

ÉPREUVE COMMUNE DE TIPE 2012 - PARTIE D

TITRE : Approche statistique de la rupture des céramiques

Temps de préparation :2 h 15 minutes

Temps de présentation devant le jury :10 minutes

Entretien avec le jury :10 minutes

GUIDE POUR LE CANDIDAT :

Le dossier ci-joint comporte au total : 16 pages

Guide candidat : 1 page

Document principal (10 pages) : article scientifique avec 5 figures et 2 tableaux

Documents complémentaires (6 pages) : 1 annexe (A) et 1 glossaire

Travail **suggéré** au candidat :

Présenter les points forts et l'intérêt d'une approche statistique de la rupture des matériaux fragiles comme les céramiques. Mettre également en avant les raisons structurales pour lesquelles les céramiques sont des matériaux fragiles dont les caractéristiques mécaniques dépendent fortement des conditions de leur fabrication

CONSEILS GÉNÉRAUX POUR LA PRÉPARATION DE L'ÉPREUVE :

- * Lisez le dossier en entier dans un temps raisonnable.
- * Réservez du temps pour préparer l'exposé devant le jury.
 - Vous pouvez écrire sur le présent dossier, le surligner, le découper ... mais tout sera à remettre au jury en fin d'oral.
 - En fin de préparation, rassemblez et ordonnez soigneusement TOUS les documents (transparents, *etc.*) dont vous comptez vous servir pendant l'oral, ainsi que le dossier, les transparents et les brouillons utilisés pendant la préparation. En entrant dans la salle d'oral, vous devez être prêt à débiter votre exposé, après avoir présenté votre pièce d'identité.
 - A la fin de l'oral, vous devez remettre au jury le présent dossier, les transparents et les brouillons utilisés pour cette partie de l'oral, ainsi que TOUS les transparents et autres documents présentés pendant votre prestation.

EPREUVE COMMUNE DE TIPE 2012

5 APPROCHE STATISTIQUE DE LA RUPTURE DES CÉRAMIQUES

1 Introduction

Le mot « céramique » vient du grec *Keramikos* et signifie *argile* ou *terre à potier*. Pendant des milliers d'années, l'argile a servi de matière première pour la fabrication de poteries, de briques et de tuiles. On peut affirmer que la technologie céramique est une des plus anciennes si ce n'est la plus ancienne des industries de transformation de l'homme. Les archéologues estiment à 30 000 ans l'âge des premières terres cuites que l'on a retrouvées un peu partout dans le monde. On a ainsi retrouvé des « fosses à feu » datant de 27 000 ans avant Jésus-Christ, qui semblent avoir été destinées à la cuisson de terres cuites, ainsi que des produits issus de ces fosses. Ces terres cuites, retrouvées sous la forme de tessons ou poteries parfois peintes, étaient cependant assez poreuses et par conséquent très fragiles. On estime que les périodes qualifiées d'âge du bronze puis d'âge du fer ont débuté vers 4500 ans avant Jésus-Christ et c'est à ce moment qu'ont été « inventés » les premiers fours céramiques permettant l'obtention de hautes températures, avec pour conséquence la production de céramiques moins poreuses et plus solides. Les technologies céramiques se sont ensuite largement développées durant l'antiquité autour du bassin Méditerranéen et au Moyen-Orient, en particulier pour la finition comme les décors, les motifs peints et les **glaçures** mais aussi par l'apparition de la **porcelaine**, céramique inventée en Extrême-Orient mille ans auparavant. Une fois introduite en Europe, la porcelaine a fait l'objet d'un développement « industriel » par le biais des manufactures comme la Manufacture Royale de Porcelaine de Sèvres au 18^{ème} siècle. Plus près de nous, la révolution industrielle du 19^{ème} siècle relative au développement de la sidérurgie n'aurait pas pu se faire si les matériaux céramiques réfractaires constitutifs des hauts fourneaux et des convertisseurs n'avaient pas existé.

Aujourd'hui, considérant que nombre d'objets ne peuvent être réalisés que par cette technologie ou bien que la technologie céramique permet de réaliser certaines fonctions à moindre coût,

beaucoup de céramiques en particulier dites « techniques¹ » peuvent être considérées comme stratégiques. On peut citer de façon non exhaustive les applications dans le domaine mécanique (outils de coupe en carbures, roulements à billes), des composants électroniques passifs (condensateurs, isolateurs électriques), des réfractaires (tuiles de navette spatiale, réfractaires des fours d'incinération ou verriers) ou des composants optiques (radômes, hublots). Beaucoup de ces matériaux sont élaborés par un procédé industriel très usité relativement peu coûteux : le frittage (voir annexe A).

2 Les céramiques pour applications mécaniques

Cette famille de céramiques concerne des matériaux dont on exploite les propriétés mécaniques telles que la **dureté** ou la **limite d'élasticité**. Ces propriétés sont associées à des densités très inférieures à celles des métaux et alliages métalliques que l'on peut mettre en concurrence pour une application donnée. La figure 1 illustre bien cette capacité des céramiques à atteindre une limite d'élasticité importante, du même ordre de grandeur que les métaux et alliages, tout en étant bien moins denses :

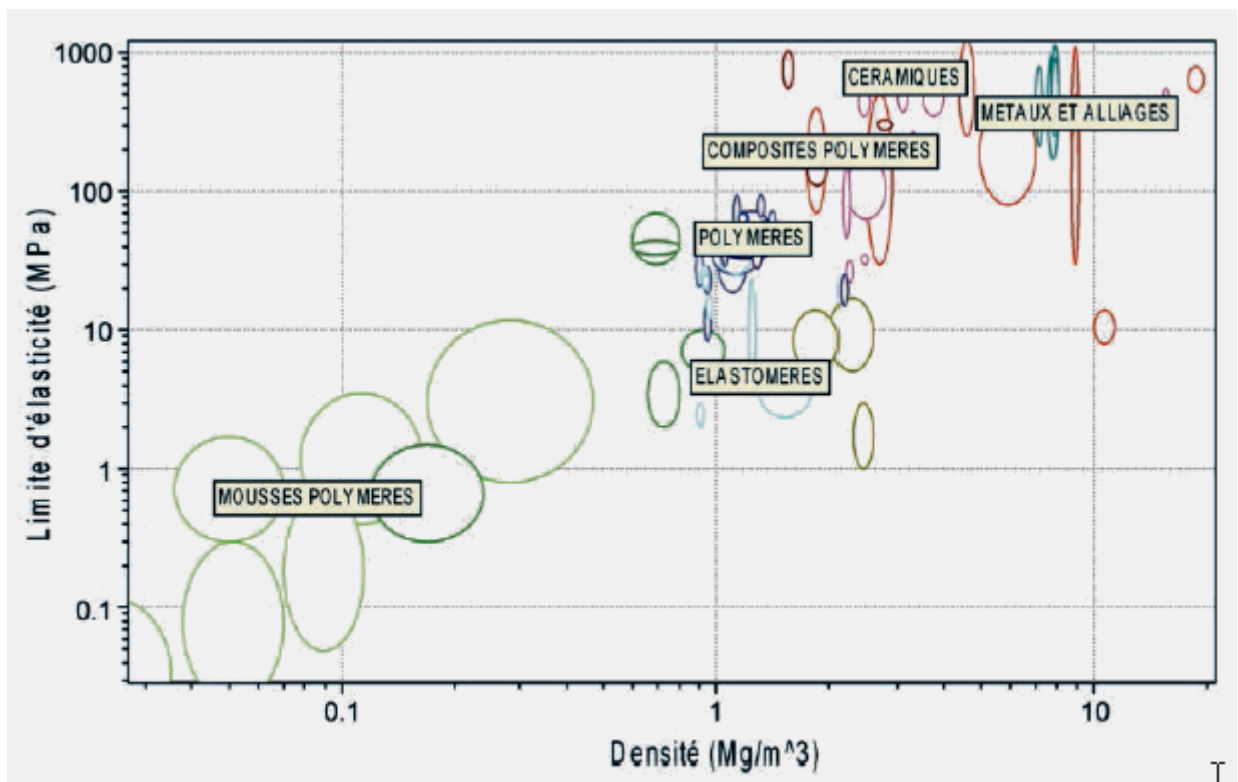


Figure 1 : évolution de la limite d'élasticité (en MPa) de différentes classes de matériaux en fonction de leur densité (en Mg.m⁻³) [1]

¹ On exclut ici les céramiques « traditionnelles » pourtant très importantes dans les secteurs du sanitaire, de l'art de la table, de la décoration et du bâtiment.

Le paragraphe suivant définit de façon précise le paramètre résistance mécanique dans le cas des
 50 matériaux fragiles reportés ici.

3 Notions de résistance mécanique des matériaux fragiles

Contrairement aux alliages métalliques qui sont **ductiles**, les matériaux céramiques sont fragiles. Leur rupture s'effectue sans **déformation plastique** préalable, au cours du chargement élastique, dès que la contrainte atteint localement le seuil critique de décohésion interatomique. Ce
 55 comportement est bien caractérisé sur une courbe **contrainte-déformation**² représentée figure 2a :

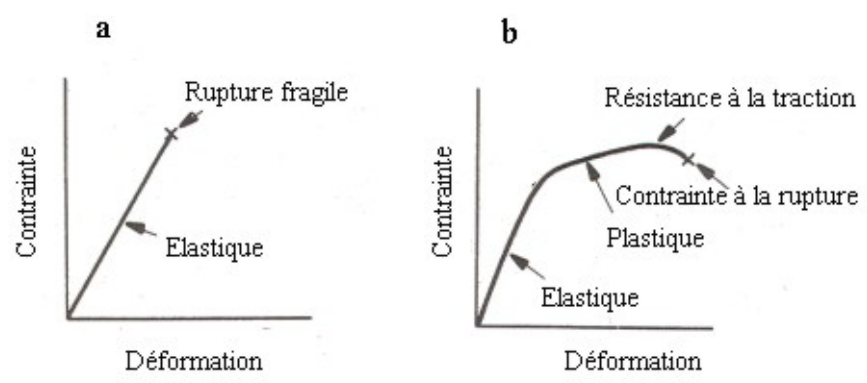


Figure 2 : Comportement contrainte-déformation a) pour un matériau fragile, b) pour un
 60 matériau ductile

Le terme résistance mécanique (« mechanical strength » en anglais), bien que souvent utilisé, est ambigu aussi bien pour les céramiques que les alliages métalliques. Il est préférable d'utiliser une dénomination plus précise comme la limite d'élasticité conventionnelle σ_e (« yield strength »), la résistance à la traction σ_t (« tensile strength »), la contrainte à la rupture σ_R (« fracture strength ») et la résistance théorique σ_{th} (« theoretical strength »). Une première approche
 65 consiste à évaluer la résistance théorique σ_{th} en considérant qu'il s'agit de la contrainte en tension nécessaire pour rompre les liaisons atomiques et séparer le matériau en deux parties distinctes. L'expression de σ_{th} a été définie selon la relation [1] :

70
$$\sigma_{th} = \sqrt{\frac{2.E.\gamma}{a_0}} \approx \frac{E}{10} \quad [1]$$

² Pour la définition de ces termes, voir « limite d'élasticité » dans le glossaire en fin de document

où E est le module d'Young, a_0 la distance interatomique de la structure au repos et γ la **tension interfaciale** des surfaces créées lors de la rupture. Excepté pour certains matériaux sous la forme de **whiskers**, la plupart des céramiques n'atteignent expérimentalement jamais les valeurs de σ_{th} . La contrainte à la rupture σ_R est plus généralement de l'ordre du centième du module d'Young. À titre d'exemple, le carbure de silicium SiC dont le module d'Young $E = 440$ GPa, possède une contrainte à la rupture σ_R de l'ordre de 21 GPa lorsqu'il se trouve sous la forme de whiskers et seulement 0,7 pour un échantillon polycristallin standard.

Cette différence a été associée à la présence de défauts au sein du matériau, qui concentrent les contraintes (et la déformation) en leur voisinage, conduisant à une rupture prématurée pour une charge moindre. Une première approche, réalisée par C.E. Inglis en 1913 sur la base d'un modèle géométrique simple d'une fissure au sein d'un matériau étiré uniaxialement, a montré que la distribution de la contrainte autour de la fissure était parabolique et maximale en tête de fissure :

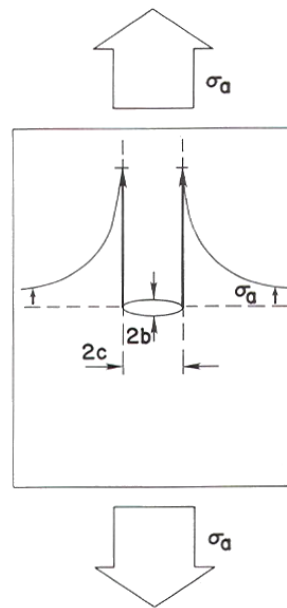


Figure 3 : évolution de la contrainte au voisinage d'une fissure d'axe principal $2c$ et de **rayon de courbure** r_f en tête de fissure pour un échantillon contraint de façon uniaxiale selon σ_a .

La contrainte maximale σ s'exprime selon la relation [2] où r_f est le rayon de courbure en tête de fissure³ et $2c$ l'axe principe de l'ellipse (avec $c \gg b$) :

³ Voir « rayon de courbure » dans le glossaire situé en fin de dossier

90

$$\sigma = 2\sigma_a \sqrt{\frac{c}{r_f}} \quad [2]$$

Cette relation pose néanmoins un problème lorsque le rayon de courbure tend vers zéro puisque la contrainte maximale en tête de fissure σ tend alors vers l'infini quelle que soit la contrainte imposée à l'échantillon σ_a . Cette difficulté a été traitée par A. Griffith qui, quelques années plus tard, a considéré que la fissure se propagera effectivement si une partie du travail de la force
 95 extérieure associée à la contrainte σ_a conduisant à l'extension de la fissure dU_M est suffisante pour compenser l'augmentation de l'énergie de surface dU_s requise pour la création de nouvelles surfaces dA . Il s'agit donc d'exprimer la condition critique de fracture d'un échantillon homogène contenant une fissure à partir de l'égalité entre la variation de l'énergie de surface dU_s/dA et la variation de l'énergie potentielle mécanique $-dU_M/dA$. L'égalisation des deux
 100 variations conduit à la relation [3] donnant la contrainte σ_R au-delà de laquelle la fissure de longueur c pourra s'étendre :

$$\sigma_R = \frac{\sqrt{2\gamma E}}{\sqrt{\pi c}} \quad [3]$$

Par rapport à l'analyse heuristique d'Inglis qui conduit à une concentration de contrainte infinie lorsque le rayon de courbure de la fissure tend vers 0 et qui fournit une valeur invariante de σ
 105 quelle que soit l'échelle d'une fissure de forme donnée, l'approche de Griffith est plus rigoureuse et a été vérifiée dans de nombreux cas. L'examen attentif de la relation [3] met en évidence le fait que la contrainte σ_R la plus faible sera dictée par le défaut de plus grande dimension ; en l'occurrence la fissure la plus étendue (valeur de c la plus grande). Ceci pose un problème de prévision de la rupture des céramiques qui, compte tenu de leur mode d'élaboration (frittage en
 110 particulier), contiennent un nombre très important et peu maîtrisé de défauts structuraux comme des fissures et des pores de distribution en tailles inconnue.

4 Approche statistique de la rupture des céramiques

Cette distribution en défauts au sein des pièces céramiques entraîne un caractère aléatoire de la contrainte à la rupture lors de sollicitations mécaniques. Deux éprouvettes d'un même matériau
 115 ont en général des résistances à la rupture significativement différentes. Pour les céramiques, les défauts à l'origine de la rupture brutale sont souvent de taille très faible et il est pratiquement impossible de les détecter préalablement. La distribution des contraintes à la rupture d'éprouvettes d'un même matériau fragile est une image indirecte de la répartition des défauts en termes de nombre, taille, forme, orientation et répartition. Le tableau 1 reporte les valeurs de

120 contraintes à la rupture mesurées pour des pastilles d'alumine Al_2O_3 *a priori* identiques, élaborées par frittage haute température dans les mêmes conditions :

N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9
σ_R (MPa)	144,28	158,26	151,12	182,19	172,34	126,65	102,05	114,74	136,06

Tableau 1 : valeurs de contraintes à la rupture de pastilles d'alumine

125 La dispersion est particulièrement visible et une approche statistique de la rupture est donc nécessaire pour ce type de matériaux. C'est l'analyse semi-empirique de *Weibull* qui est la plus souvent utilisée. Les hypothèses de cette approche sont les suivantes :

- Le matériau est considéré comme isotrope et statistiquement homogène.
- 130 • Le matériau est constitué de volumes élémentaires V^0 contenant chacun des défauts potentiellement activables et mis en série pour constituer le volume final V .
- La rupture du matériau intervient de façon catastrophique par propagation du défaut de plus grande taille présent dans un des volumes élémentaires V^0 appelé maillon le plus faible.
- 135 • Chaque volume élémentaire (maillon) est indépendant des autres. Les probabilités de rupture des maillons sont donc indépendantes.

Le premier point implique que la probabilité de trouver un défaut d'une taille donnée dans un volume arbitrairement petit est la même dans tout le volume de l'échantillon. Le troisième point constitue ce que *Weibull* a appelé le concept du maillon de chaîne le plus faible : la résistance d'une chaîne est imposée par celle de son maillon le plus faible et la résistance de plusieurs chaînes en série est aussi imposée par celle du maillon le plus faible de l'ensemble. Si ce maillon rompt, la chaîne ou la série est détériorée. Cette approche de chaînes en série doit être bien distinguée de l'approche de chaînes en parallèle pour laquelle la rupture de la chaîne qui possède

140 le maillon le plus faible entraîne une redistribution des contraintes sur chacune des autres chaînes, sans que l'ensemble ne soit systématiquement détérioré. C'est le cas des matériaux ductiles comme les métaux et alliages.

145

La généralisation de ce modèle à un matériau fragile fait correspondre chaque maillon à un
 150 élément de volume contenant des défauts activables (ou de plus grande taille). *Weibull* définit la
 probabilité de trouver k défauts activables dans un volume élémentaire V^0 selon une **loi de
 Poisson** :

$$P_k(V^0) = \frac{(\phi)^k}{k!} \exp[-\phi] \quad [4]$$

où ϕ dépend de la contrainte imposée au volume V^0 . Il définit par ailleurs $R(\sigma, V^0)$ la probabilité
 155 de rupture d'un échantillon de volume V^0 soumis à une contrainte σ . Si on définit également la
 probabilité de survie $S(\sigma, V^0)$ de ce même échantillon, on a bien sûr :

$$R(\sigma, V^0) + S(\sigma, V^0) = 1 \quad [5]$$

160 De façon générale, si on considère un échantillon de volume $V = nV^0$ soumis à la même
 contrainte uniforme que l'échantillon de volume élémentaire V^0 et en considérant la première
 hypothèse invoquée *supra*, la probabilité de ne pas avoir de défauts de taille critique dans le
 volume V est égale au produit des probabilités de ne pas avoir de défauts critiques dans les
 volumes élémentaires V^0 . Cela s'exprime selon [6] :

$$165 \quad S(\sigma, V) = S(\sigma, V^0)^n \quad [6]$$

En considérant [5], on obtient la probabilité de rupture $R(\sigma, V)$ de l'échantillon de volume V :

$$170 \quad R(\sigma, V) = 1 - [S(\sigma, V^0)]^n \quad [7]$$

Or la probabilité de survie $S(\sigma, V^0)$ est égale à la probabilité de ne trouver aucun défaut dans le
 volume élémentaire V^0 . Elle est donc donnée par la relation [4] avec $k = 0$, d'où :

$$175 \quad S(\sigma, V^0) = P_{k=0}(V^0) = \exp[-\phi] \quad [8]$$

ce qui peut se mettre sous la forme :

$$R(\sigma, V) = 1 - \exp\left[-\frac{V}{V^0} \phi(\sigma)\right] \quad [9]$$

180 où $\phi(\sigma)$ est une fonction croissante et positive de la contrainte appliquée. Ceci montre que la probabilité de rupture dépend de façon exponentielle du volume de l'échantillon et d'une fonction croissante et positive de la contrainte appliquée.

Weibull a proposé une expression pour la fonction $\phi(\sigma)$. Elle s'exprime selon les relations [10] :

$$185 \quad \phi(\sigma) = \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma^0} \right)^m \quad \text{pour } \sigma > \sigma_u \quad [10a]$$

$$\phi(\sigma) = 0 \quad \text{pour } \sigma \leq \sigma_u \quad [10b]$$

où σ est la contrainte appliquée, σ_u la contrainte seuil en dessous de laquelle la probabilité de rupture est nulle. Généralement pour les céramiques, on peut considérer que $\sigma_u \approx 0$. m est appelé module de *Weibull* et est représentatif de la dispersion des contraintes à la rupture d'un même lot
190 de pièces ou d'échantillons. Plus m est faible, plus la dispersion est grande. Pour m infini, toutes les pièces rompent pour la même valeur de $\sigma = \sigma_R$. σ^0 et V^0 sont des paramètres de normalisation. La probabilité de rupture s'écrit donc finalement :

$$R(\sigma, V) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{V}{V^0}\right) \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma^0}\right)^m\right] \quad [11]$$

195

La linéarisation de la relation [11] permet de montrer que l'on peut estimer le module de *Weibull* m puisqu'il correspond à la pente d'une droite obtenue en traçant $\text{Ln}\{\text{Ln}[1/1-R(\sigma, V)]\}$ en fonction de $\text{Ln}[\sigma]$ et en choisissant une fonction de probabilité de rupture associée à un niveau de contrainte donné.

200

Cette fonction de probabilité peut être obtenue en provoquant expérimentalement la rupture d'un lot de N échantillons pour lesquels on mesure la contrainte à la rupture σ_R . Chaque échantillon i est ensuite affecté d'une probabilité de rupture $R(\sigma_R, i)$ en fonction de son rang i dans la liste des N valeurs de σ_R . Différentes expressions ont été proposées pour $R(\sigma_R, i)$:

205

- Equation de la valeur moyenne : $R(\sigma_R, i) = i/N + 1$
- Equation de la valeur médiane : $R(\sigma_R, i) = i - 0,3/N + 0,4$
- Equation pour petites populations ($N < 20$) : $R(\sigma_R, i) = i - 0,375/N + 0,25$

210 Ainsi pour les valeurs reportées dans le tableau 1 et en utilisant l'équation de la valeur moyenne, les probabilités de rupture pour les neuf pastilles d'alumine seront les suivantes :

σ_R (MPa)	144,28	158,26	151,12	182,19	172,34	126,65	102,05	114,74	136,06
$R(\sigma_R, i)$	0,5	0,7	0,6	0,9	0,8	0,3	0,1	0,2	0,5

Tableau 2 : probabilités de rupture des pastilles d'alumine présentées dans le tableau 1 en utilisant une loi de probabilité simple $R(\sigma_R, i) = i/N+1$

215

Ces résultats conduisent à la valeur du module de *Weibull* $m = 5,22$ ce qui correspond à une alumine dont le comportement mécanique est particulièrement médiocre.

220 La figure 4 reporte la courbe $R(\sigma_R, i)$ en fonction de la contrainte σ_R appliquée (à gauche) et la représentation de *Weibull* correspondante (à droite) pour une alumine pure à 95% testée par la **méthode de flexion 3 points** :

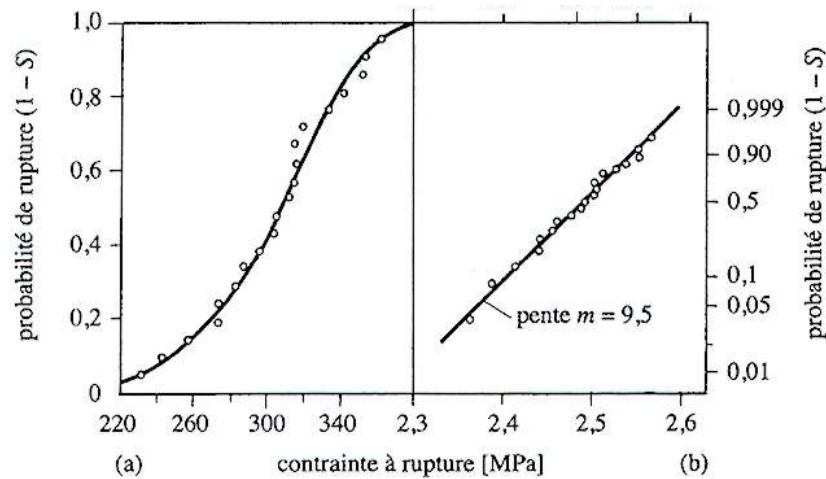


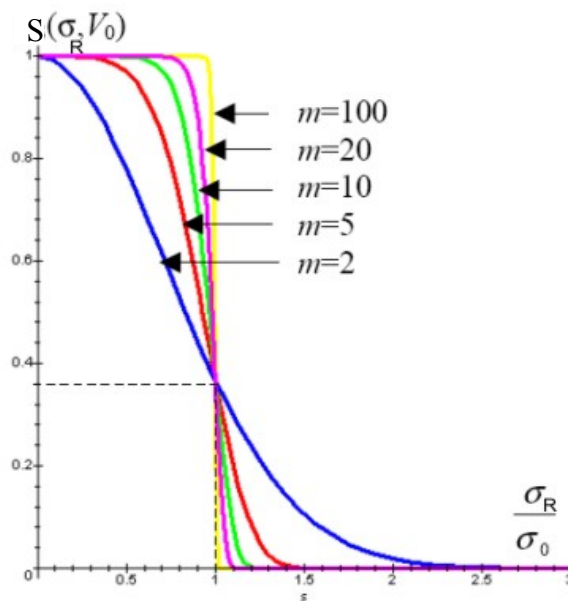
Figure 4 : évolution de $R(\sigma_R, i)$ en fonction de σ_R (à gauche) et représentation de *Weibull* (à droite) correspondante pour des éprouvettes d'alumine [2]

230 La valeur du module de *Weibull* est ici un peu plus élevée et traduit une maîtrise plus importante des défauts de fabrication de l'alumine ; en l'occurrence une diminution des porosités résiduelles.

230

Typiquement $m > 50$ pour les métaux et alliages. Pour les céramiques produites industriellement, m se trouve actuellement entre 5 et 30. Ainsi, pour des pièces en alumine ordinaire comme celles analysées sur la figure 4 ou dans les tableaux 1 et 2, m se situe entre 5 et 10. Pour des alumines denses à grains fins, frittées sous charge (voir annexe A), m est de l'ordre de 15 ce qui est caractéristique d'une élimination drastique des porosités et défauts. Enfin, m peut atteindre 20 à 22 pour des pièces en nitrure de silicium (Si_3N_4) utilisées en aéronautique.

La figure 5 représente l'évolution de la probabilité de survie de différents lots d'échantillons de pièces céramiques en fonction du paramètre de Weibull m obtenu pour chaque lot :



240

Figure 5 : probabilité de survie $S(\sigma, V^o)$ en fonction de la contrainte à la rupture normalisée

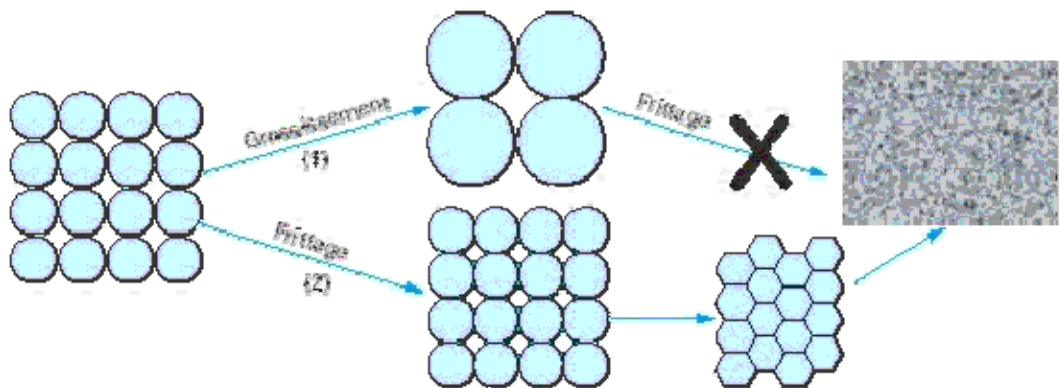
$$\sigma_R / \sigma_0$$

On note que les valeurs très élevées de m correspondent à des lots d'échantillons dont la contrainte à la rupture est pratiquement invariante. Au contraire, pour des lots d'échantillons à faible valeur de m , la rupture peut se produire dans un large domaine de contraintes appliquées et il n'est donc pas possible de prédire de façon satisfaisante les conditions d'utilisation pour lesquelles la céramique restera performante.

250

Annexe A : élaboration des céramiques par frittage

La plupart des céramiques modernes sont préparées par frittage, procédé consistant en un traitement thermique réalisé à une température inférieure à la température de fusion du matériau et appliqué à des objets formés de poudres compactées. Pendant le frittage, les particules (les grains de la poudre) se soudent les uns aux autres en éliminant la plupart des pores ou cavités interstitielles, suite à l'action de différents mécanismes de transport de matière par diffusion en phase solide. La figure A1 représente les différentes étapes du frittage :



260

Figure A1 : chemins possibles pour des grains d'une poudre soumis à la compaction et à une température élevée [3]

(1) grossissement des grains puis frittage (chemin à éviter)

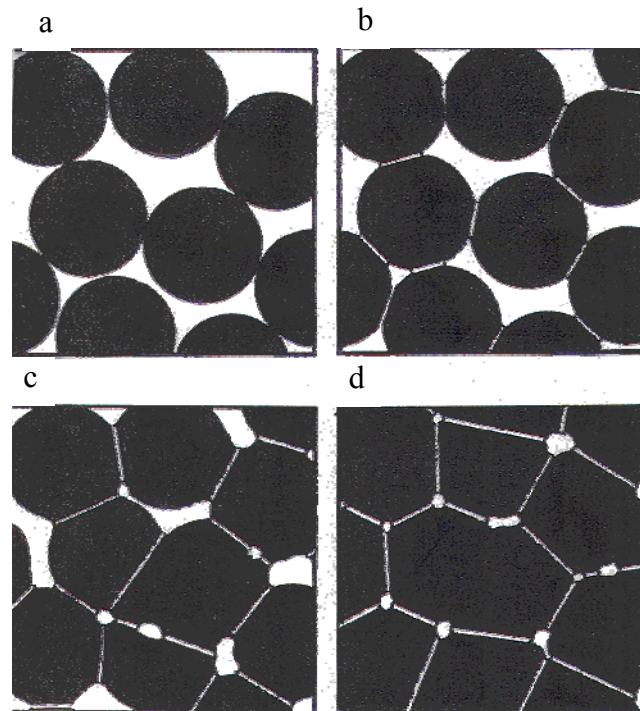
(2) frittage sans grossissement (consolidation puis densification)

265

Le moteur thermodynamique du frittage est l'abaissement de l'énergie de Gibbs totale du système constitué de grains de solide en contact les uns avec les autres par l'intermédiaire de surfaces de contact appelées joints de grains. Cette diminution consiste en fait à réduire la quantité d'interface solide/gaz au profit des interfaces solide/solide par une soudure des grains entre eux. Celle-ci conduit à une augmentation de la cohésion du matériau que l'on appelle **consolidation**. À la suite de la consolidation peut se produire la **densification**, c'est-à-dire la réduction de la porosité et par conséquent la contraction volumique d'ensemble de la pièce (voir figure A2). Le frittage n'est possible que si les atomes peuvent diffuser pour établir des ponts (appelés aussi cols) qui soudent les particules entre elles. D'un point de vue microscopique, c'est la pression différentielle de part et d'autre des interfaces courbes solide/solide qui est à l'origine du transport de matière. Dans le cas des céramiques, cette diffusion atomique ne devient

275

suffisamment rapide qu'aux températures supérieures à $0,6.T_F$ (T_F : température de fusion de la céramique).



280

Figure A2 : représentation schématique de l'opération de frittage avec soudure des particules (a), consolidation par grossissement des cols (b), puis densification par élimination de la porosité (c et d)

285 L'élimination des pores ne se fait efficacement que si ceux-ci restent localisés sur les joints de grains comme cela est schématisé sur les figures A2(c) et A2(d). Une croissance granulaire trop rapide peut conduire à une séparation des pores et des joints ce qui induit une porosité intragranulaire résiduelle extrêmement difficile à éliminer. La densification pure n'est jamais observée, il y a toujours un phénomène de croissance granulaire qui peut être associé à un
290 changement de taille des particules sans modification de leur forme par coalescence. Pour optimiser l'opération de consolidation, la poudre peut être soumise à une pression de plusieurs atmosphères (frittage sous charge) conduisant à des céramiques très peu poreuses.

Quel que soit le soin apporté au procédé de frittage, il induit nécessairement des défauts
295 structuraux au sein des pièces frittées comme des porosités résiduelles qui sont la source potentielle de fissures pouvant être initiatrices de rupture.

Glossaire – Définitions

300 **Déformation plastique** : la déformation plastique est la déformation irréversible d'une pièce ; elle se produit par un réarrangement de la position des atomes. La déformation plastique permet la mise en forme de pièces (forgeage, martelage, tréfilage, filage, laminage, estampage, emboutissage ...). Elle permet aussi d'absorber l'énergie d'un choc et augmente la capacité de résistance à la rupture (voir figure 2b).

305

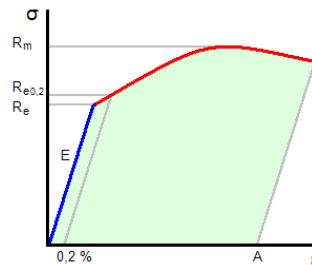
Dureté : La dureté caractérise la résistance qu'un matériau oppose à la pénétration d'un corps dur et c'est pourquoi l'essai de dureté consiste à créer une empreinte sur une pièce par un pénétrateur soumis à une force déterminée. L'essai consiste à appliquer une force F (en Newton) sur une pyramide à base carrée en diamant d'angle au sommet 136° . Il faut maintenir la pression pendant 310 15 s et enfin mesurer la diagonale de l'empreinte de la forme carré dans le matériau étudié produite par la pyramide. Une formule donne alors la valeur de l'indice de dureté Vickers (c'est-à-dire des kg.m^{-2})

Ductile : un matériau est ductile s'il a la capacité de se déformer plastiquement sans se rompre.

315

Glaçure : La glaçure, appelée aussi émail, est un enduit vitrifiable posé à la surface d'une céramique afin de la durcir, de la rendre imperméable ou de la décorer.

Limite d'élasticité (notée R_e): La limite d'élasticité R_e est la contrainte à partir de laquelle un 320 matériau commence à se déformer de manière irréversible.



Ce schéma illustre comment évolue la contrainte σ (une contrainte est une force divisée par une surface ; elle est donc homogène à une pression et exprimée en pascals. La notion de contrainte résulte de la considération des forces intérieures qui naissent dans un objet lorsqu'on le déforme) 325 en fonction de la déformation ϵ (la déformation des matériaux est la description de la manière

dont se déforment les pièces et objets sous l'effet d'une contrainte. On l'exprime généralement en pourcentage comme ici sur la figure précédente)

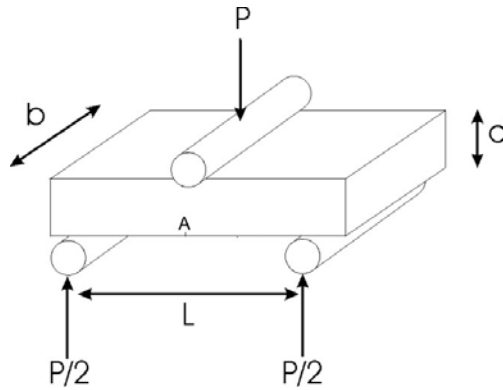
330 Pour un matériau ductile, c'est la zone non linéaire sur le graphique ci-dessus, au-delà du domaine élastique E dans lequel l'augmentation de la contrainte σ donne une déformation ε réversible à la suppression de cette contrainte (et souvent assez linéaire en fonction de cette contrainte). Les déformations subies au-delà de la limite d'élasticité restent permanentes, ce sont des déformations plastiques $\sigma > R_e$. Elles se mesurent ou se vérifient habituellement à l'aide d'un essai de traction. R_m est la résistance à la rupture en traction, c'est-à-dire la contrainte maximale
335 atteinte avant rupture de l'échantillon. Dans le milieu de la technique et par abus de langage, on utilise fréquemment « limite élastique » pour limite d'élasticité.

Loi de Poisson : en théorie des probabilités et en statistiques, la loi de Poisson est une loi de probabilité discrète qui décrit le comportement du nombre d'évènements se produisant dans un
340 laps de temps fixé, si ces évènements se produisent avec une fréquence moyenne connue et indépendamment du temps écoulé depuis l'évènement précédent. La loi de Poisson est également pertinente pour décrire le nombre d'évènements dans d'autres types d'intervalles, spatiaux plutôt que temporels, comme des segments, surfaces ou volumes ce qui est le cas dans ce dossier.

345 Si le nombre moyen d'occurrences (d'évènements) dans un intervalle (temporel ou spatial) est λ , alors la probabilité $p(k)$ qu'il existe exactement k occurrences (k étant un entier naturel, k = 0, 1, 2, ...) est :

$$P(k) = \frac{(\lambda)^k}{k!} \exp[-\lambda]$$

350 **Méthode de flexion 3 points** : cette technique consiste à appliquer une charge P sur un cylindre en contact avec un parallépipède (de dimensions utiles $b.d.L$) de céramique maintenu par deux cylindres inférieurs :



La contrainte σ_M maximale, s'appliquant au point A est donnée par la relation :

355

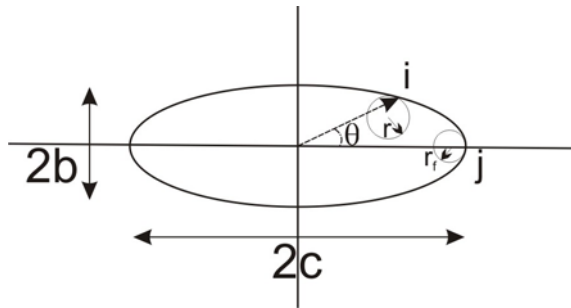
$$\sigma_M = \frac{3PL}{2d^2b}$$

La mesure de P au moment de la rupture de l'échantillon permet de remonter à σ_R .

Porcelaine : la porcelaine est une céramique fine et translucide produite à partir du kaolin (argiles blanches, friables et réfractaires, composées principalement de kaolinite et de silicates d'aluminium) par cuisson à plus de 1200°C. Elle est majoritairement utilisée dans les arts de la table.

360

Rayon de courbure (pour une fissure) : on modélise une fissure dans un matériau par une ellipse de demi-axes c et b selon le schéma suivant :



365

Le rayon de courbure r d'un point quelconque i de l'ellipse est donné par la relation :

$$r = \frac{(c^2 \sin^2(\theta) + b^2 \cos^2(\theta))^{1,5}}{b.c}$$

Le rayon de courbure en tête de fissure r_f est obtenu au point j de l'ellipse, c'est-à-dire lorsque $\theta=0$ d'où :

370

$$r_f = \frac{b^2}{c}$$

Tension interfaciale γ : énergie nécessaire pour rompre les liaisons d'un solide pour créer deux surfaces de ce même solide. La tension interfaciale exprime aussi l'énergie par unité de surface avec laquelle les molécules ou atomes de la surface sont attirés vers l'intérieur du matériau considéré. D'un point de vue thermodynamique on pourra exprimer γ selon les relations ci-dessous :

$$\gamma = \left(\frac{\partial U}{\partial A} \right)_{V,S,n} = \left(\frac{\partial F}{\partial A} \right)_{V,T,n} = \left(\frac{\partial H}{\partial A} \right)_{p,S,n} = \left(\frac{\partial G}{\partial A} \right)_{p,T,n}$$

où U, F, H et G sont respectivement les fonctions énergie interne, énergie libre, enthalpie et énergie de Gibbs. A, V, S, n, T et p sont respectivement la surface, le volume, l'entropie, le nombre de moles, la température et la pression du système considéré.

Whiskers : Petits monocristaux fibreux d'origine minérale ou synthétique, utilisés comme matériau de renforcement. Les whiskers (ou trichites) étant des monocristaux parfaits, ils présentent des propriétés mécaniques (module et résistance en traction longitudinale) très supérieures à celles des matériaux massifs polycristallins correspondants.

Références bibliographiques

[1] Michael F. Ashby, Choix des matériaux en conception mécanique, Dunod, Paris (2000)

[2] J.M. Haussonne, C. Carry, P. Bowen, J. Barton, traité des matériaux Vol.16 "céramiques et verres : principes et techniques d'élaboration". Presses Polytechniques et Universitaires Romandes – 2005

[3] D. Bernache-Assolant, J.P. Bonnet, « Frittage en phase solide », techniques de l'ingénieur AF6-620, 2005