d'usure abrasive</i>	37
Figure 24:	<i>Contact entre deux surfaces rugueuses</i>	40
Figure 25:	<i>Types de déformation produite par contact à sec : a) Déformation ductile ; b) Déformation fragile</i>	43
Figure 26:	<i>Effet de la charge sur l'usure en contact glissant de deux corps en alumine</i>	44
Figure 27:	<i>Effet de la vitesse de glissement sur le taux d'usure pour différents états de déformation pour le contact glissant de deux corps en alumine</i>	44
Figure 28:	<i>Dépendance de la contrainte en flexion en fonction de la teneur en alumine et de la quantité d'yttrium présente</i>	45
Figure 29:	<i>Evolution de la ténacité et de la fraction de zircon monoclinique présente en fonction de la teneur en alumine (M.I :micro-indentation, CNB : chevron notched beam techniques</i>	46
Figure 30:	<i>Variation du taux de déformation et de l'exposant de contrainte en fonction du niveau de dopage par l'alumine les régions où ($n=2$; 30MPa) et ($n=3$; 5MPa)</i>	47
Figure 31:	<i>Courbes vitesse de déformation-contrainte appliquée à 1350°C, pour différentes compositions : zircon (Y-PSZ), zircon-alumine 80% en volume (AZ80), 50% en volume (AZ50), 20% en volume (AZ20) et</i>	49

Liste des Figures

Figure 32:	<i>alumine</i> Application d'une force tangentielle à un contact plan-sphère .	60
Figure 33:	Evolution du rapport Q / P en fonction du débattement pour l'acier SUP9	61
Figure 34:	Multi-fissuration en fretting-wear pour des conditions proches de la transition	63

LISTE

DES

TABLEAUX

Liste des Tableaux

Tableau 1.	<i>Propriétés physique de différents Céramiques</i>	17
Tableau 2.	<i>Modules spécifiques de différents matériaux</i>	18
Tableau 3.	<i>Différentes duretés des matériaux.</i>	19

Introduction générale

Ces dernières années, les études menées dans le domaine de la tribologie des céramiques font ressortir l'intérêt des revêtements composites et notamment des revêtements composites projetés. Plus particulièrement, les matériaux à matrice céramique renforcés par une céramique présentent un fort potentiel pour des applications tribologiques dans les industries aéronautique et automobile. En dehors des nombreux travaux consacrés au comportement tribologique des matériaux composites élaborés par les divers procédés de métallurgie des poudres, très peu d'études traitent des mécanismes d'usure régissant la dégradation de surface des revêtements composites projetés. Cela s'explique par les caractéristiques particulières de ces dépôts projetés qui rendent difficile la compréhension de leur comportement tribologique. La sélection des revêtements pour une application précise est fondée sur des expérimentations et ensuite affinée sur le mécanisme réel mais ne repose pas sur des règles établies.

Dans l'industrie aéronautique, le développement des céramiques composites à base d'alliage conduirait à les substituer aux classiques revêtements de super alliage d'aluminium, matériaux résistant à l'usure mais à haute densité. En effet, en raison de sa faible masse volumique, ses excellentes propriétés mécaniques et sa bonne résistance à la corrosion, l'emploi d'un alliage de cuivre, un bronze d'aluminium, qui présente une bonne résistance à l'usure, peut être envisagé en tant que matériau de base, pour la réalisation d'un coussinet d'un organe de glissement. Dans ces deux cas, l'incorporation d'une phase céramique au sein de la matrice métallique permettrait d'augmenter les propriétés tribologiques de ces alliages.

Du fait de leur mode d'élaboration, les microstructures des céramiques sont complexes et les propriétés qui en dépendent hétérogènes. Afin d'optimiser la qualité des dépôts, il semble donc nécessaire d'établir des relations entre microstructure et propriétés tribologiques. Cet objectif passe notamment par l'étude des propriétés mécaniques à l'échelle locale et leur répercussion sur son comportement tribologique à l'échelle macroscopique.

I. INTRODUCTION

Le terme céramique évoque souvent des objets rustiques comme des poteries, des briques et des tuiles mais le terme de céramique signifie plus généralement un solide qui n'est ni un métal ni un polymère.

Une céramique est un matériau solide de synthèse et qui nécessite souvent des traitements thermiques pour son élaboration. La plupart des céramiques modernes sont préparées à partir de poudres consolidées (mise en forme) et sont densifiées par un traitement thermique (le frittage). La plupart des céramiques sont des matériaux polycristallins, c'est à dire comportant un grand nombre de microcristaux bien ordonnés (grains) reliés par des zones moins ordonnées (joints de grains) comme illustré en figure 1.

Les céramiques sont des matériaux inorganiques, composés d'oxydes, de carbures, de nitrures et de borures. Les céramiques présentent des liaisons chimiques fortes de nature ionique ou covalente. Elles sont mises en forme à partir d'une poudre de granulométrie adaptée qui est agglomérée. Dans une deuxième étape la densification et la consolidation de cet agglomérat sont obtenues par un traitement thermique appelé frittage. Les céramiques, sont constituées de 2 phases distinctes : une phase vitreuse, la matrice (désordonnée) et une phase cristalline dispersée (ordonnée). L'incorporation de cette phase cristalline dans la matrice vitreuse a permis une amélioration significative de la dureté et de la résistance des céramiques.

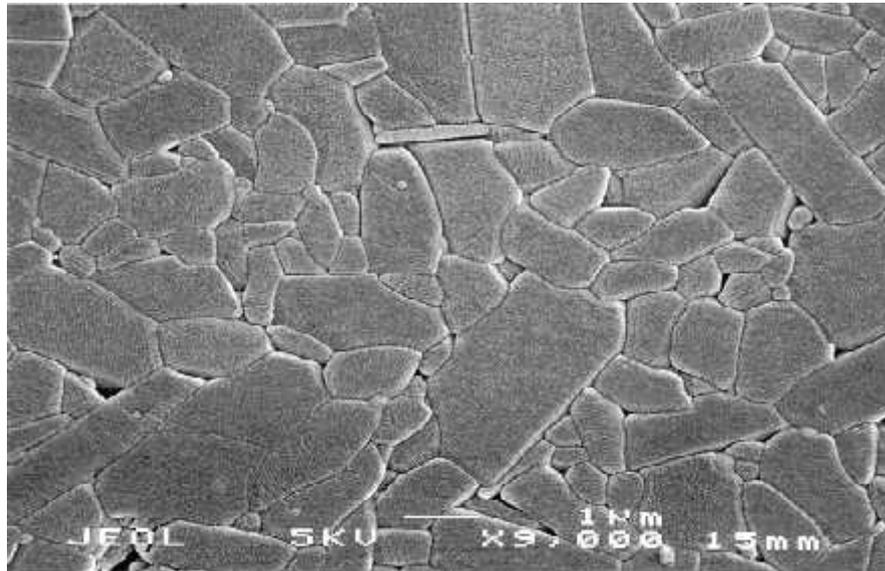


Figure 1. Microstructure typique d'une surface céramique polie qui illustre les grains monocristallins, joints de grains et pores.

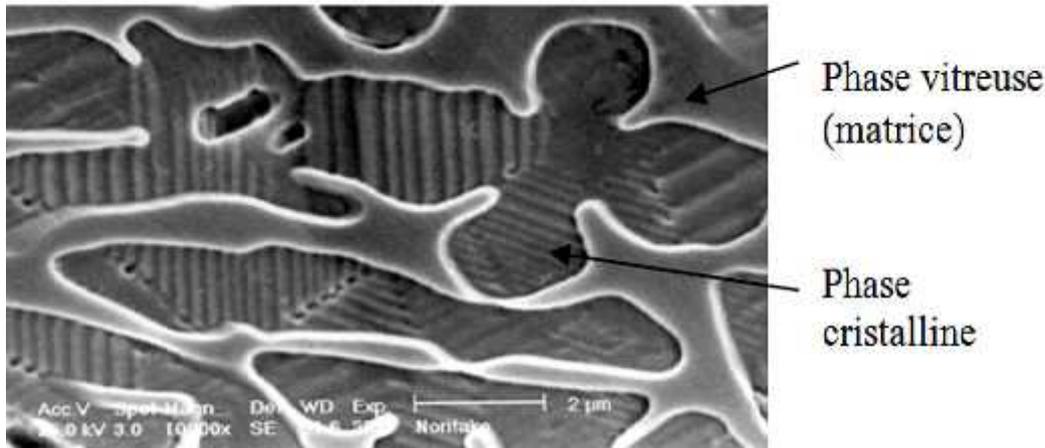


Figure 2 : *Microphotographie en MEB d'une céramique*

Les céramiques, ancestralement utilisées, ont connu depuis une vingtaine d'années de nouvelles applications dans les domaines de pointe. Leur nouvelle forme n'a pour ainsi dire plus aucun rapport avec leur forme traditionnelle. Appelées dorénavant céramiques techniques, elles jouent un grand rôle dans les défis technologiques lancés à l'industrie.

En 1993, le marché mondial de ces nouveaux matériaux était évalué à 11 milliards de dollars en l'an 2000, doubler et atteindre 21,7 milliards de dollars. Il est largement dominé par le Japon avec notamment des firmes comme Kyocera, Murata, NGK. Les parts de marché sont très différentes suivant les usages. Ainsi, les céramiques électroniques (ou fonctionnelles) représentent à elles seules 70 % du volume total. Les céramiques structurales constituent l'autre partie mais leur utilisation est très fragmentée sur de nombreux domaines (prothèses de hanche, échangeurs thermiques et chimiques, outils de coupe, ...). Les quantités utilisées pour chacun de ces secteurs restent la plupart du temps assez faibles. Pour chacun, le volume mondial n'excède pas 100 millions de dollars Il faut, tout de même, distinguer deux types de matériaux :

- les *céramiques traditionnelles* (silico-alumineux), qui sont issues de matières premières naturelles (argile, feldspath, kaolin, quartz) et généralement mises en oeuvre par coulée (barbotine),
- ✓ les *céramiques techniques* (associations métal-métalloïde),

Nous nous intéresserons à ces dernières. Elles sont apparues car les céramistes ont été sollicités pour développer de nouveaux matériaux très fiables, très performants et nécessitant l'utilisation de nouvelles technologies. Elles mettent à profit leurs propriétés électriques, isolantes, magnétiques, optiques, supraconductrices, thermiques, thermomécaniques...

Ces matériaux associent des liaisons covalentes et ioniques. Ce sont des solides ionocovalents, mais qui peuvent avoir parfois un caractère métallique. Du point de vue de leur composition chimique, les composés céramiques sont des associations métal-métalloïde. Il convient de faire la différence entre un métal et un composé métallique qui peut être une céramique.

II. Définition des céramiques parmi les matériaux

Il existe trois grandes classes de matériaux :

- ▶ Les métaux et leurs alliages ;
- ▶ Les polymères organiques ;
- ▶ Les céramiques.

A ces trois classes, il convient d'en ajouter une quatrième :

- ▶ Les matériaux composites, qui sont des « mélanges hétérogènes » de matériaux des trois classes précédentes.

D'une manière générale, nous considérerons qu'un matériau céramique est un solide inorganique non métallique. C'est la définition de la céramique au sens large du terme. Ainsi, les céramiques ne sont pas définies par rapport à une technologie (dont l'étape majeure serait le frittage) mais par référence à une nature chimique.

On peut donc définir la céramique comme étant le domaine scientifique, technique et industriel qui s'occupe de la fabrication et des propriétés des solides inorganiques non métalliques.

III. Aspects historiques

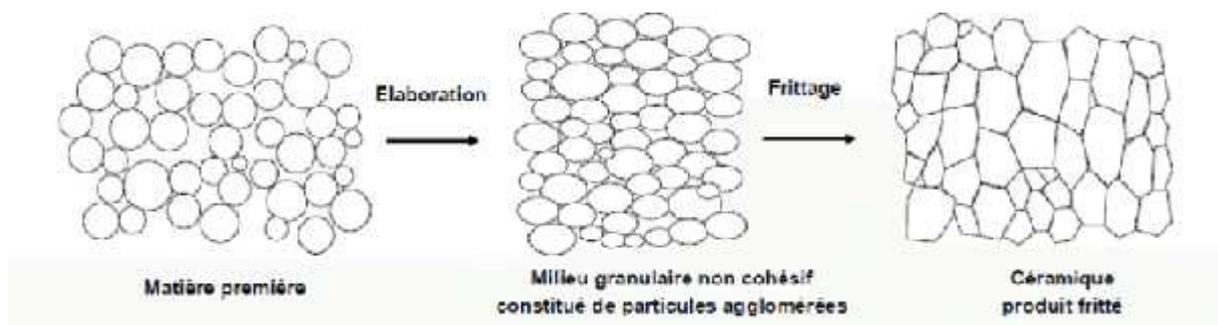
L'art de fabriquer des poteries en modelant et en cuisant l'argile a été pratiqué par les civilisations les plus anciennes, et d'ailleurs l'examen des objets en terre cuite relevés au cours des fouilles est l'un des meilleurs outils dont disposent les archéologues. La poterie remonte à au moins 15.000 ans avant notre ère ; elle est devenue une industrie en Égypte depuis -5.000 ans et l'usage du kaolin est avéré en Chine depuis -4.000 ans au moins. Le domaine des céramiques est traditionnellement lié à ceux des verres et des ciments. De façon semblable, la fabrication de verres à base de silicates est également très ancienne. Les verres naturels tels

que l'obsidienne ont été utilisés depuis l'âge de pierre et les premières vitres ont été fabriquées vers -12.000 ans. Au contraire, l'industrie du ciment est bien plus récente. Les Égyptiens avaient utilisé le calcaire calciné, autrement dit la chaux, pour fabriquer des mortiers ; plus tard, les Romains combinèrent la chaux avec les cendres volcaniques pour obtenir un véritable ciment hydraulique. L'industrie des ciments, telle que nous la connaissons, ne date guère qu'un siècle

IV. Elaboration des céramiques

IV.1 Elaboration des céramiques par frittage

La céramique traditionnelle est une industrie dont les savoirs faire sont très anciens, Toutefois et bien que les deux types d'industrie soient très différents, ils ont en commun le fait de mettre en œuvre le même schéma de fabrication (Figure 3):



Poudres ----->prétraitement -----> mise en forme -----> séchage-----> traitement thermique (frittage) -----> produit fini

Figure 3 : Représentation schématique du processus de frittage des céramiques.

Ce schéma est le même pour les carreaux de salles de bain que pour les supra-conducteurs ou les piézoélectriques les plus innovants.

IV.2 Différentes étape de frittage

Tout commence par la poudre qui se doit d'être sélectionnée suivant des critères précis et de subir des prétraitements facilitant sa mise en forme, avec adjonction d'adjuvants, souvent organiques. Différents processus de mise en forme peuvent être utilisés pour obtenir des pièces : pressage uniaxial ou isostatique, coulage, extrusion, moulage par injection, usinage à

cru... Après compactage, les poudres doivent subir un déliantage (élimination des adjuvants qui peuvent, tout simplement, être l'eau, dans le cas des poteries par exemple).

Puis ensuite, il faut procéder à une « cuisson », terme populaire qui correspond au frittage. C'est au cours de cette opération que l'on réalise le passage de la pièce crue, constituée de grains disjoints, à la pièce massive densifiée, constituée de grains plus ou moins bien soudés, avec une porosité résiduelle plus ou moins importante. Les pièces doivent ensuite, en général, être usinées (usinage) et contrôlées.

Le frittage est un traitement thermique qui permet de passer d'un système de particules individuelles vers un état solide de compacité plus ou moins aboutie. La conversion de la poudre en un solide dense a lieu par changement de la forme des grains de poudre, par le remplacement des interfaces solide-gaz par des interfaces solide-solide et par la disparition de la porosité.

IV.3 Différent type de frittage

Si aucune phase liquide n'apparaît, le frittage est dit « en phase solide » avec deux cas : le frittage non réactif (un constituant chimique au départ ; une pièce composée du même constituant à la fin) (figure 4) ; le frittage réactif (la densification est accompagnée d'une ou de plusieurs réactions chimiques entre les constituants).

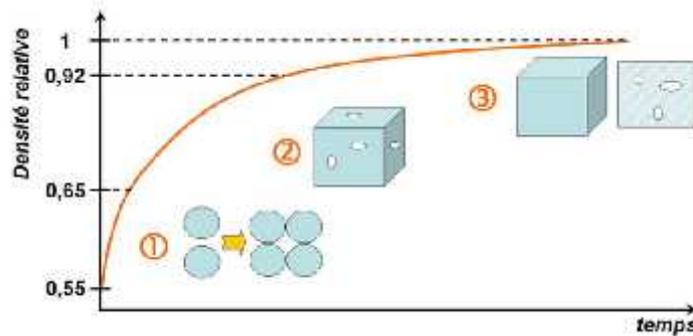


Figure 4 : *Évolution de la microstructure d'une céramique au cours du frittage.*

Si une phase liquide apparaît, le frittage est dit « en phase liquide » : la phase liquide (minoritaire pour conserver la tenue mécanique de la pièce) peut provenir de la simple fusion d'un deuxième constituant présent (adjuvant de frittage ou impureté) ou d'une réaction eutectique entre différents constituants.

La densification lors du frittage peut être étudiée par dilatométrie, ce qui permet de suivre l'évolution de la densité de la céramique. Des mesures de densité et de porosité permettent d'évaluer le taux de porosité ouverte ou fermée obtenue lors du frittage. Les paramètres importants qui contrôlent le processus du frittage sont :

- La température et la vitesse de chauffage ;
- Le temps ;
- La taille des particules de poudre ;
- La composition des poudres ;
- éventuellement, la pression appliquée.

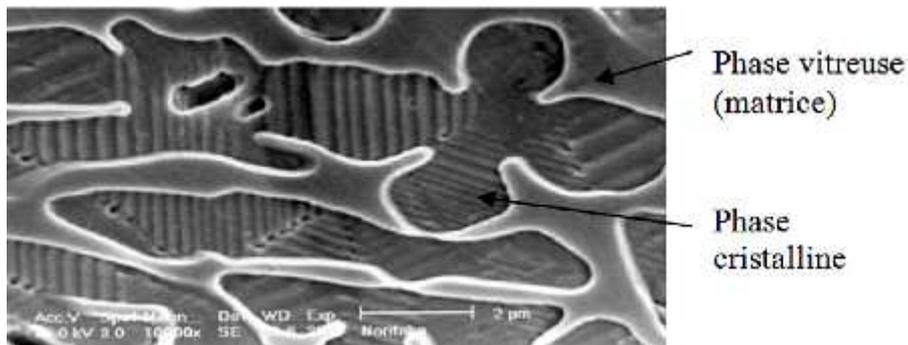


Figure 5 : *Microphotographie en MEB d'une céramique*

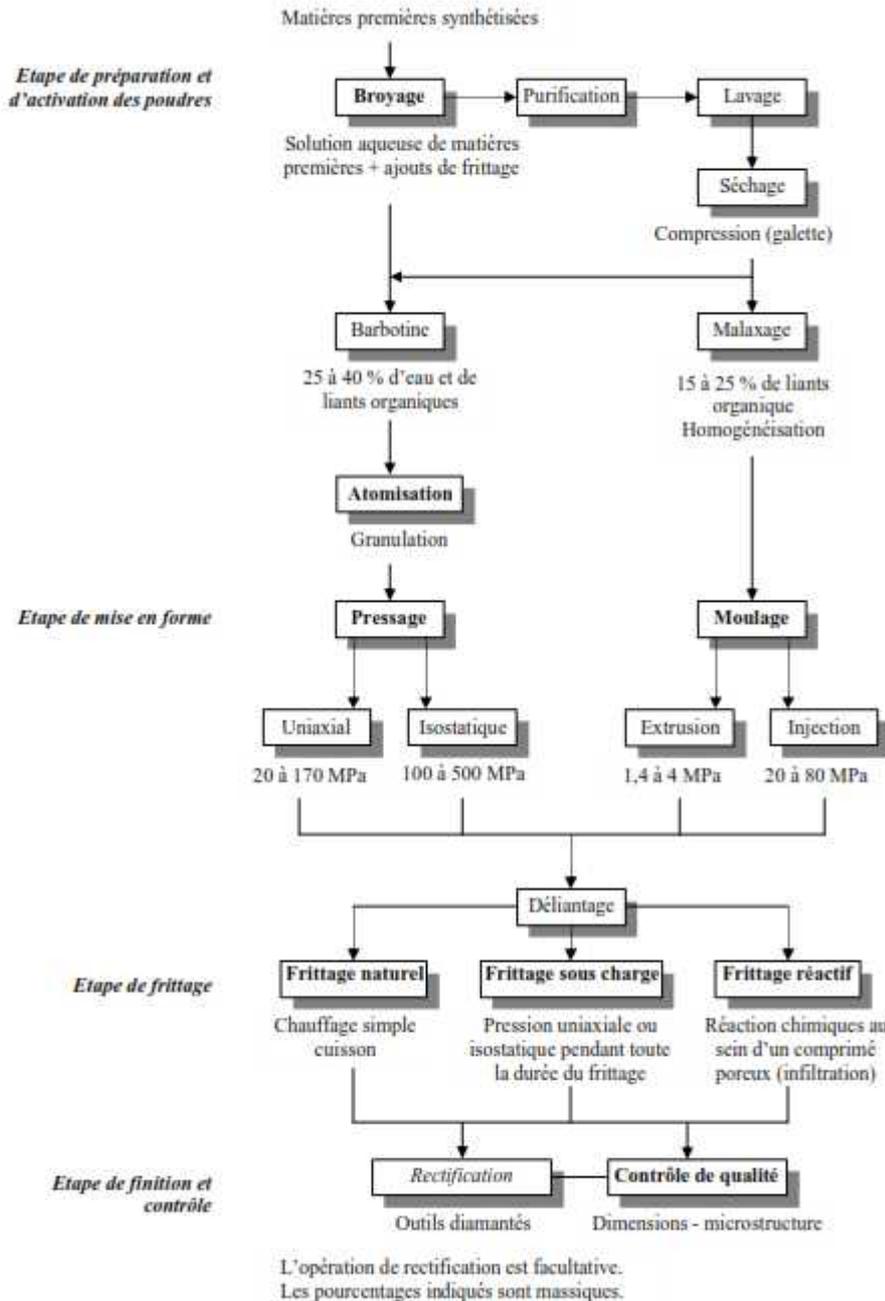


Figure 6: Différent type de frittage.

V. Paramètres influençant le frittage

V.1. Effet de l'atmosphère sur le frittage

L'influence de l'atmosphère de frittage sur la densification a été étudiée dans plusieurs mélange gazeux, tels que l'hydrogène, l'azote hydrogène, l'air, le mélange CO/CO₂. La littérature [1-3] mentionne deux types d'effets possibles de l'atmosphère sur le frittage de l'alumine, l'un étant une action sur la vitesse de densification, l'autre une limitation sur la densité finale. Dans le premier cas, le mécanisme est basé sur une modification de la structure de l'alumine (formation de défauts, lacunes, qui modifient les propriétés de diffusion), alors

que dans le second, la densification est limitée par la diffusion des gaz piégés dans la porosité fermée. Selon Shaw et al.[4], la densité obtenue sous air est supérieure à celle résultant d'une atmosphère CO/CO₂.

V.2. Effet de la présence de carbone sur le frittage

La littérature montre que la solubilité du carbone dans l'alumine monocristalline est nulle[5]; le carbone ajouté lors du frittage de l'alumine est donc concentré dans les défauts qui constituent les joints de grains et les pores. Cette propriété a été utilisée pour la réalisation de céramiques poreuses, en mélangeant carbone et poudre céramique, puis en menant le procédé de métallurgie des poudres de manière classique sous atmosphère non oxydante. Il est ainsi possible d'obtenir un composite carbone /céramique, lequel est ensuite soumis à un traitement en atmosphère oxydante à haute température, ce qui permet le passage du carbone sous forme gazeuse (CO₂) et laisse un taux important de porosité dans le matériau (30% pour l'alumine par exemple - (Jayaseelan et al. 2004) [6]).

Le carbone présent dans une alumine suite à un frittage en presse à chaud se présente sous deux formes distinctes, des particules sphériques et une couche uniforme sur les grains céramiques [7]. Un indice de la présence de carbone dans l'alumine est une teinte grise à noire du matériau [8]; cependant, une telle couleur de l'alumine peut également avoir pour origine un défaut de stœchiométrie provenant d'un traitement thermique dans une atmosphère fortement réductrice (H₂ à haute température). L'élimination du carbone par traitement thermique semble très difficile, voire impossible, un traitement thermique de 10 heures à 1500°C n'étant pas suffisant pour obtenir un nettoyage complet de l'alumine suite à un frittage en presse à chaud (matrice de graphite)

V.3. Effet de la présence d'oxyde de chrome sur le frittage

Historiquement, la problématique du frittage de l'alumine en présence d'oxyde de chrome a été abordée principalement pour son intérêt vis-à-vis de la production de briques réfractaires. En effet, Cr₂O₃ forme une solution solide avec l'alumine, et conduit à un matériau aux propriétés mécaniques (dureté, ténacité, résistance au choc thermique) et une résistance à la corrosion par les sels fondus accrues.

L'effet principal de l'oxyde de chrome sur l'alumine est une diminution de la densification de cette dernière lors du frittage, ce phénomène étant d'autant plus considérable que la pression partielle d'oxygène de l'atmosphère de frittage est importante (des différences de plus de 30% de densité relatives sont mentionnées par [9]). Les hypothèses sur l'origine de cet effet varient selon la température de frittage.

VI. Classification

VI.1. Classification traditionnelle

Les céramiques sont classées en fonction de la température de frittage (encore improprement appelée température de “fusion” ou de “cuisson”)

- ✓ **Haute fusion** : 1289 à 1390°C ;
- ✓ **Moyenne fusion** : 1090 à 1260°C ;
- ✓ **Basse fusion** : 870 à 1065°C ;
- ✓ **Très basse fusion** 660 à 780°C ;

VI.2. Classification selon la composition chimique et selon la microstructure [10]

Les propriétés finales des céramiques, résistance mécanique, microstructure, précision d'adaptation et propriétés optiques, 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 composition chimique,
- ✓ la microstructure,

Il existe plusieurs présentations des types de matériaux céramiques, tel que :

- céramiques feldspathiques : ce sont les céramiques traditionnelles destinées à l'émaillage des coiffes céramo-métalliques. De nouvelles céramiques feldspathiques à haute teneur en cristaux de leucite, ont une résistance mécanique améliorée et un coefficient de dilatation thermique augmenté ;
- vitro-céramiques : Ce sont des matériaux mis en forme à l'état de verre puis traité thermiquement pour obtenir une cristallisation contrôlée et partielle ;
- Céramiques ou plutôt verres hydrothermaux Ce sont des matériaux monophasés, (sans phase cristalline), dans la structure desquels, des ions OH ont été incorporés. Ils possèderaient un comportement de surface (dureté) ;

- Céramiques alumineuses : leur constituant principal est l'alumine (Al_2O_3) ;
- Céramiques à base d'oxyde de zirconium (zircone) Apparus plus récemment ces matériaux possèdent des propriétés mécaniques très élevées ;

L'obtention de matériaux très résistants a été rendue possible grâce à l'utilisation d'alumine (Al_2O_3) et d'oxyde de zirconium (zircone, ZrO_2) et la mise au point de céramiques dans lesquelles la phase cristalline est devenue prépondérante.

VI.3. Les céramiques feldspathiques

VI.3.1. Composition physique

La poudre est composée de grains de diamètre compris entre 4 et 100 μm . Elle contient de plus des plastifiants hydrosolubles facilitant la mise en forme.

VI.3.2. Composition minéralogique

Feldspath et feldspathoïdes composent la matrice vitreuse des céramiques,

Température de fusion = 1100 à 1300°C

Feldspath potassique (Orthose) : $\text{K}_2 \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$

Feldspath sodique (Albite) : $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$

Feldspathoïdes : Néphéline : $2\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot (\text{K} \text{ ou } \text{Na}) \text{O}$

Leucite : $4 \text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{K}_2\text{O}$

VI.3.3. Composition chimique

VI.3.4. Les oxydes principaux:

Oxyde de Silicium (silice), SiO_2 : 55 à 78% (composant à la fois de la phase vitreuse et de la phase cristalline dispersée)

Oxyde d'aluminium (alumine), Al_2O_3 : < 10% (composant de la phase vitreuse essentiellement mais aussi parfois phase cristalline, diminue alors la translucidité)

L'augmentation de la concentration en oxydes principaux s'accompagne d'une augmentation de la température de cuisson (frittage), de la tension superficielle, de la résistance mécanique et de la rétraction après frittage.

VI.3.5. Fabrication industrielle des céramiques feldspathique

1ère étape : les constituants de base sont broyés.

2ème étape : les poudres obtenues sont mélangées avec de l'eau, à saturation.

3ème étape : un frittage est réalisé à une température d'environ 1300°C (température inférieure à la température de fusion).

4ème étape : la fritte obtenue est broyée, des colorants et des plastifiants pour le modelage sont enfin ajoutés)

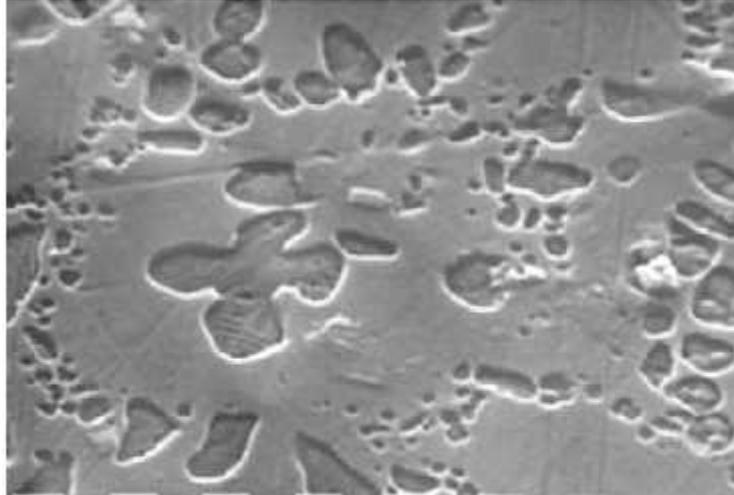


Figure 7 : *Microphotographie en microscopie électronique à balayage d'un échantillon de céramique feldspathique à haute teneur en leucite (Optec hsp)*

VI.4. Les vitrocéramiques

Ce sont des matériaux mis en forme à l'état de verre et qui subissent un traitement thermique de cristallisation volontaire, contrôlée et partielle. Certains composants matriciels (des oxydes) cristallisent par traitement thermique en présence de catalyseurs de germination.

Deux procédés ont été développés :

VI.5. Dicor

Développé par Adair et Grossman , le matériau est un micatetrafluorosilicate avec la composition suivante : SiO₂, 55-65%, MgO, 14-19%, K₂O, 10-18%, MgF₂, 4-9%, Al₂O₃, 0-2% + des traces de ZrO₂ comme germinateur et d'agents fluorescents

VI.6. Cerapearl

Ce matériau a été mis au point par Hobo et Iwata. Il s'agit d'une apatite dont la composition est la suivante:

CaO, 45%; SiO₂, 34%; P₂O₅, 15%; MgO, 5% + du CaF₂ comme catalyseur de germination.

La formule globale qui est CaO, P₂O₅, SiO₂.

La céramique Empress® est une céramique feldspathique avec cristaux de leucites dispersés.

La céramique Empress2® est composée de 2 matériaux :

- ✓ Un matériau d'infrastructure contenant du di-silicate de lithium
- ✓ Un matériau cosmétique à base de fluoro-apatite.

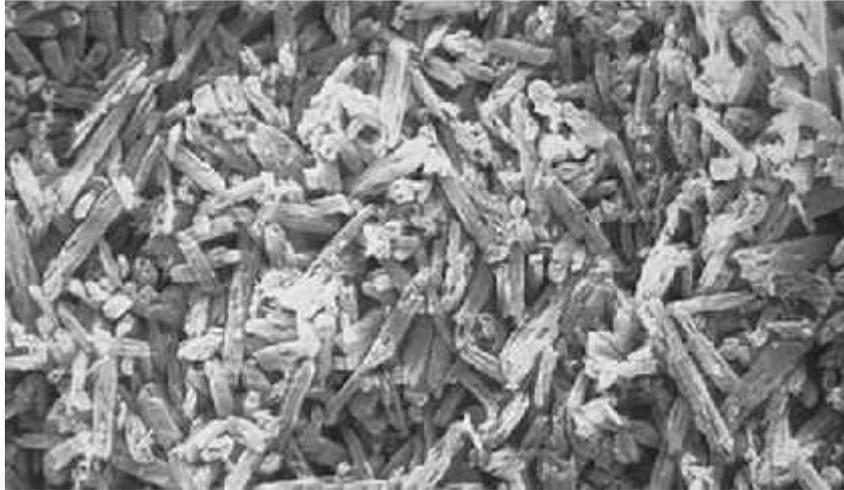


Figure 9: Microphotographie en microscopie électronique à balayage d'un échantillon de vitrocéramique Empress 2

VII. Les céramiques à base de zircon

La zircon (ZrO_2) cristallise dans trois types de réseaux : monoclinique (M), cubique (C) et tétragonal (T). A température ambiante la zircon possède une structure de type monoclinique. Sous l'effet de variations de température, des transformations allotropiques se produisent à l'état solide.

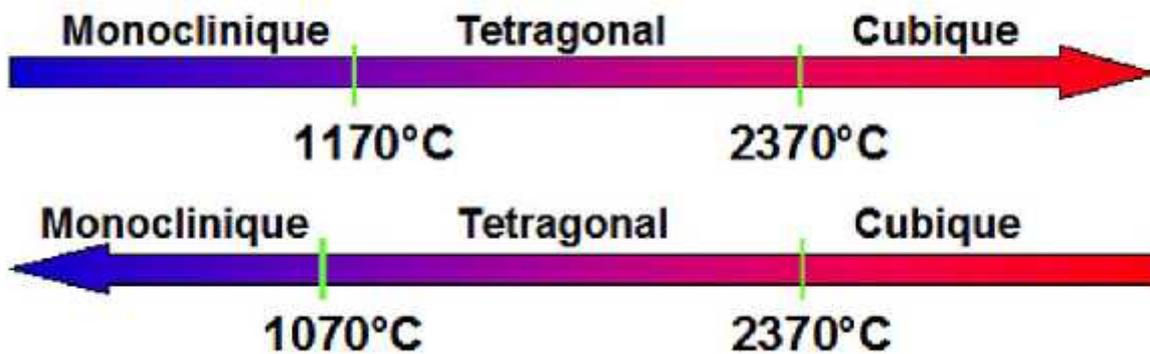


Figure 9 : Transformations allotropiques des cristaux de ZrO_2 au cours du réchauffement et du refroidissement [11]

Deux phénomènes sont à noter :

- ✓ La transformation au moment de l'élévation de température de la structure monoclinique à la structure tétragonale se produit à 1170°C alors qu'au moment du

refroidissement le passage de la structure tétragonale à la structure monoclinique se produit environ 100°C au dessous de cette température (Figure 10).

✓ Après le frittage de ces céramiques, au moment du refroidissement, le changement de structure cristalline s'accompagne d'une expansion de 3 à 4% qui provoque l'apparition au sein du matériau, de contraintes importantes qui conduisent à sa fracture.

La stabilisation en phase tétragonale a été obtenue par l'adjonction de Y_2O_3 dans la composition de la céramique. On a ainsi obtenu une céramique de zircon partiellement stabilisée (YTZP), qui ne possède pas à température ambiante de cristaux monocliniques.

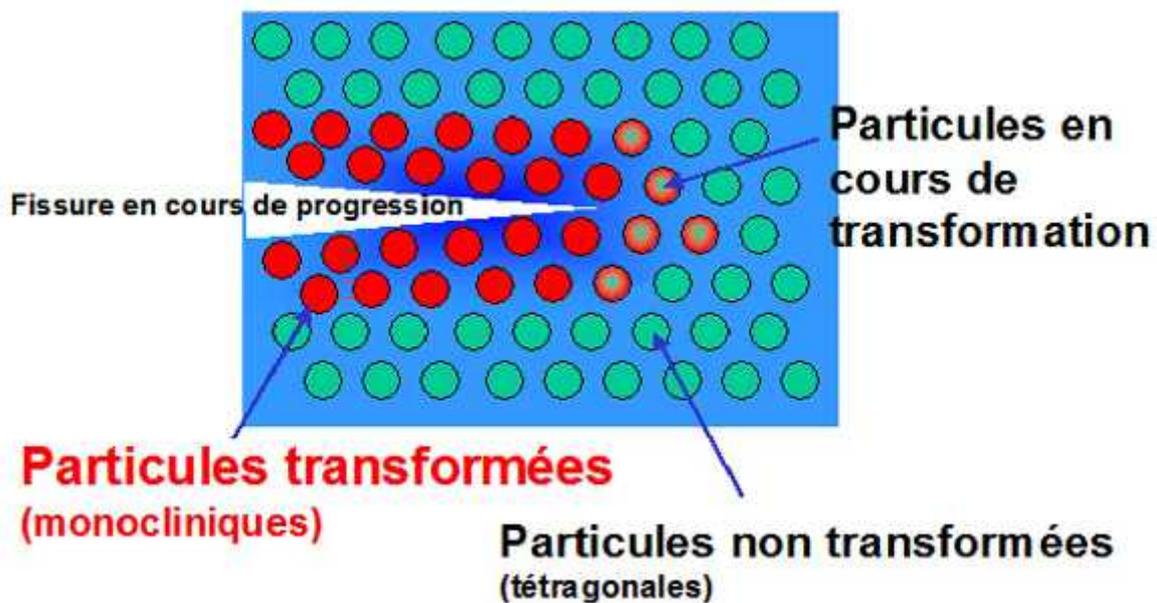


Figure 10 : Mécanisme du renforcement de la céramique YTZP [11]

Ce type de matériau présente des propriétés mécaniques très intéressantes dans leur usage clinique. Lors de la progression d'une fissure, la contrainte exercée par la matrice cubique sur les particules tétraogonales diminue (à cause de l'ouverture de la fissure) (Figure 11). Cette diminution de la contrainte provoque la transformation des particules tétraogonales en particules monocliniques, processus qui s'accompagne d'une expansion dimensionnelle.

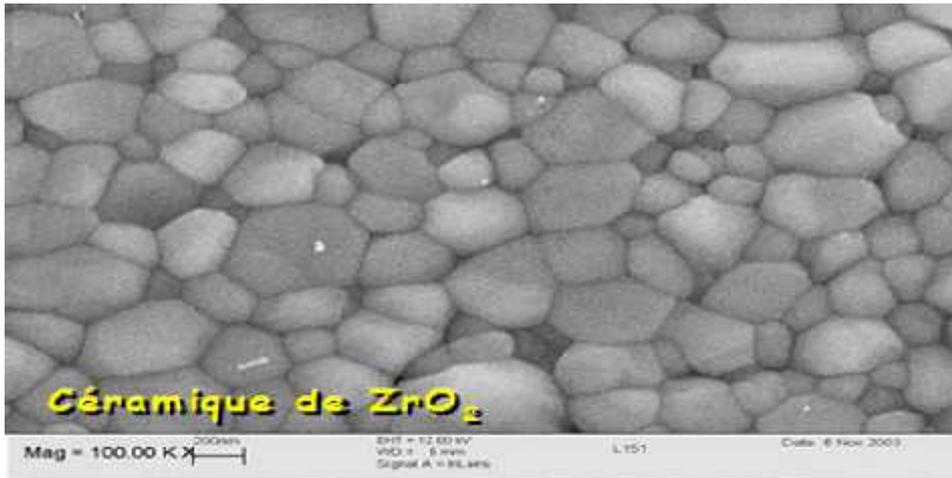


Figure 11: Microphotographie en MEB d'un échantillon de céramique cristalline à base de zirconium partiellement stabilisée.

VII.1. Les céramiques alumineuses

Elles contiennent une proportion importante d'alumine dans le but de les renforcer. Plusieurs types de matériaux ont été successivement développés. On les distingue en fonction de la teneur en alumine :

- ✓ 40% : jacket de Mac Lean
- ✓ 65% : Cerestore®, Allceram®
- ✓ 85% : Inceram®
- ✓ In-Ceram Alumina® : standard
- ✓ In-Ceram Zirconia® : plus résistante composée d'alumine et de zirconium (ZrO_2)
- ✓ In-Ceram Spinelle® : plus translucide et moins résistante composée de $MgAl_2O_4$
- ✓ >98% : Procera®

Mise au point par Michael Sadoun [12] en 1985, la céramique **In-Ceram®** (Vita Zahnfabrik) est à la fois un matériau de composition nouvelle et un nouveau procédé de mise en forme. Cette céramique d'infrastructure est composée à 85 % d'alumine de granulométrie moyenne 3 μm . Une phase vitreuse est secondairement infiltrée dans l'infrastructure cristalline poreuse préalablement frittée. Le matériau de base, la barbotine est une suspension d'alumine dans de l'eau. Proposée par Nobel Biocare™ la céramique **Procera®** est composée de près de 100% d'alumine.

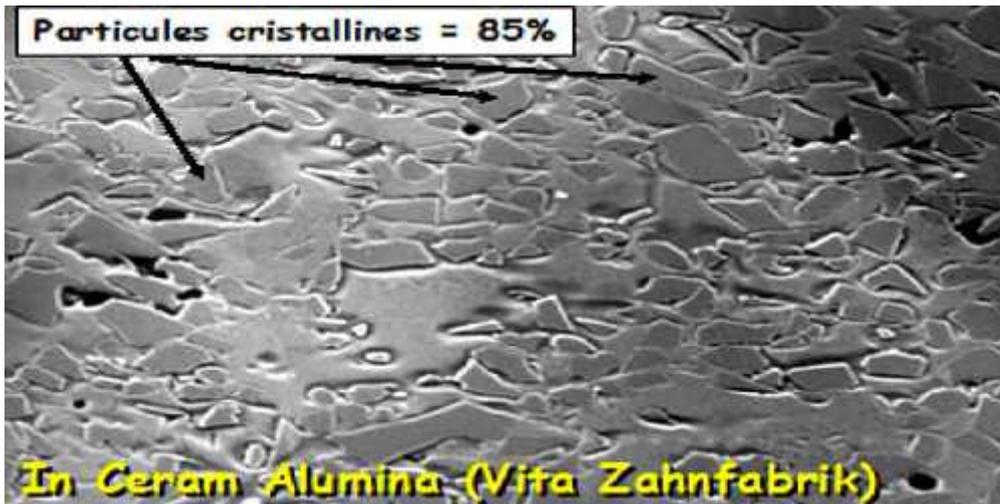


Figure 12 : Microphotographie en microscopie électronique à balayage d'un échantillon de céramique alumineuse à haute teneur en particules cristallines et verre infiltré

VIII. Propriétés des céramiques structurales

VIII.1. Propriétés générales des céramiques

Les principales propriétés physiques, thermiques et chimiques des céramiques sont dominées par la nature des liaisons interatomiques et leur structure cristalline. Les liaisons interatomiques des céramiques sont essentiellement des liaisons fortes, iono-covalentes. Dans certains matériaux (silicates, graphite), il existe cependant des liaisons faibles de type van der Waals.

Les trois types de liaison interatomique

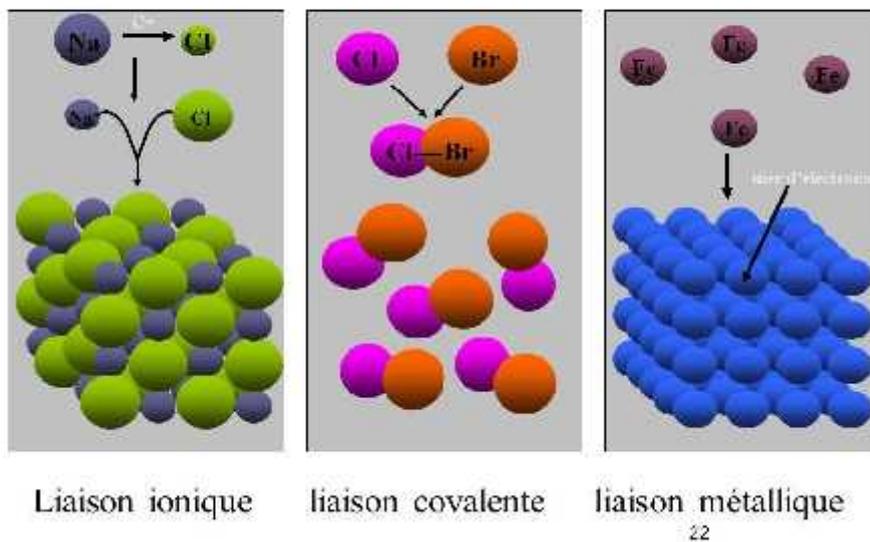


Figure 13 : Les trois types de liaison interatomique.

Toutefois, une autre caractéristique, leur microstructure, joue également un rôle très important sur les propriétés des céramiques, en particulier les propriétés mécaniques.

Les liaisons ioniques et covalentes impliquent tous les électrons de valence des atomes en présence. Il n'y a donc pas d'électrons libres et les céramiques sont, en général, de mauvais conducteurs de la chaleur et de l'électricité. Elles sont fréquemment utilisées comme diélectriques et isolants thermiques.

Les liaisons ioniques et covalentes étant des liaisons fortes et stables, les températures de fusion des céramiques sont donc généralement très élevées. C'est pour cette raison que certaines sont utilisées comme matériaux réfractaires ou comme conteneurs à hautes températures. Du fait également de la stabilité des liaisons chimiques, les céramiques possèdent une grande inertie chimique et sont donc peu sujettes à la dégradation par corrosion.

En ce qui concerne les propriétés mécaniques, les céramiques sont caractérisées par l'absence de plasticité (elles ont un comportement fragile), une dureté et une rigidité élevées, une faible résistance à la traction et une bonne résistance à la compression.

VIII.1. Réfractarité et propriétés thermiques

Les céramiques sont connues pour leur bon comportement aux températures élevées. Pour commenter leur comportement thermique, il faut introduire les notions de conductivité thermique, dilatation thermique et résistance aux chocs thermiques.

Il y a deux possibilités d'utilisation des céramiques pour les applications thermiques: le matériau peut avoir à subir des chocs thermiques. Dans ce cas, il faut qu'il possède un coefficient de dilatation thermique le plus faible possible et une conductivité thermique élevée, mais il peut être utilisé aussi en tant qu'isolant thermique. Pour cela, il doit avoir une faible conductivité thermique.

Les céramiques sont essentiellement connues pour leur réfractarité, c'est à dire leur bon comportement aux températures élevées. En général, on admet qu'une céramique est

Propriétés mécanique, physique et tribologique des céramiques

réfractaire quand sa résistance pyroscopique est au moins de 1500°C. La résistance pyroscopique d'un réfractaire est la température à laquelle une éprouvette conique faite du matériau à étudier s'affaisse d'une valeur donnée.

On a représenté, dans le tableau ci-dessous, des valeurs pour plusieurs céramiques.

Céramiques	Formule	Température de fusion (en °C)	Densité (en kg/dm ³)
Aluminate de baryum	Ba O - Al ₂ O ₃	2000	3.99
Aluminate de baryum	Ba O - 6Al ₂ O ₃	1860	3.64
Aluminate de béryllium	Be O - 6Al ₂ O ₃	1870	3.76
Aluminate de cobalt	Co O - Al ₂ O ₃	1955	4.38
Aluminate de magnésium	Mg O - Al ₂ O ₃	2135	3.58
Aluminate de nickel	Ni O - Al ₂ O ₃	2015	4.45
Aluminate de strontium	Sr O - Al ₂ O ₃	2010	
Aluminate de zinc	Zn O - Al ₂ O ₃	3890	4.58
Carbure de hafnium	Hf C	2160	
Chromate de calcium	Ca O - Cr O ₃	2000	3.22
Chrome magnésie	Mg O - Cr ₂ O ₃	2170	4.39
Chromite de calcium	Ca O - Cr ₂ O ₃	2030	4.8
Lanthanate de magnésium	Mg O - La ₂ O ₃	1760	
Magnésio ferrite	Mg O - Fe ₂ O ₃	2570	4.48
Oxyde d'aluminium	Al ₂ O ₃ (99,8%)	2600	3.97
Oxyde de béryllium	Be O (99,8%)	3050	3.03
Oxyde de calcium	Ca O (99,8%)	1840	3.97
Oxyde de magnésium	Mg O (99,8%)	2000	3.02
Oxyde de thorium	Th O ₂ (99,8%)	1860	10.5
Oxyde de titane	Ti O ₂ (99,5%)	1870	4.96
Oxyde de zirconium	Zr O ₂ stabil. (92%)	2550	5.6
Oxyde d'uranium	U O ₂ (99,8%)	2800	4.5
Oxyde d'yttrium	Y ₂ O ₃ (99,8%)	2410	3.14
Phosphate de calcium			
Phosphate de calcium	3 Ca O - P ₂ O ₅	1730	4.53

La conductivité thermique (unité S.I. : W / m.K) est la propriété d'un matériau de transmettre un flux de chaleur par unité de surface. Elle est proportionnelle à la capacité

calorifique c , la quantité et la vitesse des porteurs thermiques (électrons ou phonons) v , et leur libre parcours moyen l .

Pour les céramiques, les fortes conductivités seront obtenues pour les structures composées d'éléments simples ou constituées d'atomes de poids voisins. Le *graphite* aura une excellente conductivité thermique. *SiC*, *BeO* et *B₄C*, matériaux composés d'éléments de poids atomiques voisins, présenteront de même de très bonnes conductivités thermiques. Les céramiques ayant des structures plus complexes ont une conductivité faible. Par exemple, *Al₂O₃* a une conductivité de 25 W/ m.K.

La structure des céramiques ioniques, comme les oxydes, est compacte. Cette structure est la cause d'une forte dilatation thermique. *Al₂O₃*, *ZrO₂*, *MgO* ont donc une forte dilatation due à la température. Ceci explique leur très mauvaise tenue aux chocs thermiques. Par contre, cette dilatation sera beaucoup plus faible pour les *céramiques covalentes* (non oxydes). Pour lamême amplitude, on aura absorption de ces vibrations dans les cages interstitielles et par les déviations angulaires.

VIII.2. Propriétés mécaniques

VIII.2.1. Module d'élasticité

Le comportement rhéologique des céramiques à température ambiante est de type linéaire élastique. Elles présentent un module d'élasticité très élevé et des déformations élastiques extrêmement restreintes. On peut supposer, avec une très bonne approximation, que leur comportement est élastique jusqu'à la rupture. Comme les masses volumiques des céramiques sont faibles, leurs modules spécifiques E / E' (raideurs spécifiques) très élevés les rendent très attractives. On constate ceci dans le tableau suivant :

Tableau 2: *Modules spécifiques de différents matériaux*

Matériaux	E / E'(en GPa)
Fibre de carbone	2,42
Aluminium	23,05
Fer	26,68
Alumine	86,85
Carbure de silicium	132,26

VIII.2.2. Dureté

Les mesures de **dureté** se font par lecture directe de la diagonale d'une empreinte laissée par une charge. Les céramiques sont des matériaux très durs, mais aussi très fragiles.

Tableau 3. Différentes duretés des matériaux.

Matériaux	charges d'essai (en g)	duretés Knopp
Vitrocérames 9606	500	619
Verre	500	477
Alumine frittée	500	1530
Acier	500	180

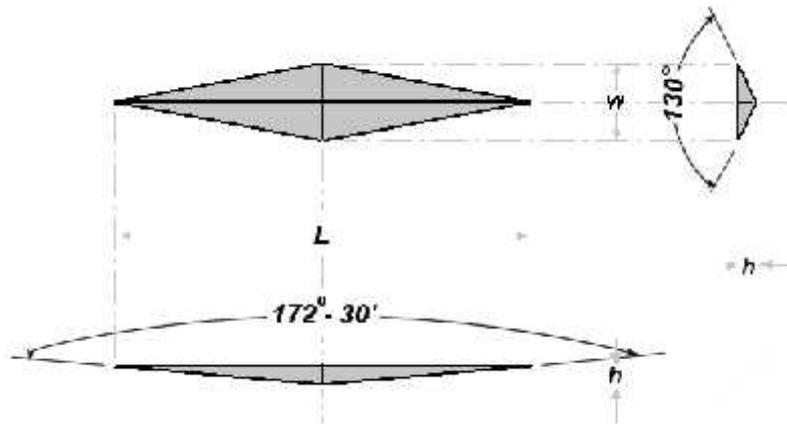


Figure 14: Image représentatif Indentation Knoop

VIII.2.3. Tenacité

La ténacité est la résistance à la propagation rapide de fissures. Pour mesurer la ténacité, il faut introduire une fissure dans une éprouvette et mesurer la résistance à sa propagation. La ténacité K_{Ic} (ou facteur d'intensité de contrainte critique) est liée à la contrainte à la rupture, par la relation :

$$K_{Ic} = S_r Y a_c$$

Cette relation signifie que sous une contrainte S_r , il y a propagation brutale et instable d'une fissure à partir d'un défaut critique de taille $2 a_c$. Y est une constante de calibration fonction des dimensions de l'éprouvette.

Une autre manifestation de la fragilité des céramiques est leur faible ténacité, c'est-à-dire leur extrême sensibilité à la propagation de petits défauts quand le matériau est soumis à une contrainte.

La ténacité des céramiques traditionnelles n'est que d'environ 1 MPa m alors que pour la plupart des métaux, elle est supérieure à 40 MPa m . Pour certaines zircons, elle peut atteindre 10 MPa m .

Les céramiques ne sont pas ductiles, elles se cassent brutalement sans plastification. Leur comportement est donc très fragile. Pour les céramiques à grains fins, la taille des grains intervient peu sur la charge à la rupture car la rupture s'amorce plutôt sur des défauts de grande dimension par rapport aux grains. En revanche, pour les céramiques à gros grains, la rupture est souvent la conséquence d'un phénomène de coalescence de microfissures secondaires dépendant fortement de la taille des grains.

VIII.2.4. Propriétés thermomécaniques

La variation des propriétés mécaniques avec la température est le principal obstacle limitant l'utilisation des céramiques. Dans le cas de chocs thermiques, des contraintes sont générées au sein de la céramique. A température élevée, c'est à dire supérieure à la moitié de la température absolue de fusion, les céramiques peuvent présenter des endommagements de type viscoélastique (fluage).

Les paramètres de résistance mécanique varient en fonction de la température.

Une élévation de la température diminue la *rigidité des liaisons atomiques* à cause de la dilatation thermique.

Au-delà de 800 à 1000°C , les propriétés mécaniques sont liées à la tenue des phases intergranulaires vitreuses ou mal cristallisées dans les polycristaux. En effet, les compositions de ces phases secondaires correspondent à des eutectiques à basse température de fusion dont le comportement élastique à température ambiante est rapidement remplacé par un comportement de type visqueux à haute température.

Les céramiques présentant une phase vitreuse ségréguée aux joints des grains voient leur contrainte à la rupture et leur ténacité décroître rapidement à partir de 800°C , effet renforcé par l'augmentation de la taille des défauts et la taille des grains.

Au contraire, les céramiques sans phase vitreuse voient leurs caractéristiques mécaniques se maintenir jusqu'à 1200 voire 1400°C. La chute des propriétés mécaniques est alors liée à la constitution d'une phase amorphe par oxydation des impuretés métalliques contenues dans les joints de grains.

Quand la céramique est chauffée, elle est en compression, alors que quand elle est refroidie, elle est en traction. Les matériaux étant beaucoup moins résistants aux efforts de traction qu'aux efforts de compression, les ruptures ont lieu pendant le refroidissement. Les contraintes dans le matériau sont liées au coefficient de dilatation, au module d'élasticité et à la diffusivité thermique.

VIII.3. Améliorations des propriétés mécaniques des matériaux

Il existe des possibilités pour améliorer les propriétés des matériaux. On essaie, par exemple, d'augmenter la résistance mécanique ainsi que la résistance au choc thermique. On peut déjà remarquer que puisque la densité du matériau conditionne de façon opposée la résistance mécanique et la résistance au choc thermique, il n'est pas possible d'obtenir un matériau ayant de bonnes caractéristiques pour les deux causes de rupture.

Les défauts responsables de la fragilité des matériaux céramiques sont les défauts macroscopiques comme la porosité et les défauts de surface, et microscopiques comme les dislocations, les lacunes, les atomes interstitiels et leurs interactions. La porosité réduit la résistance mécanique. Les pores étant des concentrateurs de tension, les meilleurs matériaux, du point de vue mécanique, sont ceux qui sont complètement denses. Le contraire a lieu pour la résistance au choc thermique.

VIII.4. Mécanismes de rupture des céramiques :

Les céramiques sont principalement caractérisées par deux mécanismes de rupture : le clivage et le fluage.

Dans les deux cas, la rupture affecte soit les grains (rupture transgranulaire), soit les joints de grains (rupture intergranulaire). Le fluage est l'allongement irréversible, au cours du temps, d'un matériau soumis à un effort constant. Le clivage est la création de fissures et leur propagation jusqu'à rupture.

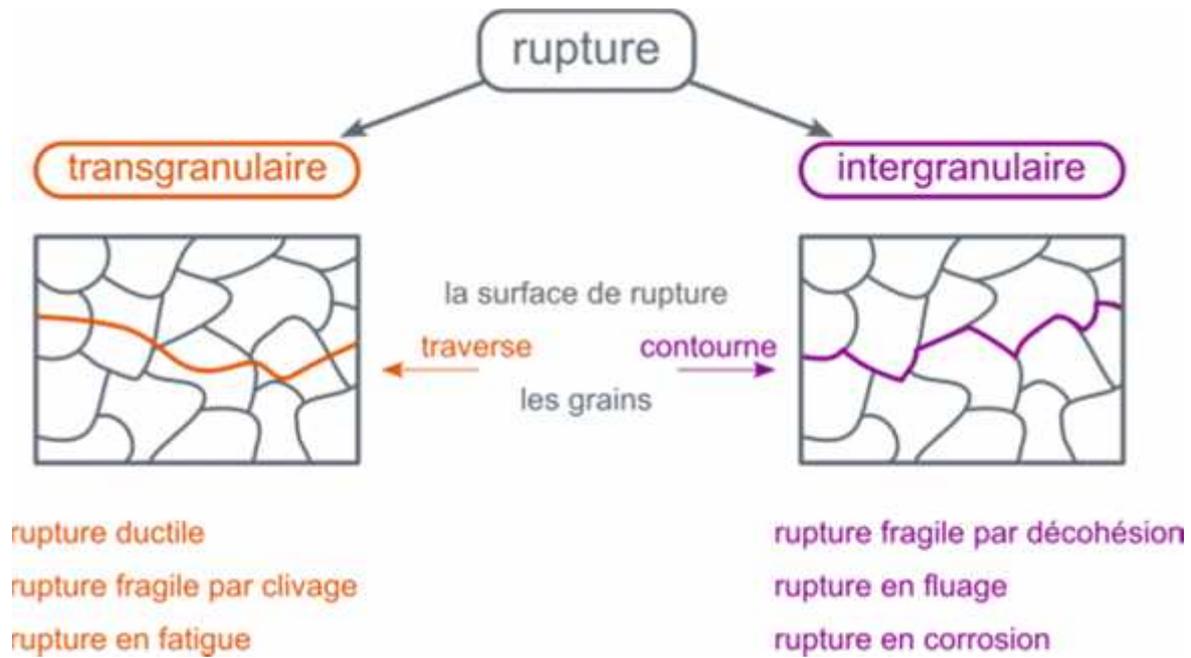


Figure 15 : Classement des ruptures selon leur observation

Le domaine de la rupture par fluage n'intervient qu'à haute température (typiquement $T > 1300^{\circ}\text{C}$). Il peut soit être diffusionnel (la rupture intervient par fissuration intergranulaire), soit entraîner une ductilité notable aux plus hautes températures (supérieures à $0,9T_f$) et des contraintes importantes (la rupture est de type transgranulaire).

Les céramiques thermomécaniques connaissent actuellement un essor important, de par leur potentiel d'utilisation à des températures supérieures à celles des métaux courants, de leurs alliages et des superalliages. Cet engouement pour les céramiques thermomécaniques est lié à la crise du pétrole des années 70. Par exemple, pour améliorer le rendement des turbines, il a fallu augmenter les températures pour une meilleure combustion. Les matériaux utilisés n'étaient pas assez résistants aux hautes températures. On a donc déposé un revêtement en céramique de fonctionnement.

VIII.5. Propriétés chimiques

On appelle inertie chimique la capacité à résister aux attaques chimiques. Les céramiques oxydes étant déjà oxydées, elles résistent beaucoup mieux aux effets corrosifs que certains métaux.

VIII.6. Propriétés de radioactivité

Un matériau combustible est une matière capable de dégager de l'énergie par fission ou fusion nucléaire. Il existe plusieurs types de céramiques combustibles.

Le combustible nucléaire le plus important est le *bioxyde d'uranium* UO_2 . Il s'agit d'une substance brun-noirâtre qui a tendance à s'oxyder dans l'air. La composition U_3O_8 est la plus stable dans l'air. Du fait de la faible teneur en uranium dans ses minéraux, l'extraction s'avère difficile. Le minerai le plus important (jusqu'à 4 % d'uranium) est la *pechblende* (ou uranite) qui contient des oxydes de composition différentes et qui peut être enrichie jusqu'à contenir 50 % de U_3O_8 . L'uranium est un matériau fissile. On essaie aussi d'utiliser le *carbure d'uranium* UC pour lequel la proportion d'uranium est plus élevée, sa conductibilité étant nettement plus élevée (il a une conductibilité métallique). Hélas, il n'est jamais pur et contient du *dicarbure* UC_2 . De plus, il résiste mal au bombardement neutronique. Le dicarbure a des propriétés encore moins favorables que celles du monocarbure. Il s'avère cependant être l'unique composé stable dans certains cas.

Il existe aussi des céramiques à base de *thorium*. Tout le thorium est destiné à des emplois nucléaires comme matériau fertile se trouve dans les sables monazitiques. Une fois enrichis par des moyens physiques, ils contiennent de 5 à 8% de thorium. On a quelquefois besoin d'un matériau à la fois fissile et fertile. Pour cela, on utilise des céramiques à base d'*uranium - thorium*.

VIII.7. Propriétés de bioréactivité

VIII.7.1. Réactivité des céramiques

Dans le domaine biomédical, la réactivité entre l'implant et les tissus mène à distinguer deux types de matériaux. Il existe des céramiques qui *ne réagissent pas* de façon notable et celle qui *réagissent fortement*.

Les céramiques peuvent offrir les avantages d'une composition chimique ne conduisant pas au dégagement de composés toxiques et d'une excellente résistance au frottement et à l'usure.

Par exemple, jusqu'ici les articulations artificielles mettaient en contact une partie métallique avec une cavité en polyéthylène, ce qui provoquait la production de poussières avec des

conséquences néfastes. Désormais, on recouvre les parties en contact à l'aide d'aluminates à haute dureté qui assurent une faible production de corps étrangers.

VIII.7.2. Céramiques bio-inertes

Les céramiques bio-inertes sont essentiellement des céramiques à base d'*oxydes*, de *carbones* ou de *nitrides*. L'*alumine*, mis à part le *carbone*, est la principale céramique bioinerte.

La *zircon*e a des caractéristiques intéressantes car elle présente une élasticité identique à celle des métaux et une ductilité élevée. Elle apparaît comme une biocéramique d'avenir. Elle est, en général, stabilisée à l'aide d'additifs comme MgO, CaO, Y₂O₃, Al₂O₃, dont le taux est de l'ordre de 5 à 10%.

Les zircons partiellement stabilisés présentent une forte résistance à la compression et aux chocs thermiques. Les *carbures* et les nitrides de titane font aussi partie des céramiques bio-inertes. On effectue une brève description des deux céramiques bio-inertes les plus importantes :

L'alumine est parfaitement biocompatible, c'est à dire qu'elle est chimiquement inerte et électriquement neutre. Son coefficient de friction est très bas, son taux d'usure presque nul et son coefficient de résistance à la compression excellent. Elle est utilisée, entre autres, pour les applications dentaires.

VIII.8. Propriétés des céramiques diélectriques

Les isolants sont des corps pour lesquels les électrons de valences liées aux atomes ne peuvent pas se déplacer sous l'effet d'un champ électrique. Cependant la présence d'impuretés peut fournir des charges électriques mobiles. Les isolants ne laissent donc passer que difficilement les courants électriques, leur conductibilité électrique augmentant cependant avec la température.

Les matériaux céramiques isolants sont les matériaux composés de mélanges de *feldspath*, *quartz*, *hydrosilicates d'aluminium* et de *magnésium*. Ils obtiennent les caractéristiques exigées par la classification des matériaux céramiques isolants en étant soumis à une certaine cuisson. Pour les isolateurs, la résistance superficielle a une grande importance.

VIII.9. Utilisation des céramiques piézo-électriques

Les **céramiques piézo-électriques** sont de la même famille (celle des oxydes ferroélectriques) que les céramiques à haute **constante diélectrique**. On utilise les matériaux piézo-électriques du type $BaTiO_3$ pour la fabrication des cellules de lecture des tourne-disques, les accéléromètres et les capteurs et émetteurs d'ultrasons. Le **quartz** étant piézo-électrique, il est utilisé pour les filtres et les oscillateurs comme dans le cas des montres et des horloges d'ordinateur. Les transducteurs ultrasonores détection sous-marine ou de contrôle non destructif utilisent les *PZT* (composés appartenant au système $PbO-ZrO-TiO_2$) pour transformer des oscillations électriques en vibrations mécaniques.

Exercice D'application Chapitre I

Exercice 01 :

- 1- Veuillez décrire les principes mécaniques qui se trouvent dans les critères fonctionnels des surfaces industrielles ?
- 2- Quels sont les deux types de frottement ? Donnez leur loi de comportement ?
- 3- Donnez les principales différences entre Micro-labourage, micro-fissure, micro-éclatement, micro-fatigue qu'on trouve dans l'usure abrasive?

Exercice 02:

- 1- J.A. Greenwood & al. ont défini un indice de plasticité μ , donnez la relation qui la caractérise ?
- 2- Lorsque μ est supérieur à 1, quel est le type de déformation ? S'il est inférieur à 0,6, quel serait le type de déformation ?
- 3- D'après Bowden et Tabor, la force de frottement est définie par une contrainte nécessaire τ_0 qui est $\tau_0 = \mu \sigma_0$? Donnez une explication physique de cette contrainte.

Exercice 03:

Répondez par vrai ou faux

- 1- Une céramique est un matériau ayant une structure organisée, quasi cristalline ou partiellement cristalline, contenant des substances non organiques et non métalliques. Elle est formée en partant d'une masse en fusion qui se solidifie en se refroidissant ou alors par un mélange de poudres très fortement chauffées pour se " souder " avant d'être refroidi.
- 2- Les céramiques sont sans danger pour l'homme et pour l'environnement et nombreuses sont celles qui sont biocompatibles. Elles sont entre autres très utilisées pour la construction (briques, tuiles) et pour les équipements sanitaires, médicaux ou alimentaires.

3- Les céramiques techniques (branche nouvelle de l'industrie) entrent dans trois catégories différentes :

- les oxydes : oxyde d'aluminium, oxyde de zirconium.
- les non-oxydes : carbures, borures, nitrures, céramiques composées de silicium et d'atomes tels que tungstène, magnésium, platine, ou encore titane.
- les céramiques composites : combinaison des oxydes et des non-oxydes.

4- Beaucoup de céramiques gardent leur solidité même à des températures très élevées et résistent aux chocs thermiques. Cela les fait utiliser comme "tuiles" de la navette spatiale américaine.

5- Certaines céramiques sont d'excellents isolants électriques qui sont utilisés, par exemple, comme isolateurs pour circuits électriques à haute tension.

- Dans d'autres conditions, comme des températures extrêmement basses, certaines céramiques, au contraire, deviennent des supraconducteurs.

6- Les céramiques biocompatibles ont fait faire des progrès dans certains domaines de la médecine (valve cardiaque, implants orthopédiques).

Corrigez exercice 3

- 1- Répondre VRAI est correct. Répondre FAUX est incorrect.
- 2- Répondre VRAI est correct. Répondre FAUX est incorrect.
- 3- Répondre VRAI est correct. Répondre FAUX est incorrect.
- 4- Répondre VRAI est correct. Répondre FAUX est incorrect.
- 6- Répondre VRAI est correct. Répondre FAUX est incorrect.
- 7- Répondre VRAI est correct. Répondre FAUX est incorrect.

Référence Bibliographique

- [1] W. Kurz, J.P. Mercier, G. Zambelli, « Introduction à la science des matériaux », Presse polytechnique et universitaires romandes, 1991.
- [2] J.S. REED, "Introduction to the Principles of Ceramic Processing" 2nd Edition, J. Wiley, NY, 1995.
- [3] T.A. RING "Fundamentals of Ceramic Powder Processing and Synthesis" Academic Press (1995)
- [4] D.J. Shaw, "Introduction to Colloid and Surface Chemistry", Butterworths, London, 1980.
- [5] N.J. Shaw, Densification and coarsening during solid state sintering of ceramics: a review of the models. Powder Metallurgy International, 21 N°3 (1989) 16-29.
- [6] S Zhang, DD Jayaseelan, G Bhattacharya, WE Lee, Molten salt synthesis of magnesium aluminate (MgAl₂O₄) spinel powder, Journal of the American Ceramic Society 89 (5), 1724-1726.
- [7] Roman I, et al., Direct measurement of VDAC-actin interaction by surface plasmon resonance. Biochim Biophys Acta 1758(4):479-86
- [8] Hernandez-Lopez MJ, et al. (2003) Osmotolerance and leavening ability in sweet and frozen sweet dough. Comparative analysis between *Torulasporea delbrueckii* and *Saccharomyces cerevisiae* baker's yeast strains. Antonie Van Leeuwenhoek 84(2):125-34
- [9] Fujita K, et al. (2007) Anethole, a potential antimicrobial synergist, converts a fungistatic dodecanol to a fungicidal agent. Phytother Res 21(1):47-51
- [10] Chevalier J : What future for zirconia as biomaterial. Biomaterials.2006;27(4):535-43
- [11] Deux numéros de la revue Stratégie Prothétique consacrés aux systèmes céramiques à base de zircon : vol3 n°5 en 2003 et vol4 n°1 en 2004
- [12] Michaël Sadoun, Erik Asmussen Bonding of resin cements to an aluminous ceramic: A new surface treatment, Dental Materials, Volume 10, Issue 3, May 1994, Pages 185-189.

I. Tribologie des surfaces

I.1. Eléments de tribologie

Le mot tribologie, construit à partir des racines grecques *tribein* (frotter) et *logos* (parole, étude ou science), a été proposé en 1968 par G. Salomon pour désigner la science qui étudie l'ensemble des phénomènes qui ont lieu lorsque deux corps en contact sont animés de mouvements relatifs. La tribologie est ainsi une branche de la mécanique qui concerne le frottement, l'usure et la lubrification des surfaces de contact entre deux solides. Frottement et usure se produisent à la surface entre deux solides en contact. La lubrification permet de séparer les surfaces en contact par un film lubrifiant et par conséquent de limiter l'usure. Il s'agit donc d'une science pluridisciplinaire s'appuyant à la fois sur les bases fondamentales de la mécanique et sur les acquis récents de la science des matériaux, en passant par la physico-chimie des surfaces. De tout temps, l'homme a cherché à réduire le frottement et éviter l'usure. De nos jours, la tribologie est présente dans les applications industrielles les plus évoluées (adhérence du contact roue/rail) comme dans la vie de tous les jours (écriture avec une craie sur un tableau, ...).

La tribologie s'est tout d'abord intéressée principalement au volume des surface des matériaux en contact par la détermination des lois de comportement de frottement et d'usure (approche mécanique). Puis, la tribologie des surfaces a fait son apparition associée à la physico-chimie des surfaces (approche matériaux) pour enfin arriver à la tribologie des interfaces (approche complémentaire mécanique/matériaux). Cette dernière notion a permis une meilleure compréhension des mécanismes de frottement et d'usure.

II.2. Système tribologique

La tribologie des interfaces concerne le milieu interfacial entre les deux corps en contact. On définit ainsi un contact tribologique ou tribosystème comme étant composé de trois éléments principaux (Figure 16): deux solides A et B en contact (premiers corps) et le milieu interfacial I désigné sous le terme de troisième corps. Ce troisième corps sépare partiellement ou totalement les deux matériaux en contact et possède des propriétés différentes de celles des premiers corps. L'origine de ce milieu interfacial peut être externe (lubrifiant solide ou liquide) ou interne par formation in situ (détachement de particules des premiers corps). Ce tribosystème se trouve dans un environnement E qui constitue l'ambiance de fonctionnement du contact. Des interactions entre cet environnement et le contact peuvent ainsi avoir lieu en fonction de sa composition, sa température et sa pollution éventuelle [13].

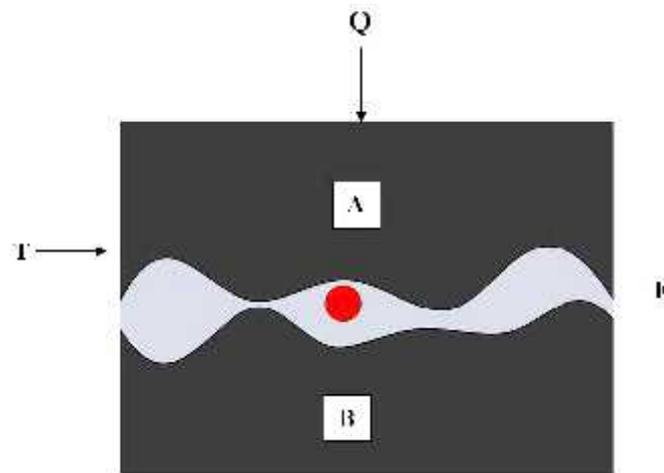


Figure 16: Représentation schématique d'un tribosystème [13].

A, B : Corps en contact,

Q : Charge appliquée,

T : Effort tangentielle,

E : Environnement.

II.2.1. Concept du troisième corps

M. Godet [14, 15] et Y. Berthier [16] proposent le concept phénoménologique du troisième corps, élaboré suite à des observations expérimentales. A partir des théories bien établies sur la lubrification, l'introduction de cette notion de troisième corps contribue à la compréhension des phénomènes liés à la lubrification solide. Ce concept est fondé sur une approche globale du processus d'usure, avec la prise en compte de l'enchaînement décrivant la vie du troisième corps dans le contact depuis la formation et le détachement des particules issues des premiers corps jusqu'à leur élimination définitive du contact.

Y. Berthier [17] désigne par le terme de triplet tribologique (Figure 17) :

) le mécanisme ou l'élément de machine dans lequel se situe le contact, qui régit les conditions de travail des contacts en leur transmettant les charges statiques ou dynamiques et en leur imposant la cinématique et l'ambiance contenant le mécanisme ;

) les premiers corps constituant les massifs des éléments du mécanisme qui bordent le contact;

) l'interface ou troisième corps, qui sépare les premiers corps et réduit leur interaction. Il transmet la charge entre les premiers corps tout en accommodant la majeure partie de leur différence de vitesse.

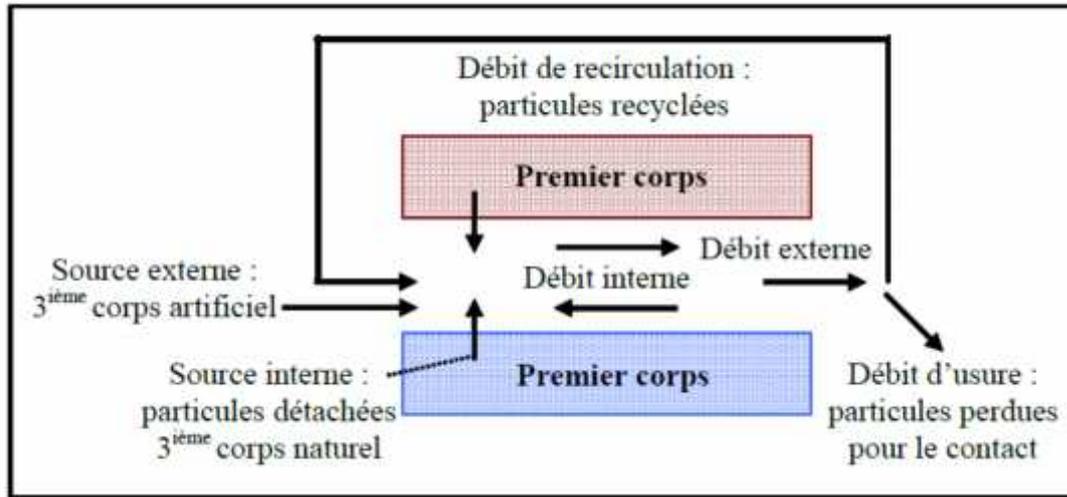


Figure 17: Représentation schématique du circuit tribologique dans le cas d'un contact entre deux solides [17].

Des particules peuvent se détacher des premiers corps du fait de leur dégradation. Il s'agit d'une source interne qui conduit à la formation d'un troisième corps naturel dans le contact (débit source interne). L'introduction d'un troisième corps artificiel (lubrifiant solide ou liquide) correspond à une source externe (débit source externe). Ces particules de troisième corps peuvent rester piégées dans le contact ou bien être évacuées hors du contact. On parlera alors de débit interne et externe. Le débit interne représente la circulation du troisième corps dans le contact. Le débit externe est le débit de troisième corps qui s'échappe du contact. Il se divise en deux composantes : un débit de recirculation lorsque les particules sont réintroduites dans le contact et un débit d'usure lorsque les particules sont définitivement perdues pour le contact et ne participent plus à l'accommodation de vitesse.

II.3. Phases d'usure

L'usure est un processus qui évolue avec le temps. Pour une charge et une vitesse de glissement constante, l'évolution de l'usure est représentée graphiquement par la courbe de la figure 18. Elle montre trois stades qui sont :

) Première partie (phase I): c'est la période initiale d'usure, elle dure un peu de temps par rapport à la durée de frottement. Elle est caractérisée par le régime transitoire du système

tribologique avec un taux d'usure élevé, qui par la suite, diminue progressivement. Cette étape est appelée le rodage du système.

) Deuxième partie (phase II) : elle dure plus longtemps. Elle se caractérise par une stabilité de frottement et un taux d'usure faible. Elle se produit en fin de rodage. Comme ce stade évolue, l'usure s'intensifie progressivement ce qui endommage la surface.

) Troisième partie (phase III) : la vitesse d'usure augmente fortement d'où vieillissement du solide.

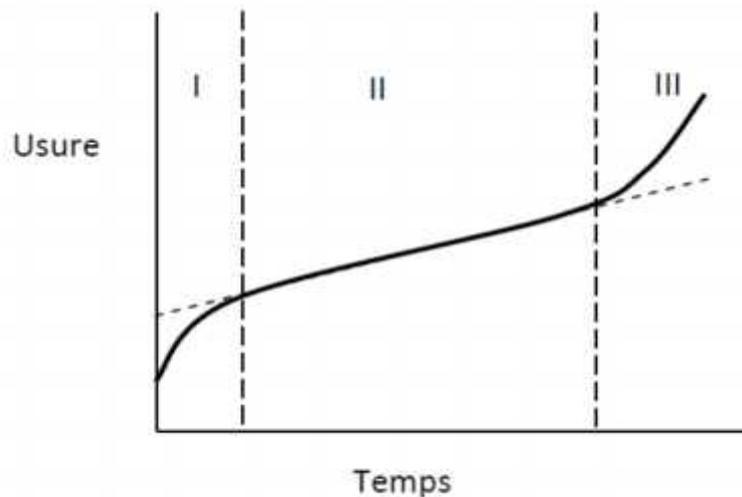


Figure 18: Les principales phases d'usure [18].

II.4. Lois d'usure

Plusieurs formes de la loi d'Archad [19] peuvent être évoquées. La première (originale, issue de l'expérimentation) indique que le volume usé V_u (c'est à dire le volume perdu par un matériau qui glisse sur un autre) est proportionnel au produit de la distance parcourue L et de la force normale F_n appliquée au contact :

$$V_u = a.F_n .L \quad (4)$$

Une seconde forme fait intervenir la nature du matériau le plus mou par l'intermédiaire de sa contrainte d'écoulement σ_y et la surface S du contact :

$$V_u = b. F .S / \sigma_y \quad (5)$$

Une forme dérivée de la première loi fait intervenir l'énergie dissipée dans le contact par le biais du produit PV (pression x vitesse de glissement) proportionnel à la vitesse d'usure dh/dt (h étant la profondeur de la piste d'usure).

$$dh/dt = c.P.V \quad (6)$$

où a , b et c sont des coefficients de calage.

Mais cette loi plus générale, essentiellement théorique, s'applique difficilement à la réalité des contacts dans leur diversité. La loi d'Archard sera par la suite adaptée de diverses façons par différents expérimentateurs pour coller aux expériences particulières qui les concernent. Meng et Ludema [20] citent plus d'une centaine de lois d'usure dont une grande partie est adaptée de la loi d'Archard.

Après un test d'usure, il est toujours possible de trouver une fonction qui corrèle plusieurs paramètres. Mais les paramètres utilisés sont fonction des moyens d'investigations disponibles et de la culture des chercheurs:

) la définition d'une surface de contact n'a pas de sens tant que l'on ne différencie pas une surface apparente (au sens de Hertz) et une surface réelle (puisque ce sont souvent les débris d'usure qui supportent effectivement la charge),

) l'évaluation du «volume usé» pour caractériser l'usure est entièrement dépendante de la façon dont on nettoie la piste de frottement après un essai, etc...

Lin et Al [21] ont dressé des cartes d'usure, représentations de résultats d'essais de type « pion-disque », pour définir des domaines de comportements identiques et des transitions entre différents régimes d'usure. Le but étant ici de construire une base de données équivalente, par exemple, aux catalogues existants pour les caractéristiques d'élasticité des matériaux. Pour faciliter l'extrapolation à d'autres types de contacts, les résultats, donnés en termes de dégradation (usure douce, usure sévère, délamination, grippage) sont fournis en fonction d'une vitesse et d'une pression de contact adimensionnées.

III. Mécanismes de dégradation de surface

Les mécanismes de dégradation des matériaux provoquant le détachement des particules des premiers corps (débit source interne) et conduisant à l'usure sont classés selon plusieurs familles dont les principales sont décrites ci-dessous [22]. Ces phénomènes d'usure peuvent, en théorie, se produire simultanément, certains étant prépondérants par rapport à d'autres en fonction du tribosystème étudié.

III.1. Usure par adhésion

Elle est associée à la formation de joints d'adhérence aux points de contact situés sur les aspérités des surfaces de deux corps frottant. La résistance de la jonction adhésive est fonction de la nature physico-chimique des matériaux en contact. Sous l'effet du cisaillement, un transfert de matière entre les deux corps se met en place (Figure 19).

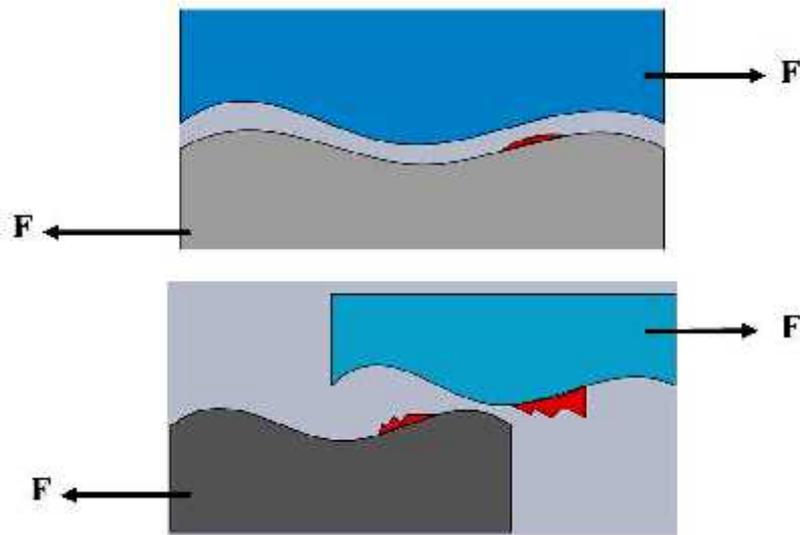


Figure 19: Phénomènes élémentaires de l'usure adhésive. [22]

Dans le cas de liaisons d'adhésion peu résistantes, le transfert de matière est limité et l'usure reste douce. L'usure adhésive est donc à la fois d'origine mécanique et physicochimique.

III.2. Usure par fissuration

Les contraintes mécaniques générées par le frottement peuvent entraîner la création et la propagation de fissures. Dans le cas des matériaux ductiles (tels que les matériaux métalliques), il est question d'usure par fatigue superficielle ou par délamination. La rupture par fissuration a lieu en sous-couche, parallèle à la surface de frottement, dans les zones où les contraintes de cisaillement sont maximales. A terme, des écailles dues à la propagation des fissures apparaissent dans les zones de frottement (Figure 20).

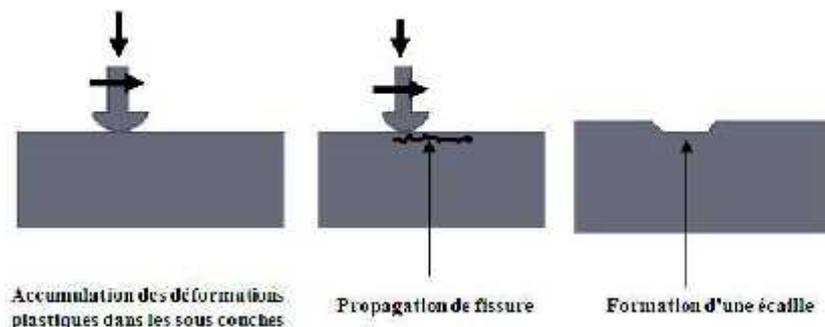


Figure 20: Usure par fissuration [122].

Pour les matériaux à comportement fragile (typiquement les céramiques), les fissures se créent dans les zones où les contraintes en tension sont les plus importantes. Elles sont associées à un dépassement local du seuil de rupture du matériau. Elles se situent à l'arrière



du contact et se propagent perpendiculairement à la surface (Figure 21). Il s'agit d'une usure par fracturation.

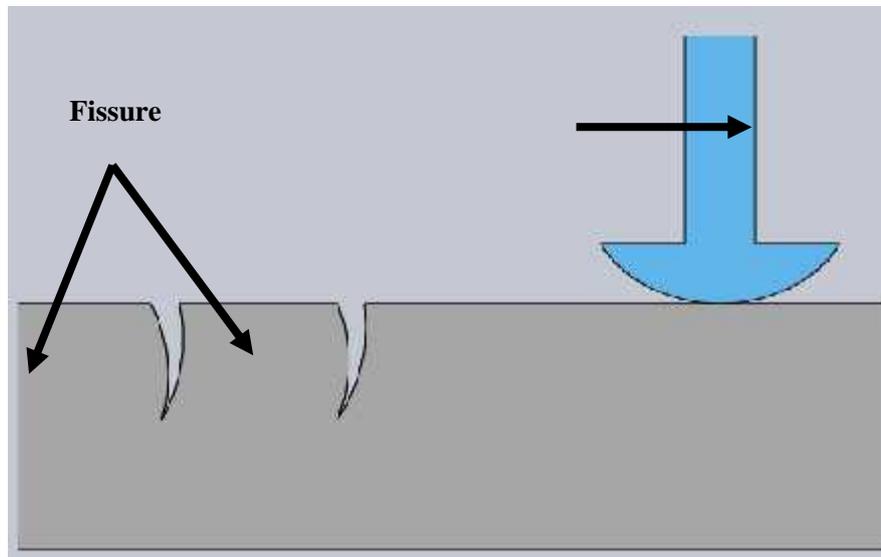


Figure 21: Usure par fissuration (cas des matériaux fragiles) [22].

III.3. Usure tribochimique

Cette forme d'usure apparaît lorsque le frottement a lieu dans un environnement réactif pour les matériaux en présence (atmosphère, lubrifiant,...). Dans ce cas, l'usure est régie par la réactivité chimique des premiers ou troisième corps avec l'environnement. Cette réactivité peut être également créée ou activée par l'énergie dissipée en frottement dans l'interface. Il y a tout d'abord création de débris d'usure provenant des premiers corps, initiée par un des mécanismes décrits précédemment (adhésion, abrasion, fatigue). Ensuite, l'oxydation de ces débris peut conduire à la formation d'un film d'oxydes, de faible épaisseur, adhérent au substrat, qui joue un rôle protecteur contre l'usure adhésive [22]

III.4. Usure abrasive

L'usure abrasive est le résultat d'un déplacement de matière produit par des particules dures ou des protubérances dures. C'est un phénomène très courant qui sévit notamment dans la machinerie des industries. Kato [23] a montré en utilisant une configuration pion - disque que les mécanismes d'usure abrasif dépendent à la fois de la profondeur, de la largeur de la trace et du frottement interfacial. Il a introduit d'une part le degré de pénétration comme étant le rapport entre la profondeur de pénétration h et la demi-largeur de la trace a , et d'autre part le

rapport entre la contrainte de cisaillement à l'interface du contact et la contrainte de cisaillement au cœur de l'échantillon (Figure 22).

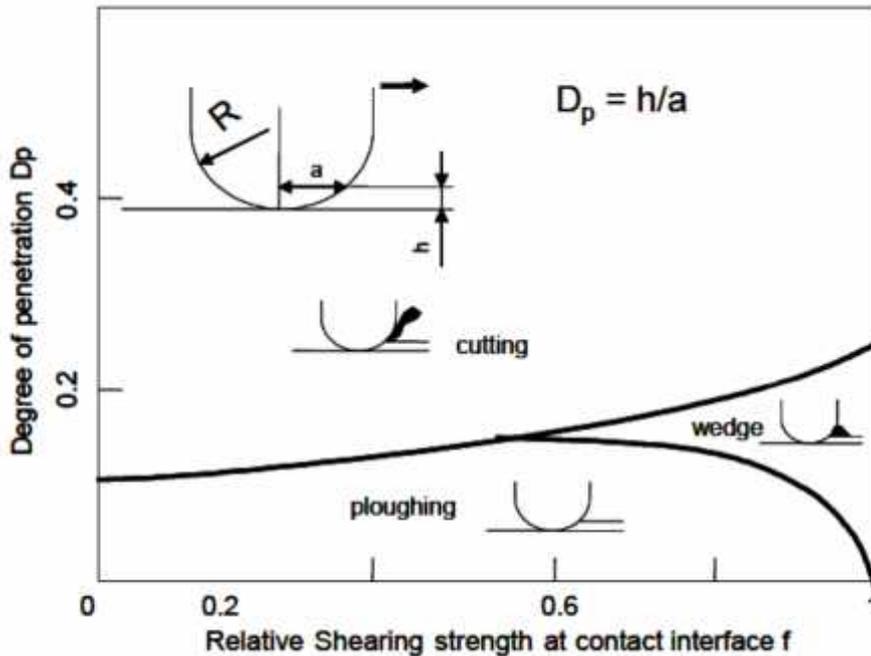


Figure 22: Diagramme des modes d'usure [23].

Cette figure montre trois types de mécanismes d'usure:

) Coupe (cutting) : caractérisée par un enlèvement de matière. Elle se produit pour des valeurs de degré de pénétration assez élevées. Pour des valeurs supérieures à 0.3, le mécanisme de coupe se manifeste quelle que soit la contrainte de cisaillement relative à l'interface.

) Formation des bourrelets (wedge) : ce mécanisme ne peut se produire que pour une contrainte de cisaillement relative à l'interface supérieure à 0.5 et une degré de pénétration inférieur à 0.3.

) Labourage (ploughing) : ce mécanisme se manifeste pour des faibles degrés de pénétration (inférieur à 0.2) par contre il peut se produire à n'importe quelle valeur de la contrainte de cisaillement relative à l'interface.

Cette carte permet d'identifier les mécanismes d'usure à partir des paramètres de rayage (a, h) et rhéologique (contrainte de cisaillement interfacial relative) pour une configuration pion - disque.

Des résultats similaires ont été obtenus par Kayaba [24]. Il a montré à l'aide d'essais de rayage qu'il existe essentiellement trois types d'usure : coupe, formation de bourrelets et

labourage. La transition entre les différents mécanismes dépend du degré de pénétration et du degré d'usure traduisant le volume de matière enlevé par les particules abrasives.

III.4.1. Usure abrasive par déformation plastique

Les particules dures vont déformer plastiquement la surface et conduire à la formation de rainures. L'abrasion introduit des contraintes de cisaillement très élevées sur la surface qui diminuent d'intensité lorsqu'on se dirige vers le cœur du matériau. La déformation et la contrainte observées seront proportionnelles à la profondeur d'indentation des particules abrasives. Mais, la dureté seule ne permet pas d'évaluer la résistance à l'usure d'un matériau car elle ne caractérise pas suffisamment les interactions entre les particules dures et le matériau usé.

III.4.2. Usure abrasive sans déformation plastique

Les contraintes élevées provoquées par les particules d'usure peuvent conduire à une microfissuration des matériaux fragiles. De gros débris d'usure se détachent de la surface, résultat de l'initiation et de la propagation de fissures. Dans ce cas, la vitesse d'usure n'est pas proportionnelle à la charge normale. K.H. Zum gahr [25] a également présenté plusieurs modèles (Figure 23) qui confirment que la perte par usure augmente plus vite que linéairement avec la charge normale appliquée ou la pression de surface.

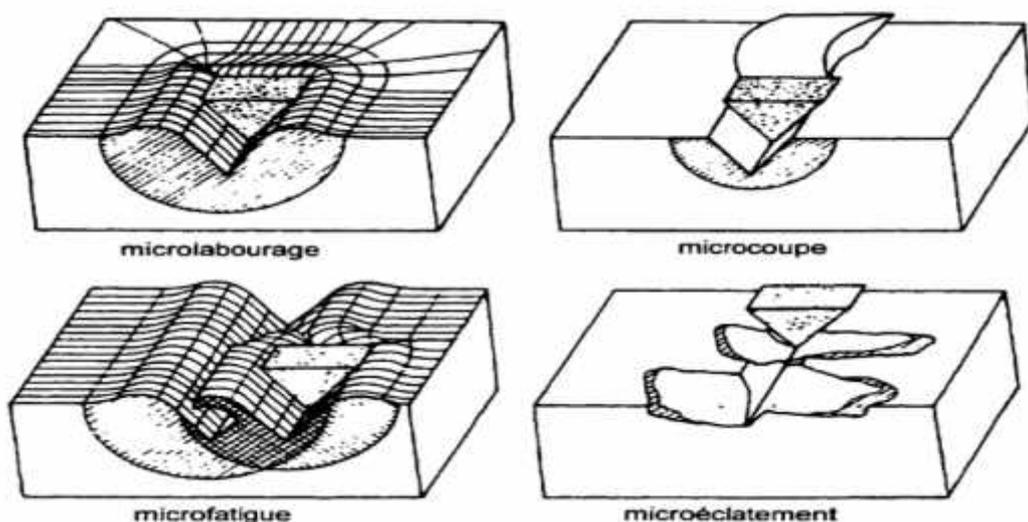


Figure 23 : Figure schématisant les différents modes d'usure abrasive [25].

III.5. Paramètres influençant l'usure abrasive

III.5.1. Caractéristiques des particules abrasives

L'usure abrasive dépend particulièrement de la topographie des surfaces en contact dans le cas d'une abrasion à deux corps ou bien des particules abrasives situées entre les deux surfaces dans le cas d'une abrasion à trois corps. Parmi les caractéristiques principales on cite :

-) Dimensions et morphologie des particules abrasives. Les particules possédant des angles aigus provoquent davantage un effet de coupe alors que les particules ayant des angles arrondies ont tendance à provoquer des déformations plastiques ;
-) Quantité et nature de l'abrasif impliqué dans le contact ;
-) Charge appliquant les particules abrasives sur la surface ;
-) Nature, structure du matériau subissant l'abrasion.

III.5.2. Rôle de la porosité

La bibliographie souligne le rôle complexe de la porosité sur la résistance à l'usure. Cependant, ce rôle n'a pas été clairement identifié, du fait de sa forte dépendance avec les conditions d'essais tribométriques. Quelques travaux, qui ne portent pas exclusivement sur les dépôts projetés et sur les matériaux composites, traitent de l'influence de la porosité sur la résistance à l'usure.

En régime lubrifié, l'utilisation de matériaux poreux est courante. En effet, dans ce cas, la rétention de lubrifiant au sein des pores fournit continuellement une lubrification au cours du frottement [27-31].

En régime non lubrifié (glissement sec), différentes études sont consacrées à l'influence de la porosité sur la résistance à l'usure mais peu d'entre elles relie son rôle aux mécanismes d'usure. A.A. Hamid et al. [31] rapportent que la présence de pores au sein de matériaux composites diminue l'aire de contact réelle entre les deux matériaux en contact, augmentant ainsi la pression de contact. En conséquence, des fissures apparaissent entre les pores, entraînant la formation de débris d'usure. La résistance à l'usure et le coefficient de frottement s'en trouvent ainsi diminués.

Les dépôts poreux obtenus par projection thermique pour des applications tribologiques s'emploient généralement en régime lubrifié. En effet, le rôle néfaste de la porosité des dépôts projetés a été mis en évidence : la présence de larges pores peut entraîner l'affaissement du dépôt au niveau de ces pores au cours du frottement et la fissuration des splats situés à côté des pores [32]. Néanmoins, une influence positive de la porosité sur la résistance à l'usure de dépôts projetés a également été démontrée. Dans le cas de dépôts à base de carbure de

tungstène en contact avec du graphite [33], les pores servent de réservoirs à débris et sont ainsi remplis de particules abrasives et de débris contenant du graphite. Cela a pour effet de limiter le phénomène d'abrasion par des particules dures et d'augmenter l'effet lubrifiant par la rétention des particules à base de graphite, connu pour ses propriétés lubrifiantes. Cette capacité des pores à piéger les débris d'usure a aussi été observée dans le cas d'alliages ferreux obtenus par frittage [34]. Le remplissage des pores permet d'augmenter la résistance à l'usure de ce matériau poreux en augmentant l'aire de contact réelle et en diminuant la pression de contact. Par conséquent, la déformation plastique et la création de débris deviennent plus difficiles. De plus, le phénomène d'abrasion par des particules dures est réduit par le piégeage des particules abrasives dans les pores empêchant leur agglomération dans le contact. Au contraire, d'autres auteurs ont montré que la présence de pores au sein d'aciers frittés pouvait être à l'origine de fissuration et de création de débris d'usure et ont reporté le rôle néfaste de la porosité sur leurs propriétés tribologiques [35].

III.5.3. Rôle de la rugosité de surface

La rugosité est un paramètre essentiel lors de contact en frottement. Elle influe sur des facteurs qui régissent le comportement au frottement et à l'usure et, plus précisément, le mode de contact et le comportement du milieu interfacial (troisième corps) [36]. En effet, la rugosité détermine l'aire réelle de contact (le contact s'effectue par les aspérités de surface) et donc la répartition des pressions superficielles. Par exemple, une augmentation de la rugosité de surface permet de diminuer l'aire de contact réelle et par conséquent de limiter les phénomènes d'adhésion. De plus, suivant la forme et l'orientation des rugosités, une rétention ou au contraire une circulation plus aisée du troisième corps (débris d'usure et lubrifiant) pourra avoir lieu [37]. De façon générale, les exigences de rugosité dépendent de la nature des matériaux en présence et du niveau de sollicitation.

III.5.4. Rôle de la dureté de surface

La notion de la dureté en rayage est née, grâce à Réaumur en 1822, avec la définition suivante : la dureté d'un corps est la propriété qu'il possède d'en rayer un autre et ne pas être rayé par lui. La dureté est considérée comme étant la propriété mécanique majeure qui gouverne la résistance à l'usure. Archard [38] a montré que le matériau le plus dur résiste mieux à l'usure abrasive. La corrélation entre dureté et usure abrasive n'est pas simple. La vitesse d'usure est principalement dépendante de la dureté de l'abrasif ainsi que celle du matériau antagoniste. Considérons H_a et H_s , les duretés respectivement des particules abrasives et des surfaces. J.M. Hutchings [39]

a montré qu'il y avait une véritable ligne de démarcation entre deux types d'usure soit l'abrasion douce qui se produit lorsque $H_a/H_s < 1,2$ et qui est sensible aux variations de ce rapport, en contraste avec l'usure sévère où $H_a/H_s > 1,2$. Les particules angulaires causent une usure plus importante que celles qui sont sphériques. Au-dessus d'une taille critique, la vitesse d'usure est pratiquement indépendante d'une augmentation de la taille des particules, l'évaluation de la taille des particules reste difficile car ce sont rarement des sphères.

IV. Lois empiriques du frottement

Amontons, en 1699, puis Coulomb, en 1780, ont été les premiers à formuler les lois du frottement solide que nous connaissons actuellement.

Les lois d'Amontons se résument en deux postulats:

-) La force de frottement F_t est indépendante de la surface apparente de contact.
-) La force de frottement F_t est proportionnelle à la charge normale appliquée F_n .

La première loi d'Amontons montre qu'il n'y aura pas de glissement entre deux solides en contact, tant que la force tangentielle F_t , nécessaire pour déplacer le solide, est inférieure à une force minimale F_s . Lorsque la force tangentielle atteint cette valeur seuil, le solide glisse.

$$F_s = \mu_s F_n$$

μ_s est appelé coefficient de frottement statique.

Une fois le solide mis en mouvement, une force F_d est nécessaire pour maintenir le glissement à vitesse constante. L'expérience montre que cette force est également proportionnelle à la charge normale appliquée:

$$F_d = \mu_d F_n$$

μ_d définit le coefficient de frottement dynamique.

Bowden et Tabor [40] dans les années 50, proposent une explication tenant compte de l'effet de la rugosité des surfaces en contact (Figure 24) paramètre non considéré dans la théorie d'Amontons –Coulomb.

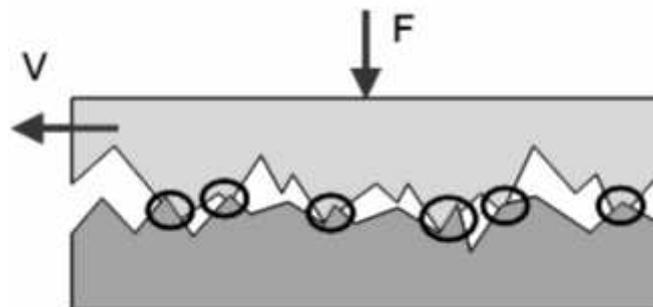


Figure 24: Contact entre deux surfaces rugueuses [40]

I. Dépôts céramiques élaborés par projection thermique

Bien que l'émaillage soit appliqué depuis plus de trois millénaires, c'est seulement depuis l'apparition des céramiques techniques (Al_2O_3 , ZrO_2 , AlN , SiC) et leur utilisation dans l'électronique que les recherches sur la liaison entre un métal et une céramique se sont développées. Parmi les applications visées, on peut citer les tubes électroniques, les isolateurs électriques, les valves à vide, les condensateurs, etc....

II.1. Propriétés mécaniques des dépôts à base d'alumine

Les effets sur les propriétés en fluage d'une alumine, ont intéressé les chercheurs. Yoshida [41] a voulu voir si la résistance en fluage d'une alumine (taille de grain environ $1\mu\text{m}$) était influencée de la même manière par taille de grain. Il a mis en évidence que la réduction est considérable pour le taux de fluage et augmente les énergies car la ségrégation aux joints de grains de l'alumine est responsable de la diminution du coefficient de diffusion des ions aluminium. Claussen [42] a étudié les effets introduits par la micro-fissuration sur le K_{IC} des alumines grâce à des essais de flexion 3 points. La ténacité augmente avec l'augmentation de la fraction volumique de la pureté ce qui équivaut à une augmentation de la densité de micro-fissures. Ces réseaux de micro-fissures dans le matériau peuvent être des réponses aux tensions résiduelles localisées dues aux différences de coefficients de dilation entre les deux phases ou aux changements de volumes induits par les transformations de phases. C'est en se propageant que la fissure principale va interagir avec le réseau de micro-fissures qui va alors absorber l'énergie de rupture. De plus, il y a dilatation donc diminution du module d'élasticité mais surtout une dégradation du matériau en front de fissure qui amoindrit son efficacité.

Les alumines pures subissent des croissances de grains rapides conduisant à un durcissement lors des essais de compression ou de traction. Alors que si par exemple, 10% en volume de phase métastable sont ajoutés, alors pendant la déformation superplastique, la taille de grain reste la même et il y a suppression du comportement de durcissement «strain-hardening» [43]. Plus généralement, les propriétés mécaniques du matériau dépendent de la fraction volumique de phase présente : pour de faible pourcentage (<5% en volume), la contrainte d'écoulement augmente de paire tandis que pour de plus forte concentrations, une augmentation de la phase secondaire conduit à un adoucissement de l'écoulement [44,45]. Ces différences de comportements entre l'alumine pure et l'alumine contenant une seconde phase sont généralement attribuées à la limitation du glissement aux joints de grains [46-49] et à la ségrégation inter-granulaire. Okada et al. [50] ont comparé le comportement en compression

de l'alumine. La comparaison des courbes contrainte déformation montrent que la présence d'Yttrium permet d'atteindre de plus fortes contraintes d'écoulement même si une augmentation de la quantité de zirconium influe dans l'autre sens. Si on reporte la valeur de la contrainte d'écoulement, on trouve que l'alumine pure présente en présence d'Yttrium une plus grande valeur que celle stabilisée avec la zirconium.

Les résultats des essais de cisaillement en fonction de la pression appliquée pour des liaisons réalisées par thermocompression diffèrent pour des couples des matériaux utilisés. Lourdin [51] a montré dans son étude, l'influence de la pression appliquée sur la résistance à la rupture du couple $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}/\text{Al}_2\text{O}_3$ pour une gamme de pression variant de 2 MPa à 25 MPa pour 5 températures différentes comprises entre 1050°C et 1410 °C. Les résultats obtenus montrent que la résistance à la rupture augmente avec la pression grâce à l'augmentation de l'aire de contact qui est proportionnelle à la pression appliquée. Après cette augmentation, la résistance décroît avec la pression appliquée pour des températures supérieures à 1250 °C suite à la fissuration de l'alumine. Pour des températures inférieures, le maximum n'est pas atteint pour la gamme de pressions appliquées. Courbière [52] a montré dans son étude du couple $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cu}/\text{Al}_2\text{O}_3$ que l'aire de contact croît avec les paramètres de pression et de température à partir du centre du contact vers sa périphérie.

II.2. Comportement tribologique des dépôts d'alumine

La déformation subie par les matériaux en contact à sec peut être considérée comme ductile ou fragile selon les conditions de charge et vitesse. La déformation ductile est produite sous conditions de glissement modéré, de sorte que l'on obtient un flux plastique et un déplacement du matériau par détachement ou perte de matériau. Par conséquent, le frottement et l'usure sont faibles. Par contre si la déformation est fragile on obtient une grande quantité de fissures. Ce type de déformation est plus probable sous conditions de forte contrainte de contact et lorsque le corps en contact est beaucoup plus dur que le matériau principal. Dans ces conditions, des grains peuvent être enlevés du matériau et peuvent rester dans la zone de contact entre les deux corps [53]. Les débris d'usure produits peuvent rester dans le sillon d'usure et dans certains cas former une couche entraînant une diminution du frottement. Cette couche reste exposée aux contraintes appliquées entre les deux corps et peut se fracturer ou se délaminer en produisant un nouveau contact direct sur les deux matériaux d'origine (Figure 25).

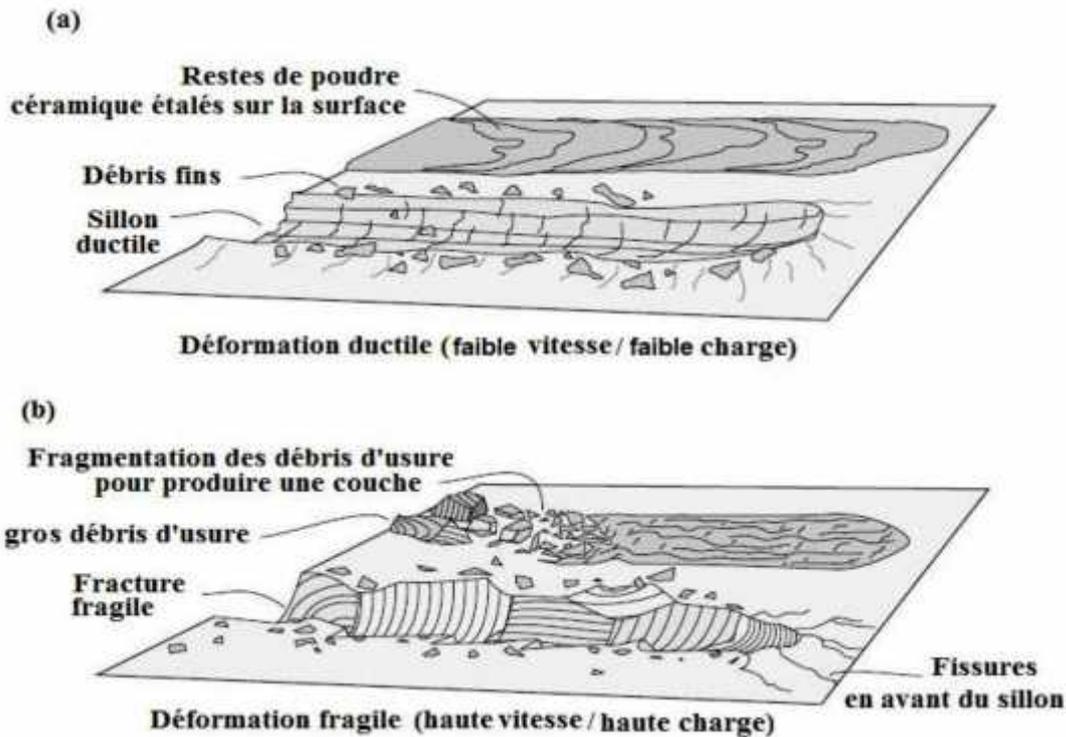


Figure 25: Types de déformation produite par contact à sec :
a) Déformation ductile ; b) Déformation fragile [53].

A cause de la grande fragilité des matériaux céramiques, la charge appliquée et la vitesse de glissement sont des facteurs dont l'influence sur la déformation des corps en contact est grande et en conséquence ces paramètres affectent le taux d'usure abrasive par glissement. Selon les figures 26 et 27 à faible vitesse et pression de contact, on obtient une usure modérée en raison de l'état de déformation ductile et le coefficient de frottement est faible. Néanmoins, lorsque la vitesse de glissement ou la charge augmentent de façon significative, une transition d'usure sévère se produit par déformation fragile. Cet effet est beaucoup plus marqué si les matériaux en contact ont une faible conductivité thermique et est attribué à l'augmentation de la température sur la zone de contact sous l'effet de la vitesse de glissement.

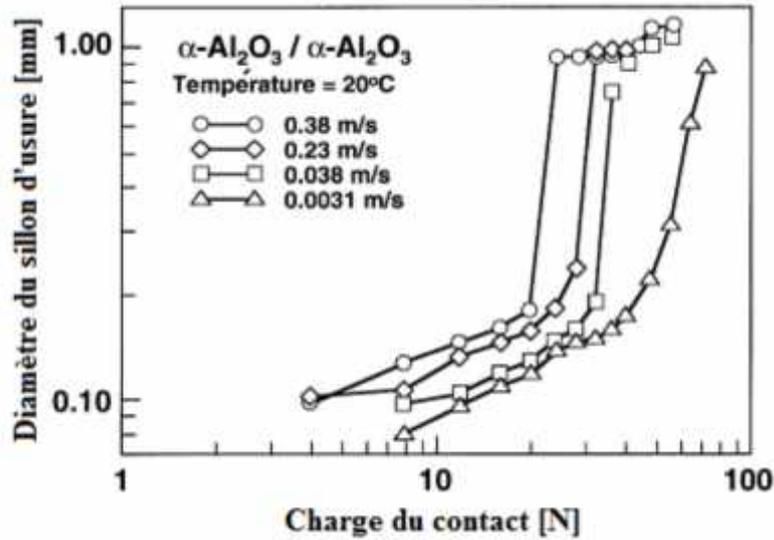


Figure 26: Effet de la charge sur l'usure en contact glissant de deux corps en alumine [54].

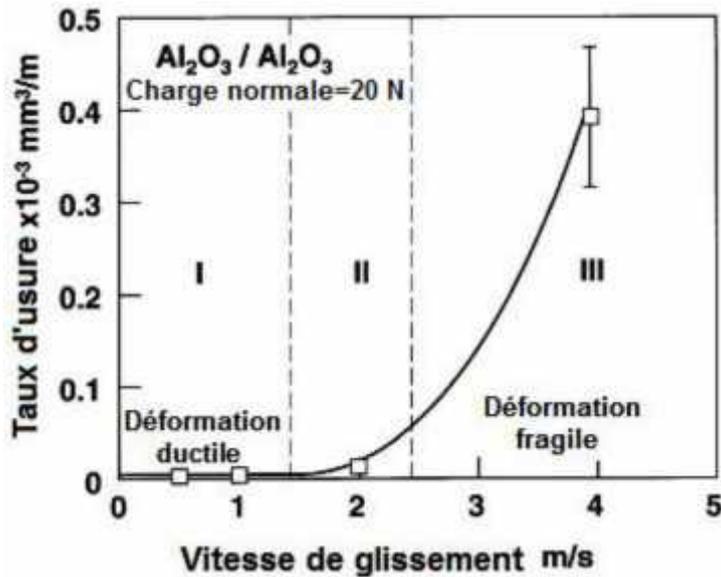


Figure 27: Effet de la vitesse de glissement sur le taux d'usure pour différents états de déformation pour le contact glissant de deux corps en alumine [54].

III.3. Les propriétés mécaniques de la zircone

III.3.1. A température ambiante

Pour une zircone pressée à chaud de manière isostatique, dopée par 2 ou 3% molaire d' Y_2O_3 Et contenant une seconde phase, on constate une forte augmentation de la valeur de la contrainte à rupture en flexion 3-points (Figure 28,) de paire avec une augmentation de la quantité (en poids) d'alumine ajoutée. Pour des valeurs supérieures à 20% en poids, il y a une faible diminution par rapport au 2.4GPa obtenus pour 20% d'ajouts.

Tzukuma [55] a aussi regardé l'influence de la quantité d'yttrium pour une composition de 20% en poids d'alumine de manière à quantifier l'influence de la fraction de zircone quadratique présente sur la contrainte à rupture. Pour les matériaux contenant 2 et 3% d'yttrium, les valeurs de contrainte à la rupture obtenues sont comparables alors que les quantités de zircone quadratique présentes sont respectivement de 65 et 50% en volume.

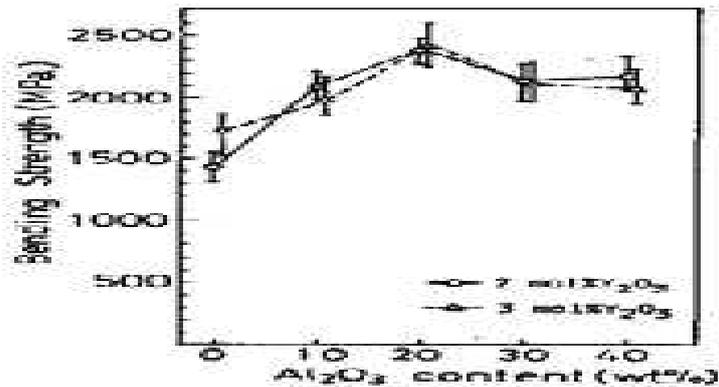


Figure 28: Dépendance de la contrainte en flexion en fonction de la teneur en alumine et de la quantité d'yttrium présente [55].

L'évolution de la ténacité pour une composition de 2% en poids d'yttrium en fonction de la quantité d'alumine présente, a été étudiée par deux techniques différentes : la micro-indentation et la méthode de « chevron notched beam ». On constate une diminution de la fraction de phase monoclinique due à la transformation induite par les contraintes avec l'augmentation de la quantité d'alumine présente. Ce résultat indique la stabilisation de la phase quadratique par ajout d'alumine.

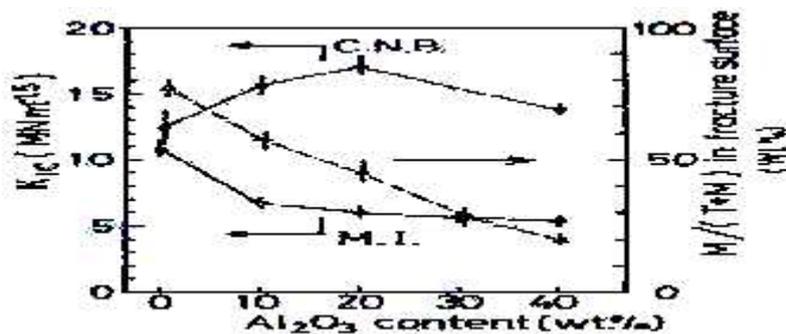


Figure 29: Evolution de la ténacité et de la fraction de zircone monoclinique présente en fonction de la teneur en alumine (M.I : micro-indentation, CNB : chevron notched beam techniques) [56].

Les résultats obtenus par les 2 méthodes diffèrent car la ténacité mesurée par la méthode de « notched chevron beam » est relative à l'initiation de fissure alors que celle obtenue par micro-indentation est relative à la propagation des fissures. On en conclue que l'addition d'alumine contribue de manière importante à l'augmentation de la ténacité grâce à un effet d'initiation de fissure et qu'une grande quantité de transformation induite par les contraintes conduit à de plus fortes valeurs de ténacité ce qui est en accord avec le renforcement par transformation de phase.

III.3.2. A haute température

La littérature est riche d'exemples illustrant le comportement superplastique de la zircone mais le rôle des impuretés n'est pas toujours bien établi. Leur ségrégation aux joints de grains est reconnue comme diminuant la résistance à la déformation et augmentant les phénomènes de diffusion. La zircone quadratique est une céramique superplastique, contrairement à la zircone cubique [56]. Tous les chercheurs [57-59] s'accordent à dire que les mécanismes d'endommagement principaux en fluage pour ces composites zircone-alumine sont la cavitation et la micro-fissuration par glissement aux joints de grains. Cependant, au niveau macroscopique, la présence d'yttrium modifie quelque peu l'endommagement de la zircone dopée.

Les céramiques Mg-PSZ (partially stabilised zirconia, 3% en poids de MgO), après fluage, possèdent des fissures le long des joints de grains. Cet endommagement est généralisé c'est à dire distribué de manière homogène à l'intérieur du matériau. En présence d'yttrium (3% molaire), cet endommagement macroscopique n'est pas observé. Dans ce cas, c'est un mécanisme de cavitation avec nucléation, croissance et coalescence de cavités qui mène à la formation de trous puis de fissures. Les taux de fluage obtenus à 1200°C sous 100MPa, sont supérieurs à ceux de la Mg-PSZ précédente de plus d'une décade.

Dans cette partie, on se limitera aux propriétés en fluage de zircons dopés ou contenant de l'alumine comme seconde phase.

III.3.3. L'alumine comme dopant

Récemment, Sato [60] a voulu clarifier l'effet du dopage de la zircone (TZP q-ZrO₂ par 3% molaire d'Y₂O₃) par l'alumine. Il a regardé l'effet sur le taux de fluage en compression d'ajouts d'alumine jusqu'à 1% en poids (Figure 30). A partir de 0.1%, on ne peut plus parler

de dopage car il y a précipitation de l'alumine, on a un composite alumine/TZP. On observe alors un plateau dans les taux de fluage entre 0.1 et 1% d'alumine.

Pour des concentrations d'alumine inférieures à 0.1% et une taille de grain de $0.4\mu\text{m}$, il y a deux régions de déformation : à faible contrainte ($<10\text{MPa}$), l'exposant de contrainte (n) est de 3 et l'énergie d'activation (E_a) de 640kJ/mol alors qu'à forte contrainte, $n = 2$ et E_a plus fortes concentrations et quelle que soit la contrainte, on retrouve $n = 2$ et E_a stabilisée = 460kJ/mol . L'absence de phase vitreuse aux joints de grains et un exposant de contrainte de 2 ou 3 suggère que la déformation se fait par glissement des joints de grains et ré-arrangement des grains. Le fluage diffusionnel est accommodé par les réactions aux interfaces c'est à dire, par la formation de lacunes et leur absorption aux joints de grains. Le dopage par l'alumine modifie les transitions des faibles aux hautes contraintes en affectant les réactions aux interfaces par une ségrégation des ions aluminium aux joints de grains.

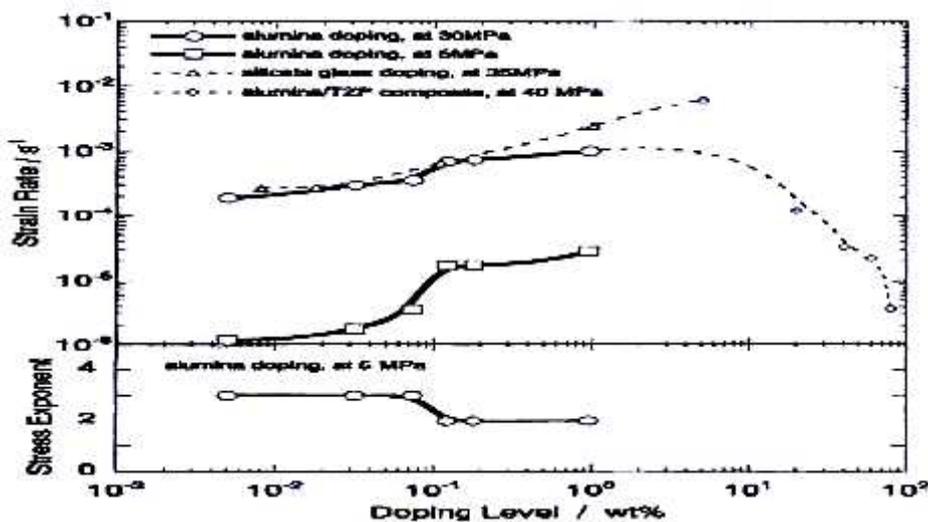


Figure 30: Variation du taux de déformation et de l'exposant de contrainte en fonction du niveau de dopage par l'alumine les régions où ($n=2$; 30MPa) et ($n=3$; 5MPa) [60].

La Figure 30 montre de plus l'influence d'un dopage par SiO_2 [61] et le comportement pour un composite (cf paragraphe suivant). Il n'y a pas une tendance à la « saturation » du taux de déformation lorsque l'on dépasse 0.1% en poids d'alumine. De plus, seule les régions correspondant à $n=2$ ont été observées. Cette différence de comportement est due à la création

de poches vitreuses aux points triples ce qui accroît la relaxation de contraintes au points triples.

III.3.4. D'autres dopants

a) *Les métaux de transition*

Chen qui s'est concentré sur les céramiques superplastiques, a particulièrement travaillé sur l'ajout de métaux de transition (Cu, Cr, Ni, Mn, Fe...) à hauteur de 0.3% molaire. L'idée était de trouver des additifs susceptibles de ségréger aux joints de grain pour augmenter les processus de diffusion et de former une phase capable de diminuer la résistance à la déformation.

Nous ne retiendrons que le cas du fer. A 1250°C, comparée à une zircone dopée par la même quantité molaire d'yttrium (2Y), l'ajout de fer augmente le taux de fluage. Les autres propriétés mécaniques comme la contrainte à rupture, la ténacité et la dureté ne sont pas affectées.

b) *La silice*

Souvent, on trouve comme impureté aux joints de grain des céramiques à base de zircone, de la silice [62]. A 1350°C, il existe un eutectique entre la zircone, la silice et l'yttrium. La température de l'eutectique peut être abaissée par ajouts de Fer (ou Mn ou Zn). L'existence d'un fin film de phase amorphe ne semble pas affecter la résistance des joints de grains et peut même avoir un aspect bénéfique sur la résistance à la cavitation. Cette « contamination » pour les céramiques Y-TZP n'est pas critique si on veut augmenter le taux de déformation.

III.3.4. L'alumine comme seconde phase

a) *Le fluage en tension*

L'étude du comportement en fluage (tension) par Owe d'un composite zircone (3% molaire d'yttrium)-alumine (20% en poids) fournit à 1400°C, un exposant de contrainte de 2.8, un exposant de taille de grains de 2. L'énergie d'activation est de 585 kJ/mol pour ce système. Les observations microstructurales ont révélé de faibles augmentations de la taille des grains et peu de changements de leur forme. Le fluage se fait par glissement aux joints de grains combiné à un processus de ré-arrangement des grains pour les taux de déformation inférieurs

à 10^{-4} s^{-1} . D'autres études à des taux de déformation supérieurs pour la même composition annoncent $n=2$.

Aucune étude en tension couvrant une large gamme de taux de déformation, n'a été faite (à cause de limitations dues au processus expérimentaux employés) afin de confirmer ce changement. Toutefois, un même type de transition a été clairement mis en évidence en compression.

b) Le fluage compression

Les mécanismes de déformations superplastiques pendant le fluage en compression pour les composites zircone-alumine ont été déterminés par Clarisse et al. pour une gamme de matériaux à grains fins (0.4 à $2\mu\text{m}$) allant de la zircone stabilisée par des ajouts d'yttrium à l'alumine- en passant par trois compositions de composites (+20, +50, +80% d'alumine, Figure 31)

L'ajout d'une seconde phase alumine se traduit par une diminution des vitesses de fluage. Aux faibles contraintes appliquées, l'exposant de contrainte reste le même quelle que soit la composition ($n=2$) mais l'énergie d'activation passe de 593 à 705 kJ/mol (Resp. zircone, AZ20) et l'exposant de taille de grain m (grains de zircone) de 2.3 à 1.6. Pour de fortes contraintes appliquées, l'exposant est de 1, l'énergie d'activation passe de 546 à 640 kJ/mol et l'exposant de taille de grain de 2.7 à 2.4. L'étude des interfaces alumine-zircone pour le composite AZ20 après frittage puis après déformation jusqu'à 61%, montre que l'yttrium non présent en quantités détectables dans l'alumine après frittage le devient. La déformation augmente la diffusion des atomes de zirconium et d'yttrium dans les grains d'alumine. La diffusion des atomes d'aluminium dans la zircone n'a pas été mise en évidence.

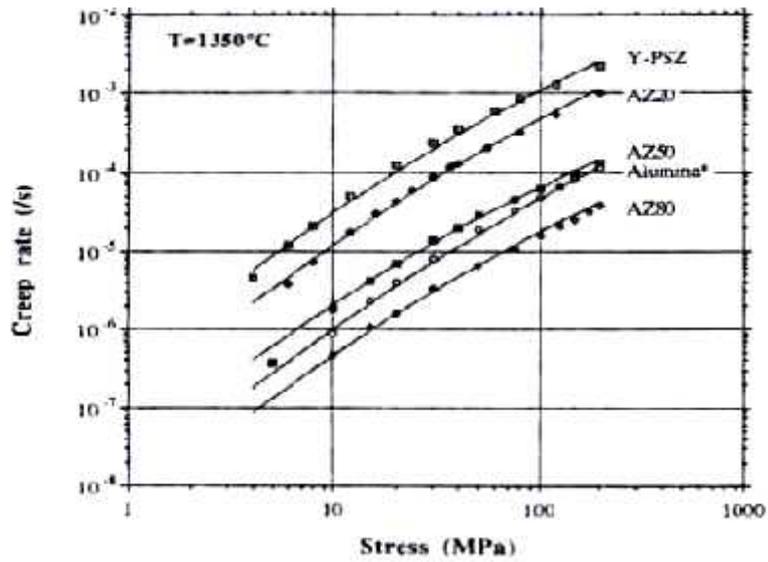


Figure 31: Courbes vitesse de déformation-contrainte appliquée à 1350°C, pour différentes compositions : zircon (Y-PSZ), zircon-alumine 80% en volume (AZ80), 50% en volume (AZ50), 20% en volume (AZ20) et alumine

Référence Bibliographique

- [14] **M. Cartier, P. Kapsa**, *Usure des contacts mécaniques – Eléments de tribologie*, Techniques de l'Ingénieur BM5066, (2001) 1-13.
- [15] **M. Godet**, *The third-body approach: a mechanical view of wear*, *Wear*, Vol 100 (1984) 437-452.
- [16] **M. Goddet**, *Third-bodies in tribology*, *Wear*. Vol 136 (1990) 29-45.
- [17] **Y. Berthier**, *Experimental evidence for friction and wear modelling*, *Wear*, Vol 139 (1990) 77-92.
- [18] **M. Braunovic, V. V. Konchits, N. K. Myshkin**, *Electrical Contacts: Fundamentals, Applications and Technology*, (New York CRC press), (2006).
- [19] **J.F. Archard**, *The temperature of rubbing surfaces*. *Wear*. Vol 2 (1958) 438-455. 1958.
- [20] **H.C. Meng, K.C. Ludema**, *Wear models and predictive equations: their form and content*. *Proc. Royal Soc. Of London. Series A, Math. Physical Sciences*, Vol 286 (1994) 45–61.
- [21] **F. F. Ling and T. E. Simkins**, Measurement of pointwise juncture condition of temperature at the surface of two bodies in sliding contact, *ASME Journal of basic engineering*, 481-486, 1963.
- [22] **M. Ruiz-Andres, A. Conde, J. de Damborenea, I. Garcia**, *Friction and wear behaviour of dual phase steels in discontinuous sliding contact conditions as a function of sliding speed and contact frequency*, *Tribology International*. Vol 90 (2015) 32-42.
- [23] **K.Kato**, *Micro-mechanisms of wear - wear modes*, *Wear*, 153, p. 277-295. (1992).
- [24] **T.Kayaba**, *Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope*, *Wear*, Vol 110 (1986) 419-430.
- [25] **K. H. Zum Gahr**, *Modelling of two-body abrasive wear*, *Wear*. Vol 124(1988) 87-103.
- [26] **R. Jules**, *études des problèmes dynamiques de contact et de frottement*. Thèse de doctorat, Université Paris-Est, France (1998).
- [27] **M. Nelis**, *Analyse du fonctionnement autolubrifiant de coussinets en bronze poreux imbibés d'huile*, *Matériaux et Techniques, SIRPE* Vol 83 (1-2) 1995) 39-45, Paris, France.
- [28] **J. Wang, Y. He, H. Danninger**, *Influence of porosity on behaviour of sintered Fe-1.5Mo-0.7C the sliding wear steels*, *Journal of Materials Engineering and Performance* 12, Vol 3 (2003). 339-344.
- [29] **M.B. Karamis, K. Yildizli, H. Cakirer**, *Wear behaviour of Al-Mo-Ni composite coating at elevated temperature*, *Wear*. Vol 258 (2005) 744-751,
- [30] **N. Velof, A. Nadkarni, T. Murphy**, Better performance for self lubricating bronze bearings, *Metal Powder Report*. Vol 61 (8)(2006) 31-41,
- [31] **A.A. Hamid P.K. Ghoshb, S.C. Jaina, S. Rayb**, *Influence of particle content and porosity on the wear behaviour of cast in situ Al(Mn)-Al₂O₃(MnO₂) composite*, *Wear*, Vol 260 (2006) 368-378.
- [32] **S.E. Harthfield-wünsch, S.C. Tung**, *The effect of microstructure on the wear behavior of thermal spray coatings*, *Proceedings of the 7th National Thermal Spray Conference - Thermal Spray Industrial Applications*, Boston, Massachusetts, Ed. C.C. Berndt and S. Sampath, Pub. ASM International, Materials Park, OH, USA (1994) 19-24.
- [33] **J. Voyer, B.R.Marple**, *Sliding wear behavior of high velocity oxy-fuel and high power plasma spray-processed tungsten carbide-based cermet coatings*, *Wear*, Vol 225- 229 (1999) 135-145.
- [34] **B. Dubrujeaud**, *Influence d'un traitement de surface par choc laser sur la microstructure et les propriétés tribologiques en régime non lubrifié de matériaux métalliques poreux élaborés par métallurgie des poudres*, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, France . (1993)
- [35] **L. Ceschini G. Palombarinia, G. Sambognaa, D. Firraob, G. Scavinob, G. Ubertallib**, *Friction behavior of sintered steels submitted to sliding and abrasion tests*, *Tribology International*. Vol 39 (8) (2007) 748-755.
- [36] **A. Ruggiero, M. Merola, P. Carlone, V.M. Archodoulaki**, Tribo-mechanical characterization of reinforced epoxy resin under dry and lubricated contact conditions, *Composites Part B: Engineering*, Vol 79 (2015) 595-603
- [37] **M. Cartier**, *Guide d'emploi des traitements de surface appliqués aux problèmes de frottement*, Editions Tec,Doc, Paris, France. (2000)
- [38] **J. F.Archard**, *Contact and rubbing of flat surfaces*, *Journal of Applied Physics*, Vol 24 (1953) 981-988.

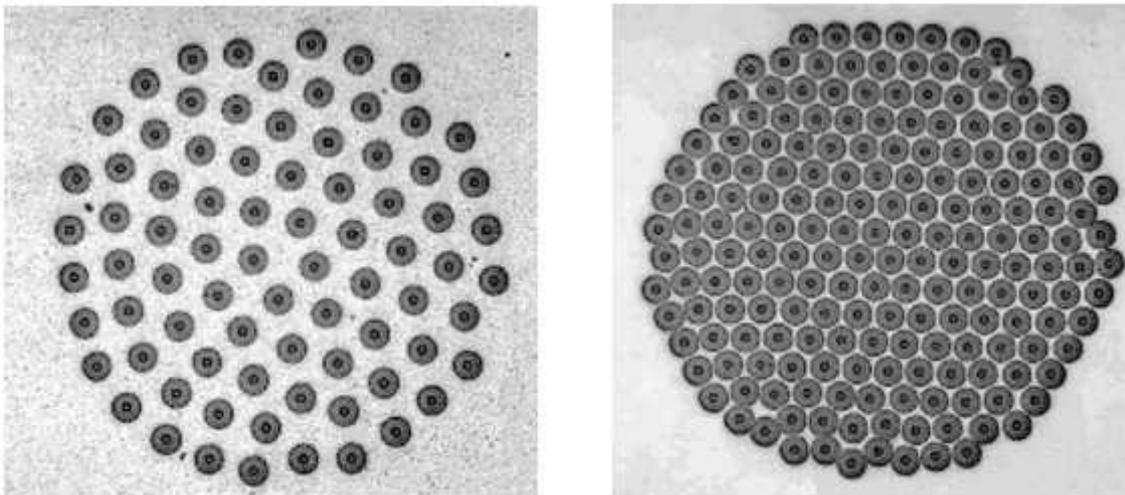
- [39] **I.M. Hutchings**, *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*, ed. Edward Arnold, (1992) 273.
- [40] **F.P. Bowden, D. Tabor**, *Friction, lubrication and wear: a survey of work during the last decade*, Br. J. Appl. Phys., Vol 17 (1966) 1521-1544.
- [41] **H. Yoshida, K. Okada, K. Ikuhara, T. Sakuma**, *Improvement of high temperature creep resistance in fine-grained Al_2O_3 by Zr^{4+} segregation in grain boundaries*, Philosophical magazine letters, Vol 1 (1997) 9-14
- [42] **N. Claussen**, *Effect of induced microcracking on the fracture toughness of ceramics*, Journal of the American Ceramic Society, Vol 56 (6) (1977) 559-562
- [43] **W.I. Chen**, *Development of superplastic structural ceramics*, Journal of the American Ceramic Society Bulletin, Vol 73 (9) (1990) 2585-2609
- [44] **J.D. Wang, R. Raj**, *Interface effect in superplastic deformation of alumina containing zirconia, titania as a second phase*, Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 39 (1991) 2909-2919.
- [45] **B.J. Kellett, F.F. Lange**, *Hot forging characteristics of transformation toughened Al_2O_3/ZrO_2 composites*, Journal of Materials Research, Vol 3 (1988) 545.
- [46] **J. Chevalier, C. Olagnon, G. Fantozzi, H. Gros**, *Creep behavior of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina*, Journal of the European Ceramic Society, Vol 17 (1997) 859-864.
- [47] **A.H. Chokhi**, *High temperature mechanical properties of single phase alumina*, Journal of Materials Science, Vol 21 (1986) 705-710.
- [48] **L. Clarisse, R. Baddi, A. Bataille, J. Campon, R. Duclos, J. Vicens**, *Superplastic deformation mechanisms during creep of alumina-zirconia composites*, Acta Metallurgica et Materialia. Vol 45 (9) (1997) 3843-3853.
- [49] **D.R. Clarke**, *High temperature deformation of a polycrystalline alumina containing an intergranular glassy phase*, Journal of Materials Science, Vol. 20 (1985) 1321-1332
- [50] **K. Okada, T. Sakuma**, *The role of Zener's pinning effect on the grain growth in $Al_2O_3-ZrO_2$* , Journal of the Ceramic Society of Japan, Vol. 100 (4) (1992) 382-386
- [51] **P. Lourdin, D. Juve, D. Tréheux**, *Nickel-alumina bonds: Mechanical properties related to interfacial chemistry* J. Euro. Ceram. Soc, Vol. 16 (1996) 745-752.
- [52] **M. Courbière, D. Juvé, D. Tréheux**, *Bonding of the Cu- Al_2O_3 interfaces mechanism structure and mechanical properties*, Metal-Ceramic Interfaces, (1990) 152-158
- [53] **W. Stachowiak and A.W. Batchelor**, *Engineering Tribology* Chap 16, Wear of non metallic materials, Butterworth Heinemann, ISBN: 978-0-7506-7836-0, 650 – 656.
- [54] **K. Kato, K. Adashi**, *Modern Tribology Handbook*, Vol 2 Section 3 - Chap. 21, *Metals and Ceramics*, CRC Press LLC (2001).
- [55] **TSUKUMA K., UEDA K., SHIMADA M.**, *Strength and fracture toughness of isostatically hotpressed composites of Al_2O_3 and Y_2O_3 -partially stabilised ZrO_2* , Journal of the American Ceramic Society, 68 [1] (1985) C4-C5.
- [56] **CHEN I.W.**, *Development of superplastic structural ceramics*, Journal of the American Ceramic Society Bulletin, 73 [9] (1990) 2585-2609
- [57] **CLARISSE L., BADDI R., BATAILLE A., CRAMON J., DUCLOS R., VICENS J.**, *Superplastic deformation mechanisms during creep of alumina-zirconia composites*, Acta Metallurgica et Materialia 45 [9] (1997) 3843-53
- [58] **CHEVALIER J., OLAGNON C., FANTOZZI G., GROS H.**, *Creep behavior of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina*, Journal of the European Ceramic Society, 17 (1997) 859-64
- [59] **OWEN D.M., CHOKSHI A.H.**, *The constant stress tensile creep behaviour of a superplastic zirconia-alumina composite*, Journal of Materials Science, 29 (1994) 5467-5474
- [60] **SATO E., MORIOKA H., KURIBAYASHI K., SUNDARARAMAN D.**, *Effect of small amount of alumina doping superplastic behaviour of tetragonal zirconia*, Journal of Materials Science, 34 (1999) 4511-4518

Exercice

On envisage de remplacer certains disques de turbine des moteurs d'avion par des anneaux en composites. Il s'agit de composites à fibres de carbure de silicium dans une matrice métallique en alliage de titane. L'intérêt est de réduire considérablement la masse de la pièce tout en garantissant une bonne résistance à la force centrifuge que subit le disque en rotation. Des photos de microstructures pour deux fractions volumiques de fibres sont données sur la figure 1.

Les propriétés élastiques des fibres en SiC sont $E_f = 410000\text{MPa}$, $\nu_f = 0.25$

Les propriétés de la matrice en alliage de titane sont $E_m = 110000\text{MPa}$, $\nu_m = 0.3$



Composite à matrice métallique/ ceramique SiC-titane pour application aéronautique pour deux fractions volumiques de fibres différentes (diamètre des fibres 100 μm)

$$\mu_{f,m} = \frac{E_{f,m}}{2(1+\nu_{f,m})}, \quad k_{f,m} = \frac{E_{f,m}}{3(1-\nu_{f,m})}$$

$$\mu^V = \langle \mu \rangle = f\mu_f + (1-f)\mu_m$$

$$1/\mu^R = f/\mu_f + (1-f)/\mu_m, \quad 1/k^R = f/k_f + (1-f)/k_m$$

Bornes de Hashin–Shtrikman : Il existe en fait des bornes plus étroites que les bornes de Voigt et Reuss dans le cas où la répartition des phases est supposée isotrope dans le plan au sein du matériau, il s'agit des bornes de Hashin–Shtrikman. L'établissement de ces bornes

dépasse le cadre de ce cours mais il est intéressant d'utiliser le résultat. Les expressions sont assez lourdes :

$$\mu^{HS+} = \left(f\mu_f + \frac{(1-f)\mu_m}{1 + \beta_f \frac{\mu_m - \mu_f}{k_f}} \right) \left(f + \frac{1-f}{1 + \beta_f \frac{\mu_m - \mu_f}{\mu_f}} \right)^{-1}$$

$$k^{HS+} = \left(fk_f + \frac{(1-f)k_m}{1 + \alpha_f \frac{k_m - k_f}{k_f}} \right) \left(f + \frac{1-f}{1 + \alpha_f \frac{k_m - k_f}{k_f}} \right)^{-1}$$

$$\mu^{HS-} = \left((1-f)\mu_m + \frac{f\mu_f}{1 + \beta_m \frac{\mu_f - \mu_m}{k_m}} \right) \left(1-f + \frac{f}{1 + \beta_m \frac{\mu_f - \mu_m}{\mu_m}} \right)^{-1}$$

$$k^{HS-} = \left((1-f)k_m + \frac{fk_f}{1 + \alpha_m \frac{k_f - k_m}{k_m}} \right) \left(1-f + \frac{f}{1 + \alpha_m \frac{k_f - k_m}{k_m}} \right)^{-1}$$

avec

$$\alpha_f = \frac{3 + 4\nu_f}{8(1 - \nu_f)}, \quad \beta_f = \frac{3 - 4\nu_f}{4(1 - \nu_f)}$$

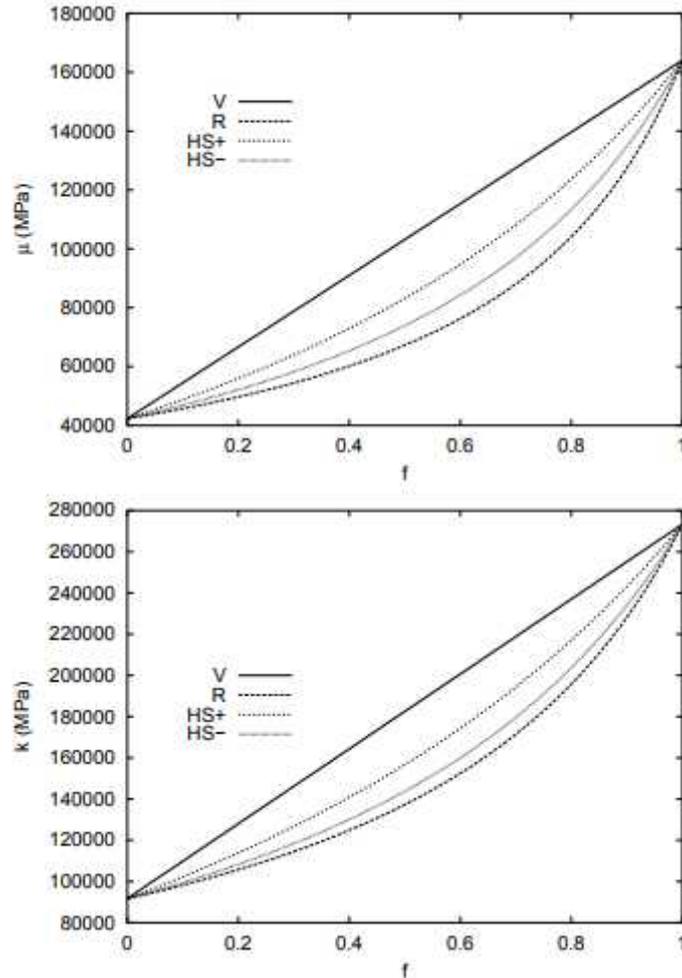
$$\alpha_m = \frac{3 + 4\nu_m}{8(1 - \nu_m)}, \quad \beta_m = \frac{3 - 4\nu_m}{4(1 - \nu_m)}$$

Question

- Compléter le fuseau de Hill à l'aide des bornes de Hashin–Shtrikman. Essayer un contraste de propriétés plus grand que dans l'application visée (prendre par exemple $E_m = 20000$ MPa). Commenter.

Corrigé

La figure ci-dessus donne les fuseaux de Hill pour le composite



Exercice 2:

Le développement des vitrocéramiques a connu récemment une forte accélération car ce sont des matériaux résistants grâce, à leurs nombreuses phases cristallines, et relativement faciles à mettre en forme. Une propriété importante de certains de ces matériaux est leur très faible coefficient de dilatation thermique (applications : électroménager, miroirs de grands télescopes...). Un traitement thermique comme celui de la Figure permet d'obtenir in fine, en passant par une étape de fusion et de vitrification, des phases cristallines les plus petites possible ($< 1 \mu\text{m}$) pour maximiser la résistance mécanique du matériau, tout en évitant la porosité (presque inévitable par les procédés de frittage, du moins pour les matériaux de grande diffusion). On obtient un matériau contenant 95 à 98% de phases cristallines, dans une

matrice vitreuse. Une autre voie, que nous n'aborderons pas ici, est la voie sol-gel, par laquelle un gel est vitrifié en une masse poreuse et sa cristallisation ultérieure est pilotée par la réduction de l'énergie de surface du verre. On s'intéresse à un mélange d'oxydes dont la composition chimique est donnée dans le Tableau ci-dessous.

TABLEAU: COMPOSITION CHIMIQUE D'UNE VITROCERAMIQUE A TRES FAIBLE DILATATION THERMIQUE

Oxide	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Li ₂ O	MgO	ZnO	BaO	ZrO ₂	TiO ₂
% en masse	60,5	21,2	2,8	1,0 6	6,1	1,6	2,5	2,5

Les oxydes sont livrés sous formes de poudres, longuement mélangés (11 heures), fondus plusieurs fois (et concassés entre-temps, ce matériau intermédiaire est appelé fritte) avant le traitement thermique donné sur la Figure ci-dessous

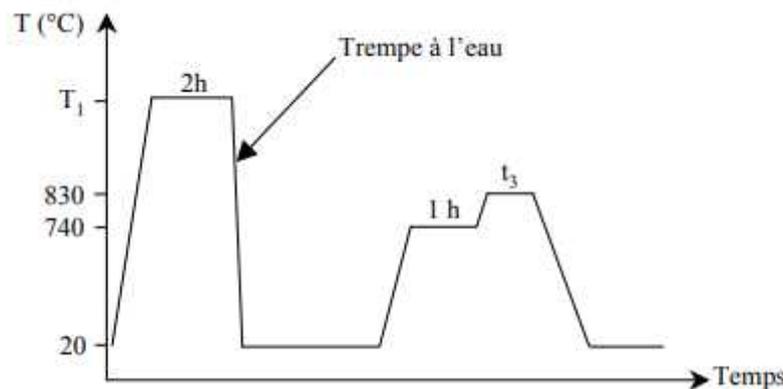


Figure : Traitement thermique d'élaboration de la vitrocéramique

ETUDE DU PREMIER PALIER A HAUTE TEMPERATURE f

-)] Quels sont les objectifs du palier à haute température ? f
-)] Voyez-vous une autre opération à faire tant que le matériau est à haute température ?
-)] D'après le diagramme d'équilibre pseudo-binaire de la Figure 8, en ne considérant que les éléments Li, Al, O, Si, quelle est la valeur minimale de la température T₁ pour assurer les objectifs fixés à cette étape ? f
-)] Quel est l'état du matériau après le refroidissement rapide ?
-)] Toujours d'après le diagramme de la Figure , que se passerait-il si le refroidissement était lent ?

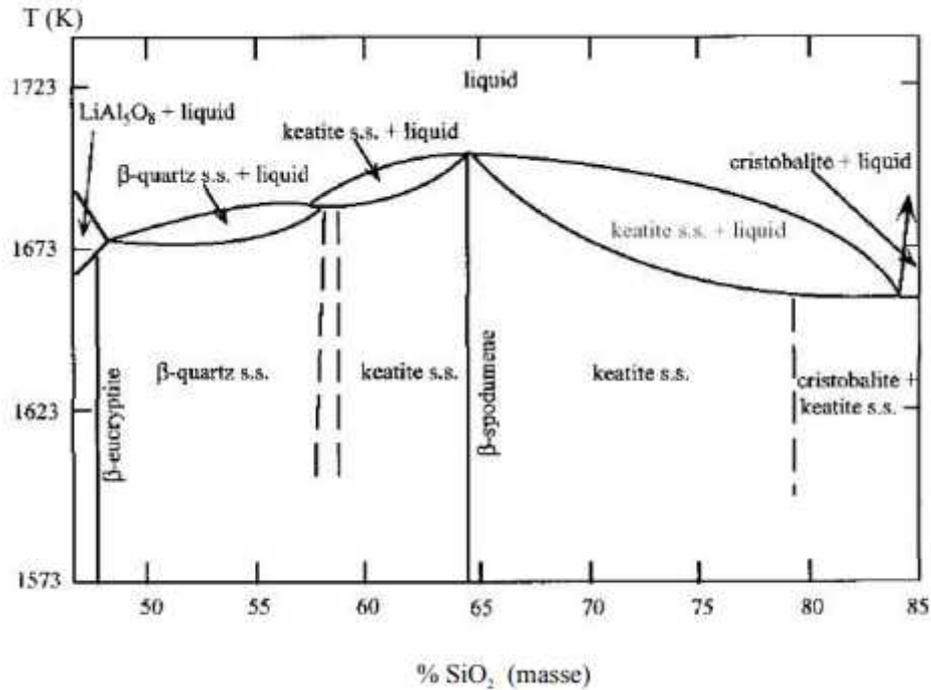


Figure: Diagramme d'équilibre Li O - Al O - SiO : coupe pseudo-binaire le long de la ligne reliant SiO à LiAlSiO. D'après H. Xu et coll.

Corrigé Exercice

EXERCICE 2 : TRAITEMENT THERMIQUE D'UNE VITROCERAMIQUE

2.1 ETUDE DU PREMIER PALIER A HAUTE TEMPERATURE

Le palier à haute température a pour objectifs :

- la fusion des constituants
- l'obtention d'une composition chimique homogène
- la mise en forme de la pièce, comme un verre.

Pour assurer la fusion il faut monter à une température de l'ordre de 1700 K soit environ 1430°C. Après le refroidissement rapide, la pièce est complètement vitreuse.

Si le refroidissement était lent, d'après le diagramme d'équilibre, on obtiendrait des phases cristallines, sans

doute de taille grossière donc mal contrôlées. On va donc tremper un verre puis contrôler la germination et la

croissance des phases cristallines pour obtenir la microstructure recherchée.

Chapitre III

I. Introduction

Le fretting est une sollicitation néfaste pour les assemblages en général et présente un problème économique évident. Eurocopter France indique que 60 % des rebuts ou réparations liés aux surfaces ont pour cause le fretting . On trouve des proportions importantes dans d'autres secteurs industriels comme les travaux publics, les transports, le secteur énergétique, la construction, le biomédical. La sécurité des individus peut dépendre du fretting : citons, les crashes de l'avion d'Amsterdam en 1991 et celui de l'hélicoptère PUMA de vira Gambarogno en 1997 attribués au fretting .

Les endommagements occasionnés par le fretting ont conduit progressivement à la mise en place de trois domaines de recherche menés respectivement par La communauté mécanicienne se préoccupe de l'influence du fretting sur la fissuration et utilise pour cela des essais de fretting développés sur des machines de fatigue. Les chercheurs en sciences des matériaux développent de nouveaux traitements superficiels et revêtements permettant de minimiser les dégradations induites par le fretting. Les tribologues tentent de comprendre les mécanismes d'action des couches interfaciales de débris et de déterminer leur couplage avec le système étudié.

II.1 Configurations de contact étudiées en fretting

Les contacts réels entre deux corps sont généralement mal définis. Leur étude reste complexe étant donnée l'interactivité des différents paramètres agissant sur la vie d'un contact et la constante évolution du contact lors des essais. Cependant, afin de modéliser les mécanismes de dégradation en fretting, les chercheurs ont ainsi choisi des géométries simplifiées faciles à étudier : contact plan/plan, contact cylindre/plan ou contact sphère/plan.

La configuration plan/plan permet de maintenir la surface de contact constante quelle que soit l'usure des échantillons. Cependant, l'analyse mécanique montre que la distribution des pressions ainsi que la contrainte de cisaillement se caractérisent par une discontinuité en bordure de contact rendant difficile l'évaluation du chargement imposé au matériau. De plus, la mise en glissement engendre des mésalignements qui accentuent encore ces effets de bords.

Les configurations sphère/plan et cylindre/plan sont souvent préférées au contact plan /plan. Ces configurations sont décrites en chargement normal par la théorie de Hertz en appliquant les principes de l'élasticité linéaire. Lorsqu'on se trouve en déformation plane pour la configuration cylindre / plan glissant, une analyse élastique permet de déterminer les contraintes dans le plan . Les distributions des chargements élastiques dans le plan du contact sphère/plan ont été introduites par Hamilton *et al.* [63] et explicitées par Sackfields [64]. L'analyse de la fissuration est plus souvent étudiée sur le contact bidimensionnel cylindre/plan car plus facile à modéliser. En revanche, elle reste difficile dans un contact sphère/plan car cette configuration implique une description tridimensionnelle bien que l'étude de l'usure utilise généralement ce genre de configuration. Des informations complètes peuvent être trouvées dans les ouvrages de Johnson [65-66].

II.2 Conditions de glissement

Considérons un contact statique sphère/plan chargé sous l'effet d'une force normale P . La taille de la zone de contact (disque de diamètre $2a$) ainsi que le champ des contraintes (pression de Hertz, contraintes superficielles, cisaillement profond...) peuvent être déterminés par la théorie de Hertz [67]. L'application d'une force tangentielle Q va d'abord se traduire par un glissement annulaire en périphérie du contact [68], alors que l'aire de contact centrale reste bloquée (figure 32a). L'accroissement de la force tangentielle favorise l'expansion de la zone glissante et réduit la zone collée (figure 32b). Lorsque la valeur de la force tangentielle atteint celle du coefficient de frottement μ , c'est-à-dire lorsque $P = \mu Q$, la zone bloquée disparaît et le glissement entre les deux surfaces conduit à un déplacement relatif entre les deux massifs (figure 32c).

Cattaneo et Mindlin sont les premiers à interpréter le comportement non linéaire de Q . En appliquant le formalisme de Hertz, ils donnent la description mécanique du cycle de chargement du cisaillement à l'interface respectivement pour les contacts sphère / plan et cylindre / plan. Ils mettent en avant la différence entre la notion de coefficient de frottement μ et l'évolution du rapport Q/P : tant que l'on est en glissement partiel, on ne peut associer le coefficient de frottement μ au rapport Q/P . Tanaka *et al.* [69] reprennent cette description à partir de corrélations établies entre le rapport de force Q/P et l'amplitude de débattement \square pour un contact plan/plan (figure 33).

Un déplacement relatif de très faible amplitude imposé entre les surfaces, engendre une distribution des contraintes de cisaillement $q(x,y)$ par l'accommodation élastique des massifs. Tant que localement l'amplitude de celles-ci reste inférieure à la condition de glissement, tel que $q(x,y) = \mu p(x,y)$, la réponse est linéaire et le cisaillement local est proportionnel aux déformations locales (stade I). Dans le cas contraire, le contact part localement en glissement et le cisaillement associé est constant. Cependant, au fur et à mesure de l'augmentation du déplacement macroscopique, l'amplitude des distributions de cisaillement augmente et la proportion des domaines glissants dans le contact progresse (stade II). La réponse macroscopique $Q/P = f(\delta)$ est moins linéaire, mais représentative d'un comportement composite entre des contacts glissants et des contacts collés. En augmentant encore l'amplitude du déplacement δ , l'ensemble du contact passe en glissement. Le déplacement appliqué est associé à la condition de transition de glissement (stade III). Pour des déplacements plus importants, le rapport Q/P n'est plus dépendant de l'amplitude du débattement, le contact est en glissement total (stade IV) et $Q = \mu P$.

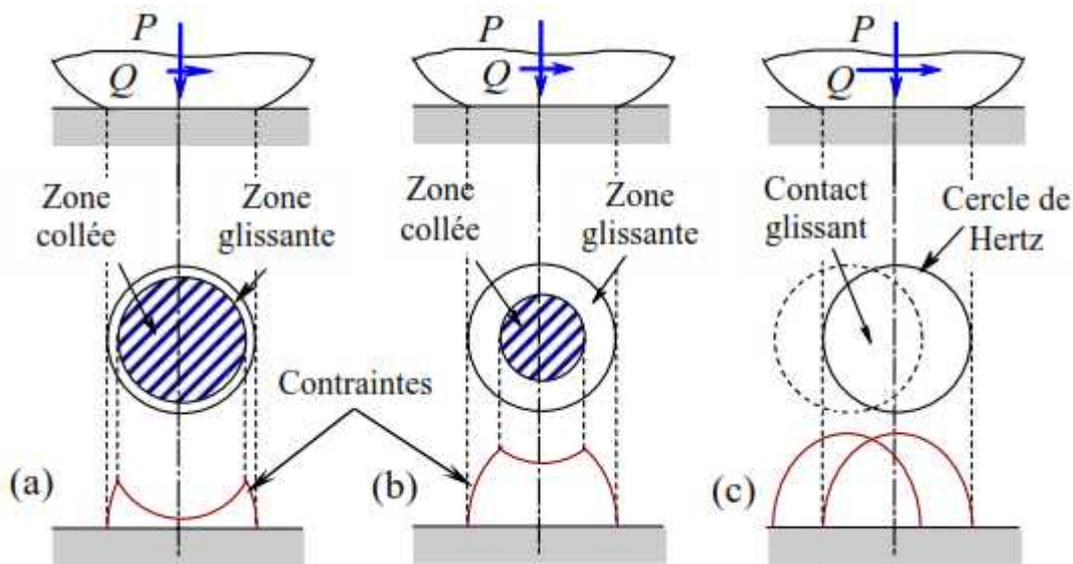


Figure 32: Application d'une force tangentielle à un contact plan-sphère .

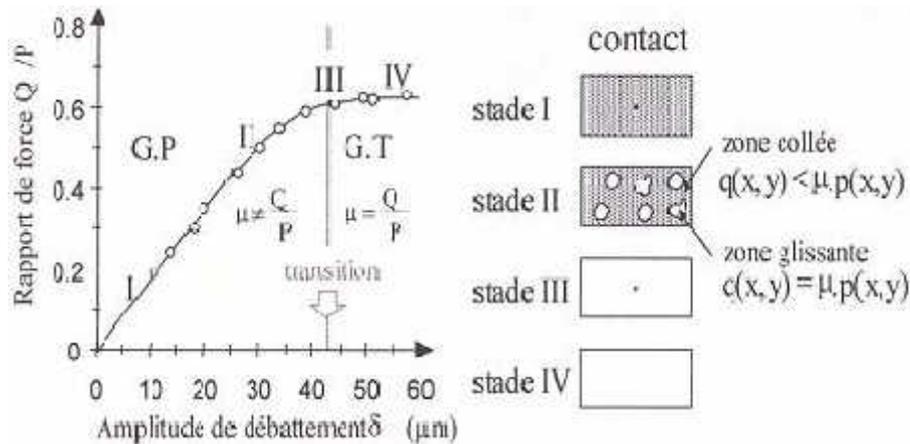


Figure 33: Evolution du rapport Q/P en fonction du débattement pour l'acier SUP9 [69].

Vingsbo et Soderberg [70] approfondissent l'étude de Tanaka et définissent la condition limite de glissement total ce qui leur permet d'établir les premières cartes de sollicitation en fretting pour un contact sphère / plan. Trois types d'endommagement peuvent être analysés en fretting : la fissuration, l'usure et le grippage.

III. Analyse de la fissuration

L'étude de la fissuration est conduite à la fois sur des essais de fretting-fatigue et sur des essais de fretting-wear en régime de glissement partiel. Une approche fretting-wear permet caractériser l'amorçage des fissures tandis qu'une approche fretting-fatigue permet de déterminer les lois de propagation des fissures.

III.1 Amorçage des fissures

L'étude de la fissuration conduite à partir d'essai de fretting-wear débouche généralement sur l'analyse quantitative de l'amorçage des fissures. Le tracé de la courbe de W hler est irréalizable à cause de la non rupture des échantillons pendant l'essai. Cependant, l'analyse de l'amorçage de fissure est généralement qualitative, uniquement fondée sur l'expertise du site d'amorçage et de la direction de la première propagation.

Buckley [71] considère que l'amorçage des fissures se produit en bordure de contact, là où les contraintes de traction sont les plus élevées (figure 34). Il se produit une déformation plastique locale. Des travaux postérieurs ont montrés des résultats similaires [72-74].

Les auteurs montrent que le site d'amorçage des fissures dépend de la condition de glissement et de l'extension du domaine de glissement et dans une certaine mesure des caractéristiques du matériau. Pour des contacts ayant un domaine de glissement restreint, l'amorçage en bordure de contact est souvent unique. Le contact se rapprochant de la transition de glissement, le domaine s'étend et on observe une multifissuration sur l'ensemble du domaine de glissement (figure 34).



Figure 34: Multi-fissuration en fretting-wear pour des conditions proches de la transition [74].

La recherche des conditions critiques d'amorçage de fissures est fondée sur l'analyse de la carte de réponse du matériau. Différents chargements normaux sont sélectionnés, et pour chacun d'eux, l'amplitude limite de l'effort tangentiel conduisant à l'amorçage d'une fissure est encadrée par une série d'essais. Les critères d'analyse sont faits par adaptation des critères multi-axiaux de fatigue à la sollicitation de fretting. Nous avons entre autres :

- Le *critère de Dang Van* [75] qui permet de prédire la condition d'amorçage de fissure à grands nombres de cycles (fatigue polycyclique), ainsi que la position et l'orientation de la fissure.
- Fouvry [76] introduit dans cette même étude la notion de volume élémentaire caractérisant la microstructure du matériau et permettant de moyenner les contraintes dans des zones à fort gradient de contrainte. .

Cette idée est reprise par Proudhon [77] qui démontre que ce volume élémentaire, dans le cas des alliages d'aluminium, doit aussi intégrer la sévérité du gradient des contraintes.

- Le *critère de McDiarmid* qui prédit que le risque d'amorçage de fissure a lieu dans le plan critique, c'est-à-dire celui où les contraintes de cisaillement sont maximales. Le risque

d'amorçage des fissures de l'alliage d'aluminium 2017A a été mis en évidence grâce à ce critère .

III.2 Propagation des fissures

Un endommagement par fissuration est souvent attribué au caractère cyclique de la sollicitation de fretting, c'est-à-dire au phénomène de fatigue. La tenue en fatigue d'un matériau est généralement déterminée à l'aide des courbes d'endurance pour des essais de fatigue uniaxiale. Ces courbes de Wohler permettent de déterminer la limite d'endurance du matériau, σ_D , définie comme la contrainte de tension maximale que peut supporter le matériau sans se rompre au bout d'un grand nombre de cycle (10^7 à 10^9 cycles). Les essais de fretting-fatigue permettent ainsi de déterminer des coefficients d'abattement à partir du tracé de courbes de Wohler. Ces coefficients d'abattement de durée de vie et de limite d'endurance permettent de quantifier l'influence du fretting sur la fatigue des matériaux.

Dans ces études, les paramètres généralement pris en compte sont la limite d'endurance σ_D , la force normale appliquée P et le débattement relatif au niveau du contact. La plupart des auteurs utilisent la limite d'endurance pour prédire la durée de vie. Cette durée de vie diminue de façon monotone avec l'augmentation de la pression du contact. Toutefois, Del Puglia et plus récemment Ramakrishna ont montré que cette durée de vie passe par un minimum pour une certaine pression de contact. Waterhouse stipule que pour des amplitudes importantes, la limite de fatigue augmente à nouveau ce qui est due à une extension importante de l'usure (glissement total). En effet, l'usure élimine progressivement les microfissures de surface avant qu'elles puissent se propager.

- [63] **Hamilton G.M., Goodman L.E.**, The stress field created by a circular sliding contact, *Applied Mechanical*, 33 (1966), pp. 371 - 376.
- [64] **Sackfields A. et Hills D.A.**, Some useful results in the tangentially loaded Hertzian contact problem, *J. Strain Anal.*, 18 (3), (1983), pp. 208 - 217.
- [65] **Johnson K.L.**, *Contact mechanics*, Cambridge University Press (1985).
- [66] **Hills D.A., Nowell D., Sackfield A.**, *Mechanics of elastic contacts*, Butterworth-Heinemann (1993).
- [67] **Hertz H.**, Ueber die Beruehrung fester elastischer Koerper, *Journal fuer die reine und angewandte Mathematik*, 92 (1882), pp. 156-171.
- [68] **Mindlin R.D.**, Compliance of elastic bodies in contact, Trans. ASME, Series E, *Journal of Applied Mechanics*, 16 (1949), pp. 259 - 268.
- [69] **Tanaka K., Naakai Y. and Yamashita M.**, Fatigue growth threshold of small craks, *Int. J. Fract.*, 17, 519 (1985).
- [70] **Vingsbo O. and Soderberg S.**, On fretting maps, *Wear*, 126 (1988), pp. 131 – 147.
- [71] **Buckley D.**, Surface effects in adhesion, friction, wear and lubrication, *Tribology Series 05*, Elsevier, Amsterdam, (1985).
- [72] **Nakazawa K., Sumita M., Maruyama N.**, Effect of contact pressure on fretting fatigue of high strength steel and titanium alloy in *Standardization of fretting fatigue test methods and equipement*, ASTM STP 1159 (1992) pp. 115 - 125.
- [73] **Waterhouse R.B., Trowsdale**, Residual stress and surface roughness in fretting fatigue, *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 25 (1992), pp. 236 - 239.
- [74] **Li C. X., Sun Y., Bell T.**, Factors influencing fretting fatigue properties of plasma-nitrided low alloy steel, *Materials Sciences & Engineering*, A292 (2000), pp. 18 - 25.
- [75] **Dang Van K.**, Macro-approach in high-cycle multiaxial fatigue. In *Advances in Multiaxial Fatigue*, ASTM STP 1191, (1993), pp. 120-130 (American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pennsylvania).
- [76] **Fouvry S.**, *Etude quantitative des dégradations en fretting*, Thèse Ecole Centrale Lyon, N° 97-04 (1997).
- [77] **Proudhon H., Fouvry S., Yantio G. R.**, Determination and prediction of the fretting crack initiation :introduction of the (P, Q, N) representation and determination of a variable process volume, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006), pp. 707 – 713.

Exercice 01.

On considère une bille sphérique en appui sur une pièce plane. La bille a un rayon r ($r = 100$ mm) et est en acier 100C6, le plan est en acier 100C6 (figure 1).

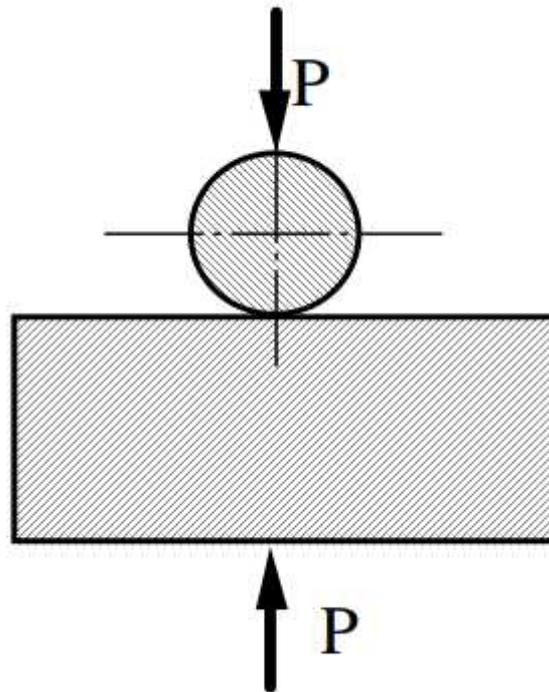


Figure 1 : contact bille-plan.

Question 1 : exprimer le rayon a de la zone de contact en fonction de l'effort P normal au plan appliqué sur la bille.

Question 2 : exprimer le rapprochement de deux solides en fonction de l'effort P .

Question 3 : exprimer la pression maximale au contact en fonction de l'effort P .

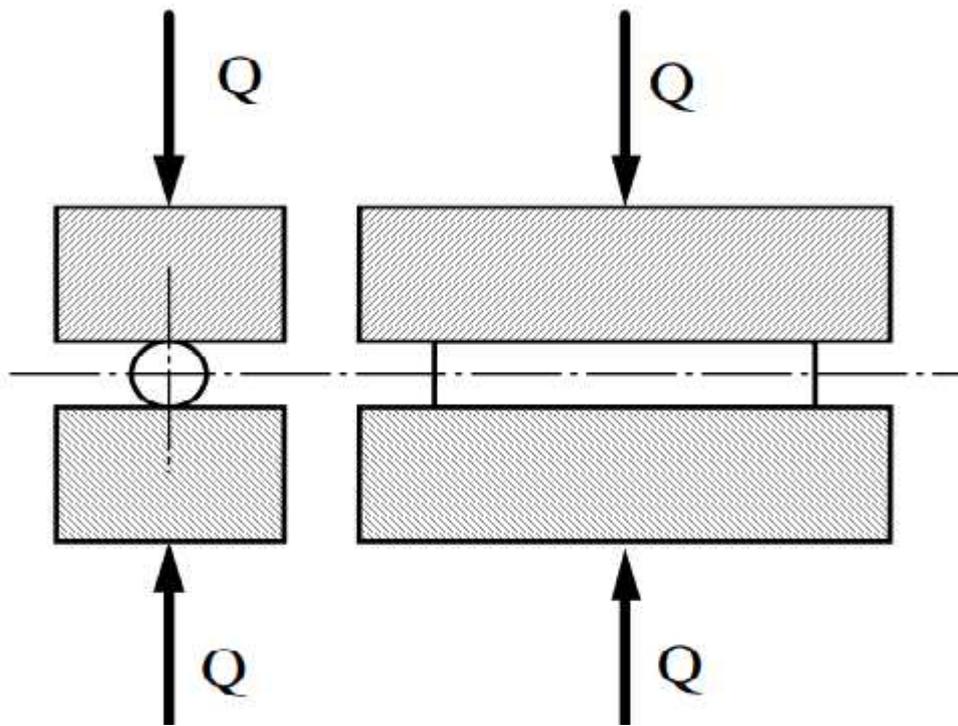
Question 4 : exprimer la contrainte maximale de cisaillement dans la pièce en acier.

Question 5 : déterminer la valeur limite de l'effort P afin que la contrainte maximale de cisaillement reste inférieure à 100 MPa. Calculer alors l'aire de la zone de contact, le rapprochement des deux solides, et la pression maximale au contact.

Question 6 : déterminer la valeur limite de l'effort P afin que la contrainte maximale de cisaillement reste inférieure à 500 MPa. Calculer alors l'aire de la zone de contact, le rapprochement des deux solides, et la pression maximale au contact.

Exercice 2

On considère un rouleau cylindrique en appui entre deux pièces planes. Le rouleau a un rayon r ($r = 10$ mm), une longueur L ($l = 50$ mm), et est en acier 100C6, les pièces planes sont en alliage d'aluminium (AU4G) (figure 2).



Question 1 : exprimer la demi-largeur a de la zone de contact en fonction de l'effort Q normal au plan appliqué sur la bille.

Question 2 : exprimer la pression maximale au contact en fonction de l'effort Q .

Question 3 : exprimer la contrainte maximale de cisaillement dans les pièces en aluminium.

Question 4 : déterminer la valeur limite de l'effort Q afin que la contrainte maximale de cisaillement reste inférieure à 150 MPa. Calculer alors l'aire de la zone de contact, et la pression maximale au contact.