

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République algérienne démocratique et populaire
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique
جامعة عين تموشنت بلحاج بوشعيب
Université-Ain-Temouchent- Belhadj Bouchaib
Faculté des Sciences et de la Technologie
Département Génie Mécanique



Projet de fin d'études
Pour l'obtention du diplôme de Master en :
Domaine : SCIENCES ET DE LA
TECHNOLOGIE
Filière : Génie Mécanique
Spécialité : Construction mécanique
Thème

**Simulation de la propagation de fissures
Dans les structures sous chargement cyclique**

Présenté Par :

- 1) MECELLEM MOHAMED ABDELLAH
- 2) ELRARBI SARA

Devant le jury composé de :

Mr. SERIER Mohamed	Pr.	UAT.B. B (Ain Temouchent)	Président
Mr. LAHMAR el kadi	M C B	UAT.B. B (Ain Temouchent)	Examineur
Mr. CHAMA Mourad	M C B	UAT.B. B (Ain Temouchent)	Encadrant
Mr. SALAH Hichem	M C B	UAT.B. B (Ain Temouchent)	Co-Encadrante

Année Universitaire 2025/2026

Remerciements

Avant toute chose, je remercie Allah, le Tout-Puissant, de m'avoir accordé la santé, la force, la patience et la détermination nécessaires pour mener à bien ce travail. Sans Sa volonté et Son soutien, l'aboutissement de ce mémoire n'aurait pas été possible.

La réalisation de ce mémoire constitue l'aboutissement de plusieurs années d'apprentissage, d'efforts et de persévérance. À cette occasion, je tiens à exprimer ma profonde gratitude à toutes les personnes qui ont contribué à sa réalisation et qui m'ont accompagné tout au long de ce parcours.

*Mes plus sincères remerciements s'adressent à **Dr. CHAMA Mourad**, pour avoir accepté d'encadrer ce travail. Je lui témoigne ma profonde reconnaissance pour la confiance qu'il m'a accordée, pour son accompagnement scientifique de grande qualité, ainsi que pour sa disponibilité, sa rigueur et ses précieux conseils. Ses orientations éclairées et ses remarques pertinentes ont été déterminantes dans la conduite et l'aboutissement de cette étude.*

*J'adresse également mes respectueux remerciements à l'ensemble des enseignants du **Département de Génie Mécanique de l'Université Belhadj Bouchaïb d'Aïn Témouchent**. Grâce à leur compétence, leur engagement et leur dévouement à la transmission du savoir, ils ont contribué à ma formation académique et au développement de mes compétences scientifiques et techniques.*

Je remercie chaleureusement les membres du jury pour l'honneur qu'ils me font en acceptant d'évaluer ce travail. Je leur exprime toute ma gratitude pour l'attention qu'ils lui porteront ainsi que pour leurs remarques et recommandations qui contribueront à son amélioration.

Je tiens à exprimer ma plus profonde reconnaissance à mes parents, dont le soutien indéfectible, les sacrifices consentis et les encouragements constants ont été la source de ma motivation et de ma persévérance. Leur confiance et leur affection ont toujours constitué un appui essentiel dans mon parcours.

Mes remerciements s'adressent également à ma famille, à mes amis et à toutes les personnes qui m'ont apporté leur aide, leurs conseils ou leur soutien moral durant cette période.

Enfin, je souhaite exprimer ma gratitude à toutes celles et à tous ceux qui ont contribué, directement ou indirectement, à la réussite de ce travail. Qu'ils trouvent ici l'expression de mon profond respect et de ma sincère reconnaissance.



Résumé

Les bimatériaux sont largement utilisés dans différentes branches de la technologie comme la mécanique, l'électronique et l'électrotechnique parce qu'ils sont constitués de deux matériaux dont les propriétés physiques et mécaniques sont totalement différentes. Le comportement en ruptures des matériaux hétérogènes nécessite des connaissances approfondies et le domaine de recherche reste complexe et ouvert. Le travail ainsi présenté a pour objectif d'analyser numériquement par la méthode éléments finis la propagation d'une fissure initiée dans la céramique et au voisinage proche de l'interface sous l'effet d'un chargement cyclique. L'étude porte sur l'analyse d'un modèle géométrique bidimensionnel, est une poutre en flexion, elle est composée de deux matériaux, alumine contenant de teneur d'époxy avec et sans gradient au voisinage proche de l'interface. Une étude comparative a été faite en comportements élastiques. Plusieurs facteurs ont été mis en évidence tels que la résistance de la fatigue de la fissure et sa déviation dans la céramique.

Abstract

Bimaterials are widely used in various branches of technology, such as mechanics, electronics, and electrical engineering, because they are composed of two materials with completely different physical and mechanical properties. The fracture behavior of heterogeneous materials requires in-depth knowledge, and the research field remains complex and open. The work presented here aims to numerically analyze, using the finite element method, the propagation of a crack initiated in the ceramic and in the immediate vicinity of the interface under the effect of cyclic loading. The study focuses on the analysis of a two-dimensional geometric model, a beam in bending, composed of

two materials: alumina containing epoxy with and without a gradient in the immediate vicinity of the interface. A comparative study was conducted on elastic behavior. Several factors were highlighted, such as the fatigue resistance of the crack and its deflection in the ceramic..

ملخص:

تُستخدم المواد الشائبة على نطاق واسع في مختلف فروع التكنولوجيا، كالميكانيكا والإلكترونيات والهندسة الكهربائية، نظرًا لتكوينها من مادتين مختلفتين تمامًا في خصائصهما الفيزيائية والميكانيكية. ويتطلب فهم سلوك الكسر في المواد غير المتجانسة معرفة معمقة، ولا يزال مجال البحث فيه معقدًا ومفتوحًا. يهدف هذا العمل إلى تحليل انتشار الشق، الذي يبدأ في السيراميك وفي المنطقة المجاورة مباشرة للسطح البيني، تحت تأثير التحميل الدوري، باستخدام طريقة العناصر المحدودة. تركز الدراسة على تحليل نموذج هندسي ثنائي الأبعاد، وهو عبارة عن عارضة منحنية، مكونة من مادتين: الألومينا المحتوية على الإيبوكسي، مع وجود تدرج في المنطقة المجاورة مباشرة للسطح البيني وبدونه. وقد أُجريت دراسة مقارنة للسلوك المرن، حيث تم تسليط الضوء على عدة عوامل، مثل مقاومة الشق للإجهاد وانحرافه في السيراميك.



TABLE DES MATIÈRES

REMERCIENTS

Résumé

TABLE DES MATIÈRES

Liste des figures

Liste des tableaux

Notations

Introduction générale	15
-----------------------------	----

Chapitre I : Comportement mécanique des bi-matériaux

I.1 Introduction	19
I.2 Historique de la liaison céramique-métal	19
I.3 Différentes techniques de liaison.....	20
I.3.1 Méthodes où intervient un alliage liquide	20
a. Métallisation des céramiques	20
I.3.2 Méthodes où intervient une céramique liquide	26
I.3.3 Méthodes à l'état solide.....	29
a. Thermo compression.....	30
b. Soudage par diffusion	31
I.4 Mécanismes des liaisons céramo- métalliques	33
I.4.1 Introduction	33
I.4.2 Adhésion pure.....	34
I.4.3 Contraintes résiduelles thermiques.....	36
I. 5 Conclusion.....	37

Chapitre II : Fatigue des matériaux

II.1 Définitions et grandeurs générales	39
II. 2 Endommagement et amorçage	45
II. 3 La fatigue sous sollicitation multiaxiale	48
II.3.1 Sollicitations mécanique	48
II.3.2 Critères de fatigue multiaxiale	51
II. 4 Conclusions	56

Chapitre III : Résultats et discussions

III.1Introduction.....	59
III.2Modèle géométrique	60
III.3Propriétés thermomécaniques de matériaux	61
III.4Méthode des éléments finis.....	64
III.5Résultats et discussions.....	67
III.6Conclusions.....	70
Conclusion générale.....	72
Références bibliographiques	



Figure I.2 : Schéma d'une goutte sessile d'un liquide sur un solide	35
Figure II.1 : Représentation classique d'un diagramme S-N de Wöhler	40
Figure II.2 : Nomenclature usuelle pour un chargement de fatigue d'amplitude constante.	41
Figure II.3 : Représentation classique d'un diagramme de Haigh	43
Figure II.4 : Représentation classique d'un diagramme de Goodman-Smith pour un NR donné(les points situés dans la zone hachurée ont une durée de vie supérieure au NR donné).	44
Figure III.1 : (a) Modèle géométrique [98],(b)Maillage du modèle géométrique et (c) maillage en tête de la fissure.....	62
Figure III.2: Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Visualisation des trois domaines: zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris), à droite haute vitesse de fissuration	66
Figure III.3: Variation de la résistance à la fatigue ΔK_{adj} on fonction Δa dans un échantillon avec un gradient de 20mm de largeur.	67
Figure III.4 : L'effet des gradients de largeur 10 et 20mm sur les trajectoires de fissures.....	68
Figure III.5 : Variation de la ténacité dans les gradients de largeur 5, 10 et 20mm En fonction de Δa	69
Figure III. 6 : Variation de la résistance à la propagation de la fissure, calculée pour un échantillon avec et sans l'effet de gradient, avec un changement de position sur la pente. .	69

A decorative frame with ornate, symmetrical scrollwork and floral motifs. Inside the frame, the text "Liste des tableaux" is written in a large, elegant, italicized serif font.

Liste des tableaux

Tableau I.1 : Composition des oxydes utilisés et température de traitement..... 23

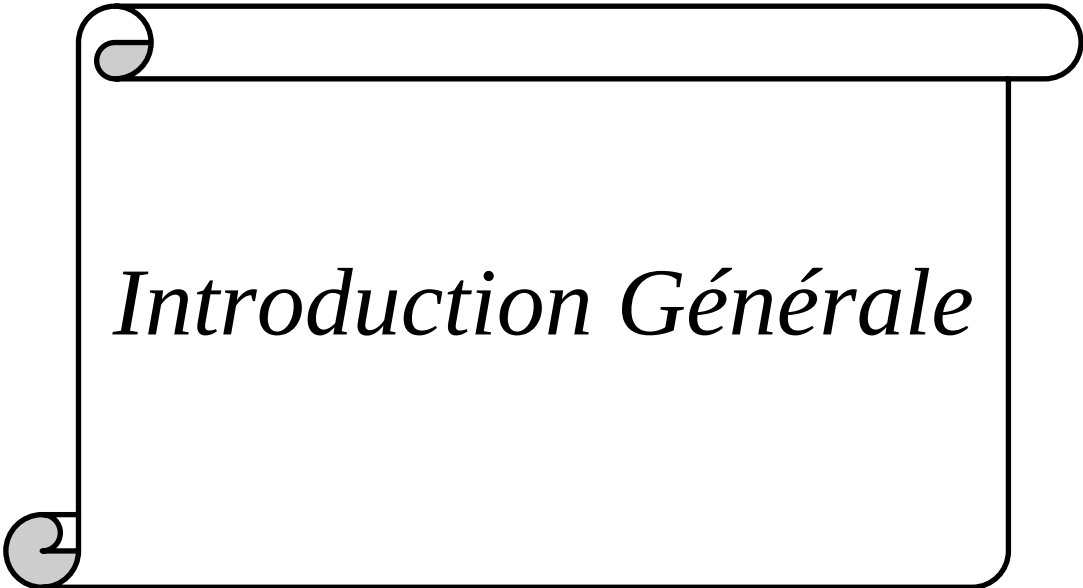
Tableau II.2 : Composition des brasures et température d'utilisation 26

Tableau I.3 : Principales flammes utilisées et leurs caractéristiques	29
Tableau I.4 : Angle de contact et énergie d'adhésion de différents métaux sur des céramiques type oxydes	36
Tableau III.1 : Propriétés thermomécaniques du matériau fragile.....	63
Tableau III.2 : Propriétés thermomécaniques du matériau ductile	63

NOTATIONS

k	: conductivité électrique
T_C	: Température critique
C_v	: capacité thermique
λ_e	: Conductibilité thermique due au électron
λ_p	: Conductibilité thermique due au phonon
λ	: Conductibilité thermique totale
a	: Longueur de la fissure
a_d	: Longueur de fissure de déviation
a_p	: Longueur de fissure de pénétration
E	: Module de Young
G	: Taux de restitution d'énergie
G_I, G_{II}, G_{III}	: Taux de restitution d'énergie en mode I, II, III
G_c	: Taux de restitution d'énergie critique
G_c	: Energie de déviation
G_p	: Energie de pénétration
H	: Hauteur
h	: Distance
J	: Intégrale de Rice
J_c	: Valeur critique de J
K	: Facteur d'intensité de contrainte
K_c	: Facteur d'intensité de contrainte critique
K_I, K_{II}, K_{III}	: Facteur d'intensité de contrainte en mode I, II, III
L	: Longueur
P	: Charge concentrée (charge appliquée)
r	: Distance radiale
S	: Facteur de densité de déformation
U_0	: Energie de déformation
u, v, w	: Déplacement suivant x, y et z
W	: Largeur de joint métallique
ν	: Coefficient de Poisson
$\delta (u_I)$	: Ouverture de fissure (CTOD)
δ_c	: Ouverture de fissure critique
χ	: Coefficient de contrainte plan ou déformation plane
λ	: Puissance de singularité
ε	: Constante bi-élastique
σ	: contrainte
σ_0	: Limite élastique
$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}$	: Contrainte normale suivants les axes x, y et z
$\sigma_{xy}, \sigma_{xz}, \sigma_{yz}$	: Contrainte de cisaillement
$\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$	: Contrainte de cisaillement ψ
	: Angle de déphasage
α, β	: Paramètre de Dundurs
θ	: Angle polaire
μ	: Module de cisaillement
T_f	: Température de fusion
FIC	: Facteur d'intensité de contrainte
T_{el}	: Température d'élaboration

T_{am}	: Température ambiante
a_0	: Longueur initiale de fissure
x	: Distance entre l'interface et la fissure
K_{DCT}	: Facteur d'intensité de contrainte calculé par l'ouverture de fissure
K_J	: Facteur d'intensité de contrainte calculé par l'intégrale J
X	: Distance au voisinage de l'interface
ΔT	: Gradient de température
l	: Largeur de plaque
e	: l'épaisseur de plaque
σ_{app}	: Contrainte appliquée



Introduction Générale

La fatigue est un problème auquel l'homme aura à faire face aussi longtemps qu'il construira des structures sous contraintes. Celles-ci bien que dimensionnées correctement, sont parfois exposées au risque de rupture brutale sous l'effet de la présence des défauts dans la matière. Cependant, le phénomène de la fatigue reste encore peu connu notamment lorsqu'on utilise de nouveaux matériaux ou des matériaux non homogènes.

De nos jours, les bimatériaux de type alumine gradué/époxy sont couramment utilisés dans l'industrie du fait de l'intérêt qu'ils présentent par l'association de leurs propriétés diamétralement opposées.

Néanmoins, leur comportement en rupture par fatigue nécessite une étude approfondie car ils ont la particularité d'être un assemblage de deux matériaux, de propriétés mécaniques physiques et thermiques radicalement différentes. En outre, la présence de l'interface constitue non seulement une discontinuité de ces propriétés mais également une source d'amorçage de fissures et de concentration de contraintes pouvant conduire à un endommagement du bimatériau par rupture adhésive. Ce comportement est accentué par l'écart de ces propriétés et tout particulièrement les propriétés physiques. Cette différence conduit, à des contraintes résiduelles au voisinage proche de l'interface qui s'ajoutent à des charges cycliques appliquées pouvant amener à la rupture brutale du bimatériau.

Le but recherché dans ce travail est d'étudier par la méthode des éléments finis le comportement en rupture par fatigue des assemblages alumine avec teneur d'époxy/époxy.

Cette étude comporte trois chapitres. Les deux premiers chapitres portent sur des rappels théoriques des comportements mécaniques des bimatériaux aussi la fatigue des matériaux.

Le dernier chapitre est consacré à une modélisation bidimensionnelle par la méthode des éléments finis de l'effet d'interaction interface-fissure sur la propagation de la fissure et sa déviation dans le matériau fragile sous un chargement cyclique. Nous analysons numériquement la variation de résistance à la fatigue en fonction de plusieurs paramètres tels que l'effet de gradient au voisinage de l'interface sur la déviation de la fissure, la largeur de gradient, ainsi que sa position par rapport à l'interface.

En fin nous terminons ce travail par une conclusion générale.

*Chapitre 1 :
Comportement mécanique
des bi-matériaux*

I.1 Introduction

Les céramiques telles que les zircons, les carbures de silicium, les nitrures de silicium et l'alumine trouvent un grand nombre d'applications dans les domaines de la mécanique et de la thermodynamique. Si les trois premières sont encore d'utilisation limitée, il n'en n'est pas de même pour l'alumine qui reste la céramique technique la plus courante. Outre les applications mécaniques elle se trouve également, grâce à ses propriétés électriques intéressantes (grande résistivité, constante diélectrique importante, faible facteur de perte diélectrique), en première place pour l'industrie électronique et électrotechnique. Très souvent, pour profiter au maximum de ces avantages, il est nécessaire de lier la céramique et plus particulièrement l'alumine à des alliages métalliques qui ont, et c'est souvent l'intérêt recherché, des propriétés opposées.

I.2 Historique de la liaison céramique-métal

Bien que l'émaillage soit appliqué depuis plus de trois millénaires, c'est seulement depuis l'apparition des céramiques techniques (alumine principalement) et leur utilisation dans l'électronique avant la seconde guerre mondiale que les recherches sur la liaison entre un métal et une céramique se sont développées.

Mais depuis une trentaine d'années, les céramiques thermomécaniques (ZrO_2 , Si_3N_4 , SiC ...) ^[1] sont étudiées en vue d'applications comme barrière thermique dans les turbines à gaz et les moteurs thermiques afin d'en améliorer le rendement grâce à une augmentation de la température de fonctionnement.

I.3 Différentes techniques de liaison

I.3.1 Méthodes où intervient un alliage liquide

a. Métallisation des céramiques

Ces méthodes consistent à déposer sur la surface de la céramique une couche métallique permettant un bon accrochage de la brasure utilisée ultérieurement. Il est alors nécessaire de réaliser cet assemblage dans le cas où nous avons une mauvaise mouillabilité de la céramique par les métaux fondus. La technique de la brasure métallique directe ne permet pas d'effectuer la liaison.

Les principaux métaux employés pour la métallisation sont, soit des métaux réfractaires : Molybdène, Tungstène ^[2,3,4] dont les coefficients de dilatation thermique sont proches de ceux de la céramique, soit des métaux « actifs » : Titane et Zirconium ^[5].

Cette métallisation, effectuée à haute température (1200-1700°C) est parfois suivie d'un dépôt électrolytique de cuivre ou de nickel ^[6] ou d'une réduction du nickel NiO vers 950°C ^[7] afin de former un dépôt de nickel apte à accrocher la brasure.

De nombreux types de brasures sont utilisés ^[8]. Parmi les plus couramment employés citons :

- L'eutectique : 72% Argent et 28% Cuivre ;
- Des métaux purs Argent, Cuivre, Or ;
- L'alliage 60% Etain et 40% Plomb dans le cas des pièces travaillant à basse température ;
- Des alliages contenant du titane susceptible de réagir avec la céramique.

Elles se présentent généralement sous forme de feuilles placées entre la céramique métallisée et le métal (ou l'alliage) à assembler. L'ensemble ainsi réalisé est porté en

température (celle-ci est fonction de la brasure utilisée) sous atmosphère inerte (Argon) ou réductrice (H_2). Les vitesses de montée et de descente en température sont optimisées de façon à éviter de soumettre la céramique à des chocs thermiques trop intenses (10 à 150°C/mn suivant les dimensions et la nature de la céramique).

a.1 Frittage de poudres métalliques

a.1.1 Procédé molybdène-manganèse

Cette technique est connue sous le nom (Moly manganèse process), elle consiste à mélanger la poudre à un liant nitrocellulosique afin d'obtenir une viscosité suffisante pour être ensuite appliquée sur la céramique, soit au pinceau, soit par pulvérisation ^[9].

Cette poudre est composée en général de 80% de molybdène et 20% de manganèse. L'épaisseur de la couche doit être de 50 μm environ. Après séchage, les pièces sont portées entre 1300°C et 1550°C (suivant le type de céramique) pendant 30 minutes sous atmosphère d'hydrogène humide (point de rosée 25°C). On obtient ainsi un dépôt de 25 à 30 μm d'épaisseur dû au frittage de la poudre métallique. La céramique est alors prête à être brasée.

Les mécanismes de la liaison ont été longtemps discutés en raison de la mauvaise connaissance de la composition chimique et des ségrégations dans les joints de grains de la céramique. C'est seulement lorsqu'apparaissent les aluminés techniques de haute pureté ($Al_2O_3 > 99\%$) qu'ils sont complètement élucidés bien que ce procédé ne soit pas applicable à ce type de céramique.

a.1.2 Procédés molybdène-oxydes

Cette technique est analogue au procédé molybdène-manganèse. Elle est connue sous le nom (molymetal oxide process) et est employée dans le cas des alumines de haute pureté.

Botden^[10] a substitué le manganèse par un mélange d'oxydes servant de fondant. Le mélange d'apport contient 80% de poudre de molybdène (granulométrie 3 μ m) et 20% de poudre d'oxydes (granulométrie 10 μ m).

On distingue deux classes d'oxydes utilisés comme fondant :

-Le système Al_2O_3 – MnO – SiO_2 .

-Le système Al_2O_3 – SiO_2 – CaO – MgO , dont les compositions sont données dans le Tableau I.1 ^[11].

Les poudres d'oxydes sont broyées, mélangées et fondues. Le liquide est ensuite trempé à l'eau. Après broyage jusqu'à une taille de 0,2 μ m l'alliage d'oxydes est mélangé à la poudre de molybdène et appliqué sur la céramique. L'atmosphère de traitement est neutre, la température de cuisson ne doit pas être inférieure à 1350°C car les particules de molybdène ne seraient pas suffisamment frittées.

Tableau I.1 : Composition des oxydes utilisés et température de traitement.

% Al_2O_3	% CaO	% MgO	% SiO_2	% MnO	Température de traitement
	100				1400°C
50	50				1500°C
41	54	5			1400°C
10,8	40,4	48,8			1350°C
	37,5	6,2	56,3		1450°C
13			35	52	1390°C
18	42		40		

a.1.3 Technique de réduction de MoO_3

Une technique très intéressante a été développée par PINCUS au milieu des années 50 ^[12].

Elle consiste à revêtir la surface de la céramique alumineuse d'une fine couche de trioxyde de molybdène MoO_3 qui se réduit sous hydrogène entre 1100°C et 1650°C suivant le type de céramique pour former du molybdène.

Cet oxyde de molybdène possède une tension de vapeur très faible et sa sublimation apparaît dans l'air dès 650°C ^[13] ; ses températures de fusion et de vaporisation sont faibles, respectivement 1068 et 1530°C . Avant d'être réduit, il peut donc entrer en contact intime avec la surface de la céramique. Au cours du traitement la réactivité de l'alumine et de MoO_3 conduit à la formation d'un oxyde mixte de composition $\text{Al}_2(\text{MoO}_4)_3$ à l'interface et aux joints des grains. Celui-ci est partiellement décomposé et réduit à haute température entraînant la formation d'un film métallique superficiel et d'une précipitation inter-granulaire du molybdène ^[14].

a.2 Frittage simultané du métal et de la céramique

Ici comme dans les techniques de métallisation citées précédemment la céramique est recouverte d'une poudre métallique qui sera frittée ultérieurement. La méthode diffère cependant car le dépôt est appliqué sur la céramique « crue » (green céramique).

Utilisée avec des métaux nobles à haut point de fusion ^[15] elle a été employée avec succès par Smith ^[16] dans le cas de céramique revêtue d'une poudre mixte composée de Mo et Mn en atmosphère réductrice.

Actuellement la méthode est limitée aux métaux réfractaires (molybdène et tungstène) cofrittés sous hydrogène humide (point de rosée 35°C).

La température de frittage du métal et de la céramique est plus élevée que dans la métallisation classique ($1550 < T < 1750^\circ\text{C}$). Elle doit être optimisée afin de permettre une bonne densification de la céramique et du métal tout en réduisant les contraintes

et la porosité du dépôt. Ceci est obtenu grâce à l'emploi d'une poudre métallique à granulométrie contrôlée ^[17] :

- De fines particules (0,8 μm) pour garantir l'infiltration de la brasure dans la métallisation.
- Des particules de 4 μm dans le but d'inhiber la croissance des grains car celle-ci provoque des contraintes résiduelles à l'interface qui contribuent à une mauvaise adhésion.

L'accrochage ne dépend pas de la présence d'une troisième phase à l'interface métal-céramique. Dans le cofrittage d'alumine (pure ou avec adjuvants de frittage SiO_2 , MgO ...) il n'apparaît pas de composés intermédiaires entre Al_2O_3 et le tungstène dans un large domaine de températures (800°C – 1600°C). Par contre, si une phase vitreuse est présente, elle peut migrer dans les interstices du dépôt améliorant ainsi l'accrochage. Avec les conditions optimales, des contraintes de traction de 70 MPa peuvent être attendues.

b. Brasage eutectique

Cette technique dérivée du «moly metal process» permet de supprimer l'emploi du brasage du métal contre la céramique et donc de la métallisation préalable. La liaison est obtenue directement par fusion d'un mélange d'oxydes formant à haute température des eutectiques complexes qui jouent le même rôle qu'une brasure classique (Ag-Cu par exemple). Ceci est dû à l'excellente mouillabilité de ces alliages d'oxydes sur les métaux réfractaires tels que le molybdène, le tungstène, mais aussi sur les alliages à base de nickel.

Elle permet les assemblages entre :

- Des métaux et une céramique,
- Deux céramiques ou deux métaux réfractaires entre eux.

Ces systèmes ont été choisis pour plusieurs raisons :

La plus importante est sans doute leur grande stabilité chimique à haute température en atmosphère réductrice ; car lors de l'élaboration de la liaison il faut éviter l'oxydation de l'antagoniste métallique. Ceci exclut pour ces applications certains oxydes susceptibles d'être réduits pendant le traitement.

La seconde raison est que les points de fusion des mélanges cités sont relativement bas (Tableau I.2) ^[18] comparés à d'autres systèmes d'oxydes plus stables (ZrO_2 , Y_2O_3 , Cr_2O_3 ...).

	% Al_2O_3	% CaO	% SiO_2	% MnO	% MgO	Point de fusion	Température d'utilisation
1	19		29	52		1200°C	1150°C
2	27		43	30		1300°C	1190°C
3	13		50	17		1150°C	940°C
4	22		35	43		1200°C	900°C
5	24		35	41		1200°C	900°C
6	18	42	40				
7	48	46			6		
8	35		50		15		
9	13		35	52			1160°C
10		37,5	56		6,5		
11	41	54			5		

Tableau I.2 : Composition des brasures et température d'utilisation.

Enfin, on peut trouver une composition adéquate permettant d'ajuster les coefficients de dilatation thermique du métal et de la céramique ^[18], minimisant ainsi les contraintes à l'interface lors de la tenue en service.

Le choix dépend principalement de la température d'utilisation de l'ensemble et des matériaux employés.

Comparativement à la technique Mo-oxydes, le comportement en température des interfaces est nettement supérieur du fait de l'absence de brasure métallique.

II.3.2 Méthodes où intervient une céramique liquide ^[19]

Dans ce cadre deux types de méthodes peuvent être citées :

a. Utilisation d'une brasure céramique

Obtenue à partir d'un mélange d'oxydes permettant l'assemblage entre la céramique et le métal en recherchant une accommodation des coefficients de dilatation thermique : plusieurs brasures peuvent être utilisées. Les plus classiques sont reportées dans le tableau II.2. Comme le montre la figure I.1, il est possible de choisir une brasure en fonction des alliages métalliques utilisés et de la température d'utilisation, minimisant ainsi les contraintes à l'interface lors de la tenue en service.

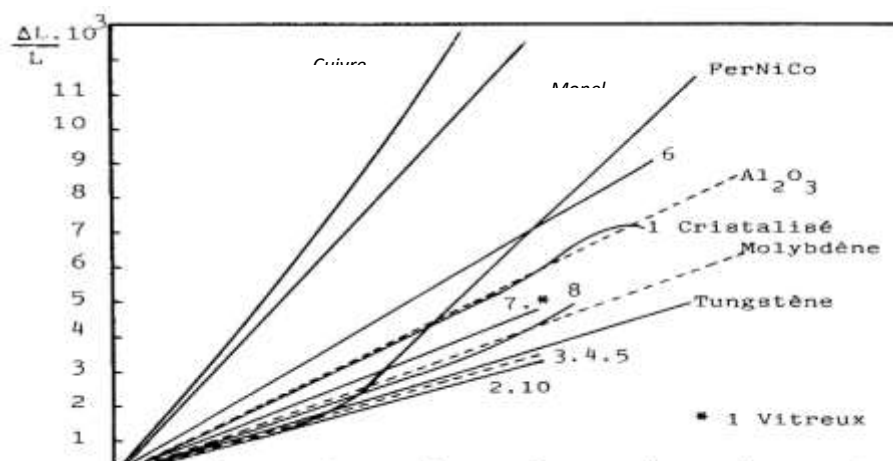


Figure I.1 : Variation des coefficients de dilatation de brasures céramiques en fonction de la température.

b. Projections thermiques

C'est la principale technique de dépôt de céramiques sur les métaux et c'est certainement la «plus grosse production» de liaisons céramique-métal ; elle intéresse le plus grand nombre d'industries.

Parmi ces techniques, les projections font actuellement l'objet de nombreuses études en vue de la réalisation de barrières thermiques et de pièces d'usure dans les moteurs thermiques, l'augmentation du rendement passant par un accroissement de la température de fonctionnement. Dans ce cas, les matériaux déposés sont principalement de type oxyde : alumine et surtout zircons partiellement stabilisés avec CaO , MgO et Y_2O_3 .

Le tableau I.3 donne les principales flammes utilisées avec leurs caractéristiques^[19].

Procédé	Projection par flamme	Projection à l'arc	Projection torche
Caractéristique	Conventionnelle	Electrique	Plasma
Températures max. d'exposition du matériau à déposer	$\text{O}_2 + \text{C}_2\text{H}_2$ 3150 °C $\text{O}_2 + \text{C}_3\text{H}_8$ 2850 °C $\text{O}_2 + \text{H}_2$ 2670 °C	Environ 4000 °C	Gaz plasma (He, Ar, N_2 , H_2) jusqu'à plus de 10 000 °C
Forme du matériau de déposition et taux de déposition	Fil 2-8 kg	Fil 5-70 kg	Poudre 1-6 kg

Vitesses d'impact typique des particules	20-50 m/s	100-200 m/s	100-200 m/s
Matériaux typiques déposés	Mo, X40CrNi131, Ni NiCr	X40CrNi131, Al-Cr, Al	Al ₂ O ₃ , Cr ₂ O ₃ TiO ₂ , ZrO ₂ /Y ₂ O ₃ , Mo CrNiBSi
Procédé	Température (°C)	Vitesse des gaz	Vitesse des particules
Flamme	2200-2800	100-150 m/s	30-70 m/s
Plasma d'arc	8000-12000	200-1000 m/s	100-300 m/s
HVOF	2500-2800	1800-2200 m/s	300-600 m/s

Procédé	Projection par plasma	Projection par détonation	Projection par flamme
Caractéristique	(P=30-70 mbar)		supersonique (Ex, CDS)
Forme du matériau de déposition et taux de déposition	Poudre 1-6 kg	Poudre Jusqu'à 2 kg	Poudre Jusqu'à 4 kg
Vitesses d'impact typique des particules	300-500 m/s	300-500 m/s	300-500 m/s
Matériaux typiques déposés	Matériau réactifs Ta, Ti, MCrAlY-ALLOYS	Cermets WC-Co, Cr ₂ C ₂ -NiCr	Cermets WC-Co, WC-Ni Cr ₃ C ₂ –Alliages Met Inconel, triballoy, CuNi-In

Tableau I.3 : Principales flammes utilisées et leurs caractéristiques.

Les céramiques projetées sont nombreuses : oxydes, nitrures, carbures, mais il est généralement nécessaire de revêtir le substrat d'une couche intermédiaire dite d'accrochage qui permet d'accommoder les dilatations thermiques, de protéger le

substrat de la corrosion (les couches projetées étant généralement poreuses) et d'améliorer l'adhésion métal-céramique.

I.3.3 Méthodes à l'état solide

Depuis 1946 une étude pour ce type de liaison a été menée en utilisant l'oxydation préalable de la surface du métal : une couche intermédiaire peut être obtenue par réaction entre le verre et l'oxyde du métal. Ceci peut conduire à une bonne tenue mécanique de l'ensemble. Conformément à ce procédé, Wellinger ^[20] a développé une technique qui consistait à assembler le cuivre préalablement oxydé à l'alumine par l'action simultanée de la pression et de la température ; cette dernière étant légèrement inférieure au point de fusion du cuivre. A cette température l'alumine réagit avec l'oxyde de cuivre en formant des oxydes mixtes à l'interface qui sont à l'origine de la liaison.

a. Thermo compression

Ce mode d'élaboration est employé depuis longtemps pour lier deux alliages métalliques mais ce n'est que récemment qu'il est utilisé pour assembler un métal et une céramique (verre ou alumine) ou deux céramiques dans le but d'obtenir des jonctions étanches planes.

Ici le métal et la céramique restent à l'état solide tout le temps de l'opération d'assemblage. Les antagonistes sont rarement liés directement, la méthode consiste le plus souvent à placer entre la céramique et le métal un joint métallique dont la température de fusion est inférieure à celle du métal à assembler ^[21].

La liaison se produit sous l'action simultanée de la température et de la pression sans qu'une phase liquide ne se forme au cours du processus d'assemblage. Le deuxième paramètre cité reste relativement faible dans la plupart des cas (<10MPa).

La variété des matériaux utilisés est vaste puisqu'elle s'étend des métaux nobles (Au, Pt) ^[22- 24] aux métaux sensibles à l'oxygène (Nb, Zr, Ta, Al) ^[25- 28] en passant par la plupart des métaux courants (Ni, Fe, Cu, Pb) ^[28]. Les recherches portent surtout sur les liaisons avec des oxydes réfractaires (Al_2O_3 principalement) bien qu'à l'heure actuelle les liaisons sur des carbures et sur des nitrures soient à l'étude au Japon ^[29].

Cette technique est très intéressante puisqu'elle permet les assemblages les plus variés, du plomb sur du verre à du platine sur de la zircone par exemple. Dans certaines applications c'est la seule qui soit viable notamment lorsque les matériaux à assembler ont une température de fusion inférieure à celle des brasures des méthodes précédentes. Il est en effet toujours possible de trouver un métal adéquat quand le collage est proscrit.

Cette méthode consiste à interposer un joint métallique entre les deux matériaux à assembler. Le joint est formé pratiquement sous l'action simultanée de la pression et de la température. Cette dernière peut aller de 0,5 à 0,9T_f (où T_f est la température de fusion du joint métallique). Les sections des joints utilisés pour former une liaison de bonne qualité sont de formes assez variables. Une symétrie circulaire est recommandée afin de répartir uniformément les déformations. A notre connaissance aucune étude poussée n'a été réalisée jusqu'à présent sur l'influence de la section du joint et sur le mécanisme de sa déformation sur la surface de la céramique. Si la section radiale circulaire est couramment utilisée on trouve cependant plusieurs formes allant de la feuille à l'ellipse en passant par des sections complexes.

En 1967 Klomp ^[30] appliquait cette technique pour la réalisation des liaisons entre des métaux non réactifs comme le cuivre, l'argent et l'or et les céramiques. Les métaux peu réactifs (nickel et cobalt) ont été ensuite également utilisés.

b. Soudage par diffusion

Cette méthode ne nécessite pas la présence d'un joint métallique entre les deux matériaux à assembler. Mais mis à part ce point, son principe est le même que celui de la thermo compression, c'est-à-dire que cette technique consiste à établir, sous l'action d'une contrainte uni axiale, un contact intime entre les deux surfaces à assembler ; l'ensemble est maintenu à une température comprise entre 0,5 et 0,9 Tf.

Ce procédé a permis l'assemblage d'un grand nombre de métaux et plus couramment (Cu, Ag, Al, Fe, Nb) à différentes céramiques et plus particulièrement à l'alumine [28, 31, 32-34].

Les paramètres du soudage par diffusion sont identiques à ceux de la thermo compression. La température et le temps de maintien sont deux paramètres essentiels pour la diffusion. En effet, ils contrôlent la cinétique et les mécanismes de diffusion ainsi que les transformations de phases. Le choix de la contrainte appliquée est déterminant. Elle doit assurer une adhésion primaire complète afin de faciliter la diffusion. Une faible contrainte provoque un mauvais contact et laisse de petits espaces vides ; il en résulte une diminution de la résistance mécanique de l'interface. Tandis qu'une contrainte trop importante entraîne une déformation plastique excessive par fluage du métal. Selon la bibliographie cette contrainte varie généralement entre 1 et 10 MPa.

Après accommodation des deux surfaces à souder, en fonction de la nature des matériaux à assembler plusieurs phénomènes peuvent avoir lieu à l'interface [33,34]:

- évaporation et condensation ;
- réaction de type chimique (réaction d'oxydoréduction, réaction d'échange d'addition) ;
- diffusion en volume ou inter granulaire.

I.4 Mécanismes des liaisons céramo–métalliques

I.4.1 Introduction

Les technologies de pointe font de plus en plus appel à des matériaux possédant de hautes caractéristiques mécaniques, thermiques ou électriques. Dans ce cadre, les multi-matériaux céramique - métal sont largement utilisés. Leurs performances sont cependant fortement dépendantes des interfaces entre ces deux classes de matériaux aux propriétés radicalement différentes, là où interviennent des mécanismes physiques conditionnant les propriétés du composite obtenu.

Dans tous les procédés de liaison métal-céramique cités précédemment l'adhérence peut résulter de trois processus principaux :

- Accrochage mécanique due aux rugosités des surfaces à assembler : ce mécanisme pouvait être pris en compte dans la thermo compression, ou encore dans le cas des projections thermiques ou un sablage est réputé favorable.
- L'adhésion réactive par l'intermédiaire des liaisons qui conduisent à la formation de nouvelles phases à l'interface, c'est le cas du brasage réactif, de la métallisation et des projections thermiques.
- L'adhésion pure caractérisée par la formation des liaisons fortes entre la céramique et le métal sans formation de phases nouvelles. Cette dernière est rencontrée dans de nombreux couples de thermo compression et a été approuvée en particulier pour le système $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Nb}$ ^[35].

L'assemblage entre la céramique et le métal peut être réalisé par un ou plusieurs de ces mécanismes et par la suite comporter une seule interface cristallographique ou une zone inter faciale plus complexe.

Pour réaliser un assemblage entre deux corps, il faut tout d'abord qu'il y ait contact entre eux et ce sur la plus grande surface possible. Différents mécanismes agissent dans ce sens, activés par des forces externes ou induites par le contact. Des liaisons

de type chimique pourront alors s'établir, ce sont elles qui donnent à l'interface toute sa résistance.

I.4.2 Adhésion pure

La liaison entre le métal et la céramique est caractérisée par une réaction d'oxydoréduction avec une variation d'enthalpie selon la réaction suivante :



ce type de jonction est jugé insuffisant pour créer un assemblage résistant. Après l'équilibre entre le métal liquide et la surface de la céramique, plusieurs chercheurs ont constaté que les valeurs de l'angle de contact, obtenues par la méthode de la goutte posée (Fig. I.2), sont supérieures à 90° , ce qui conduit, compte tenu de la relation de Dupré, à des énergies d'adhésion faibles.

En effet ^[36] :

$$E_a = \gamma_m + \gamma_c - \gamma_i \quad (1.2)$$

$$\gamma_m \cdot \cos\theta = \gamma_c - \gamma_i \quad (1.3)$$

On peut alors calculer l'énergie d'adhésion en combinant les relations (1.2) et (1.3).

$$E_a = \gamma_m (1 + \cos\theta) \quad (1.4)$$

Cependant il n'y aura formation d'une interface entre deux phases condensées que si son énergie spécifique est plus faible que la somme des énergies de surface en présence.

$$\gamma_i < \gamma_m + \gamma_c \quad (1.5)$$

γ_m : tension superficielle liquide-vapeur

γ_c : tension superficielle solide-vapeur

γ_i : tension interfaciale.

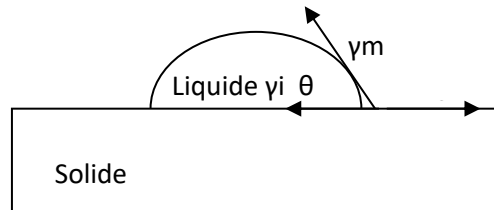


Figure I.2 : Schéma d'une goutte sessile d'un liquide sur un solide.

Le tableau I.4 représente les valeurs des angles de contact pour différents systèmes céramique- métal, ainsi que les valeurs du travail d'adhésion relatifs à différentes travaux.

Ces données montrent que les majeures parties des métaux non réactifs forment des angles de contact élevés à la surface de la céramique, et conduisent à une faible mouillabilité, et à des énergies d'adhésion faibles.

métal	oxyde s	T°C	Atm.	θ°	EamJ/m 2	Réf.
Ni	MgO	1500	vide	132	530	[48]
Fe		1550	He	130	462	[48]
Sn		1350	Vide	130		[49]
Au		1350	Vide	170		[49]
Pt		1800	He	92		[51]
Si	Al ₂ O ₃	1450	He	100	580	[48]
Ni		1500	He	141	340	[48]
Fe		1550	He	129	540	[48]
Cu		1200	Vide	125		[50]
		1100	Vide	125	573	[53]
Ni	ZrO ₂	1500	H2	131	540	[48]
Fe		1550	H2	111	890	[48]
Pt		1800	He	85	1950	[48]
Ni	BeO	1500	He	146	233	[48]
Fe		1550	H2	147	190	[48]
Pt		1800	He	110	800	[48]

Fe		1550	Ar	118	915	[52]
Ni		1550	Ar	121	685	[52]
Cu	Y ₂ O ₃	1550	Ar	128	450	[52]
Pt		1800	He	88		[51]

Tableau I.4 : Angle de contact et énergie d'adhésion de différents métaux sur des céramiques type oxydes.

Pour interpréter les valeurs d'énergie d'adhésion, différents modèles ont été développés ce sont ceux de Naidich ^[37], de Mc Donald et eberhart ^[38] et de Châtain et coll ^[39, 40]. Ces modèles se différencient par le type des interactions pouvant intervenir à l'interface.

C'est Weyl ^[41] qui le premier proposa qu'un réarrangement de la surface avait lieu et qu'une polarisation des ions de la surface se produisait dans les cristaux ioniques et le travail d'adhésion s'exprime par :

$$E_a = E_{VDW} + E_{ch}$$

E_{VDW} : ce premier terme correspond aux interactions dipolaires type Van Der Waals (métal anion oxygène (Me-O⁻²)).

E_{ch} : ce deuxième terme est proportionnel à l'enthalpie libre de formation de l'oxyde de métal Me adhérent à la céramique et il est dû aux interactions locales Me-O⁻² du type chimique.

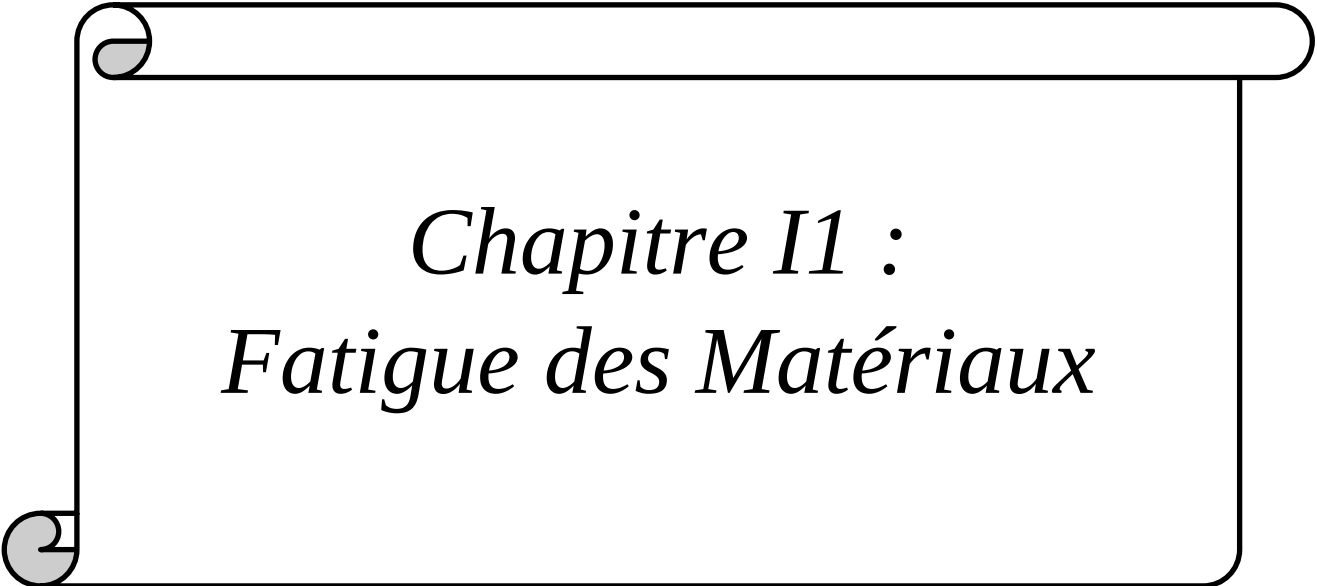
I.4.3 Contraintes résiduelles thermiques

Quel que soit le mode d'élaboration du bimatériau à l'état solide ou liquide, des contraintes résiduelles apparaissent au cours du refroidissement et sont introduites dans la céramique et dans le métal du fait de la différence des coefficients de dilatation thermique de ces deux matériaux. Ces contraintes fragilisent la céramique au voisinage de l'interface et créent des microfissures dans la céramique, provoquant

ainsi la rupture de celle-ci à une contrainte beaucoup plus faible que celle de la céramique non liée au métal ^[42].

I.5 Conclusion

Les assemblages de type céramique/métal sont classés parmi les matériaux hétérogènes, présentent un grand intérêt scientifique du fait que leur champ d'application dans le monde industriel s'élargit sans cesse. Ainsi, ils occupent une place importante dans le domaine de la recherche. Plusieurs types d'endommagement apparaissent et se développent lorsque les bimatériaux sont soumis à un chargement cyclique. La complexité des jonctions céramo métalliques nécessite une modélisation plus complexe que celle des matériaux homogènes et une analyse détaillée pour pouvoir comprendre leur comportement en rupture par fatigue.



Chapitre I1 : Fatigue des Matériaux

II.1 Définition et grandeur générales

Les ruptures mécaniques dues au phénomène de fatigue ont engendré de nombreuses catastrophes. Toutefois, il convient de relativiser le nombre de structures ayant rompu par rapport au nombre de celles ne présentant pas de rupture grâce à un dimensionnement adapté. Les ruptures par fatigue sont bien souvent le fruit de l'interaction pénalisante de plusieurs éléments (chargements complexes, temps, environnement, multi axialité etc.). C'est l'accident, en 1842, d'un train reliant Paris à Versailles (dans lequel une cinquantaine de personnes périrent), dû à la rupture d'un essieu de locomotive, qui déclencha le début des études sur ce phénomène. Historiquement, le mot "fatigue" a été introduit dans les années 1840-1850 pour qualifier les ruptures apparaissant suite à des sollicitations répétées. August Wöhler fut le premier à étudier de manière scientifique la rupture d'axes d'essieu de train sous sollicitations répétées ^[43]. En représentant ses résultats d'essais sur des diagrammes "amplitude de contrainte appliquée - nombre de cycles à rupture" (diagramme S-N, S pour "Stress", N pour "Number of cycles to failure"), il montra que la durée de vie diminuait lorsque l'on augmentait l'amplitude de contrainte, et qu'il semblait exister une amplitude de contrainte en dessous de laquelle les éprouvettes ne rompent pas (la limite de fatigue). Ce diagramme appelé par la suite diagramme de Wöhler, est usuellement scindé en deux domaines : le domaine de la fatigue oligocyclique (dite aussi fatigue à faible nombre de cycles) et le domaine de fatigue polycyclique (dite aussi fatigue à grand nombre de cycles). Du point de vue comportemental, le domaine des faibles nombres de cycles correspond habituellement pour les métaux à une plasticité non négligeable, tandis que pour le domaine des grands nombres de cycles, la plasticité est habituellement nulle ou quasi-nulle. La transition entre les deux domaines est donc fonction du matériau, mais en général, elle se produit vers les 10^5 cycles.

On peut également trouver le terme d'endurance illimitée pour qualifier la zone des très grands nombres de cycles ($> 10^7$ ou 10^8 cycles), même si certains auteurs pensent que la limite de fatigue des matériaux est nulle pour les très grands nombres de cycles (fatigue giga-cyclique) ^[44]. La limite de fatigue à 10^6 cycles est conventionnellement notée σ_f et est la valeur utilisée en ingénierie ; la limite de fatigue asymptotique est notée σ_f^∞ (figure II.1). Nous pouvons d'ores et déjà pointer du doigt la dispersion expérimentale des valeurs de limite asymptotique. La courbe de Wöhler retenue pour caractériser et modéliser le comportement en fatigue du matériau est la courbe passant au mieux dans ce nuage de points. De ce fait, il est évident que certains points expérimentaux (ceux situés loin de la courbe de modélisation) seront mal pris en compte lors d'une modélisation du phénomène de fatigue. Rendre probabiliste cette courbe de fatigue permet de résoudre en partie ce problème.

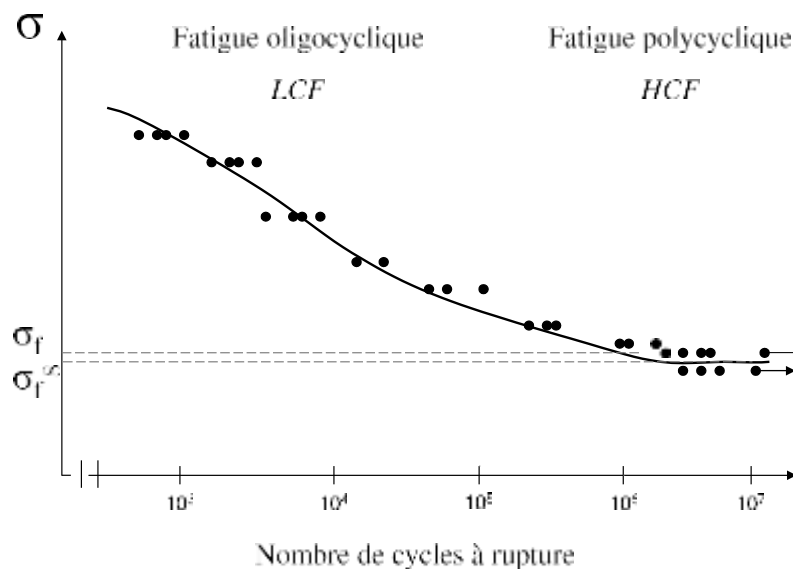


Figure II.1: Représentation classique d'un diagramme S-N de Wöhler

Les contraintes périodiques qui existent en service sont schématisées figure II.2. Cette figure illustre les quantités descriptives de ces cycles, grandeurs qui seront grandement utilisées dans ce manuscrit, à savoir notamment,

- $\sigma_{\min}$ et $\sigma_{\max}$ les contraintes minimales et maximales pour un chargement cyclique
- σ_a l'amplitude de la contrainte ($\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$),
- $\Delta\sigma$ la variation de contrainte sur un cycle ($\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$), ou amplitude crête à crête de la contrainte,
- $\bar{\sigma}$ la contrainte moyenne ($\bar{\sigma} = (\sigma_{\min} + \sigma_{\max})/2$).

Nous pouvons aussi définir le rapport de charge en contrainte (R_σ) comme étant le rapport $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ (de manière similaire, les rapports de charge en déformation R_ϵ ou force R_F seront le rapport de la valeur minimale sur la valeur maximale).

Différents contributeurs participèrent à la compréhension du phénomène de fatigue. Nous pouvons noter les travaux fondamentaux suivants qui donnèrent lieu à des concepts et/ou un vocabulaire que nous emploierons largement dans la suite de ce manuscrit. Tout d'abord, même si les travaux expérimentaux de Wöhler traitent de l'amplitude de contrainte appliquée, de nombreux essais furent par la suite réalisés en déformation contrôlée. Toujours dans la même optique, les résultats sont consignés dans un diagramme représentant l'amplitude de déformation appliquée, fonction du nombre de cycles à rupture.

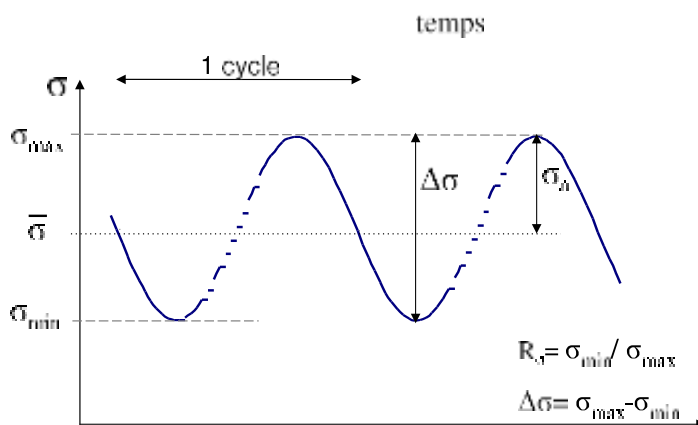


Figure II.2 : Nomenclature usuelle pour un chargement de fatigue d'amplitude constante

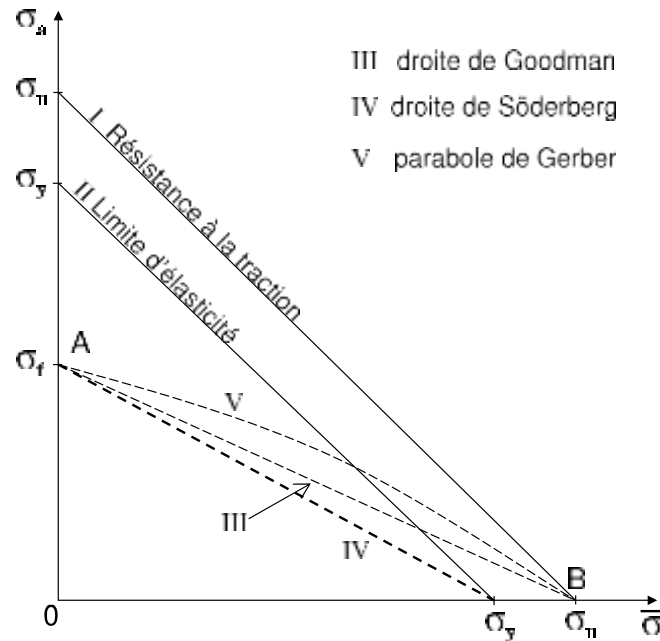
Ce diagramme est dit diagramme de Manson-Coffin ^[45]. Outre la représentation de l'influence de l'amplitude de sollicitation sur la durée de vie, de nombreux travaux furent (et sont toujours) consacrés à l'influence de la contrainte moyenne ^[46] définie comme étant

$$\bar{\sigma} = (\sigma_{\min} + \sigma_{\max})/2 \quad (2.1)$$

où $\sigma_{\max}$ et $\sigma_{\min}$ sont les contraintes maximales et minimales sur un cycle de sollicitation. Ainsi, de nombreux auteurs ont cherché à représenter et à modéliser l'influence de la contrainte moyenne et celle de la contrainte appliquée sur la durée de vie. Les représentations les plus couramment exploitées sont :

Le diagramme de Haigh– Sur ce diagramme (figure II.3), l'amplitude de la contrainte σ_a est portée en fonction de la contrainte moyenne $\bar{\sigma}$ à laquelle a été réalisé l'essai de fatigue. Tracé en général pour un nombre de cycles à rupture donné (par exemple 10^6), deux points particuliers sont à noter :

- le point A qui représente la limite de fatigue σ_f , en sollicitation alternée symétrique ($\bar{\sigma} = 0$) ;
- le point B qui représente le comportement limite du matériau pour une amplitude de contrainte nulle ($\sigma_a = 0$). Ce point correspond schématiquement la contrainte maximale de rupture (ou contrainte ultime) σ_u du matériau au cours d'un essai quasi-statique monotone.

Figure II.3 : Représentation classique d'un diagramme de Haigh

Le domaine limité par la courbe AB et les deux axes de coordonnées représente le domaine de d'endurance illimitée (ou tout du moins supérieur à la limite de fatigue considérée). Plusieurs modélisations ont été proposées qui permettent de construire un diagramme d'endurance approché lorsque l'on ne connaît que la limite de fatigue sous sollicitation symétrique et les caractéristiques mécaniques statiques (contrainte ultime σ_u , limite d'élasticité σ_y) du matériau:

- Droite de Goodman(III)

$$\sigma_a = \sigma_f^\infty \left(1 - \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_u}\right) \quad (2.2)$$

- Droite de Söderberg(IV)

$$\sigma_a = \sigma_f^\infty \left(1 - \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y}\right) \quad (2.3)$$

- Parabole de Gerber(V)

$$\sigma_a = \sigma_f^\infty \left[1 - \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_u}\right)^2\right] \quad (2.4)$$

Le diagramme de Goodman-Smith ^[46] – Les contraintes maximale et minimale sont représentées en fonction de la contrainte moyenne, $\bar{\sigma}$ pour un nombre de cycles à rupture donné (figure II.4). Nous pouvons mentionner les points particuliers suivants :

- les points A à contrainte moyenne nulle $\bar{\sigma} = 0$ (cas d'un chargement symétrique) ;
- le point B à amplitude de contrainte nulle $\sigma_a = 0$;
- le point C à contrainte minimum nulle $\sigma_{\min} = 0$ (cas d'une contrainte répétée).

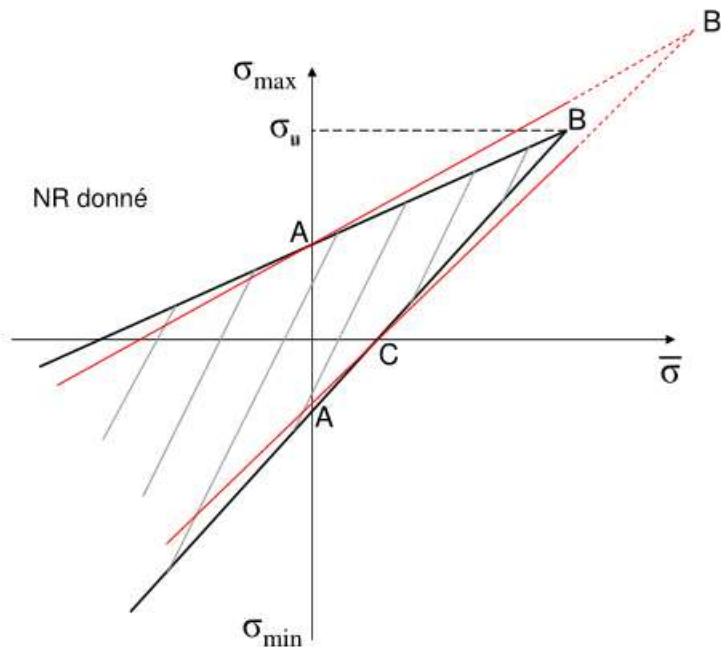


Figure II.4 : Représentation classique d'un diagramme de Goodman-Smith pour un NR donné (les points situés dans la zone hachurée ont une durée de vie supérieure au NR donné).

On remarque toutefois, que le faisceau ne converge pas toujours en B (σ_u ; σ_u), mais en un point B' situé plus loin.

II.2 Endommagement et amorçage

La rupture par fatigue est un processus lent qui s'amorce à l'échelle microscopique pour finir à l'échelle macroscopique (celle de la structure) lorsque la pièce rompt et/ou est mécaniquement altérée par une fissure de taille telle que le fonctionnement de la structure n'est plus optimal (i.e. une fissure que nous pourrions décrire comme étant "visible à l'œil nu").

Endommagement—C'est en 1958 avec les travaux de Kachanov que naît la mécanique de l'endommagement continu via l'introduction de la variable d'endommagement D (variable d'état telle que $0 \leq D \leq 1$) qui représente la densité surfacique de micro-cavités ou de micro-fissures dans un plan d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER). Quelques années plus tard la notion de contrainte effective est introduite par Rabotnov (1969),

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (2.5)$$

En 1971, Lemaitre propose un principe d'équivalence en déformation : la contrainte réelle σ =force/surface est celle à utiliser pour écrire l'équilibre mécanique (en 3D, $\text{div} \sigma = 0$ si les forces de volume sont négligées), la contrainte effective $\bar{\sigma}$ est employée pour écrire le comportement du matériau endommagé (ainsi $\bar{\sigma} = \sigma / (1 - D)$ = $E : \varepsilon^e$ si E est le tenseur d'élasticité et ε^e la déformation élastique). Ceci conduit notamment à la mesure de l'endommagement comme une perte de raideur élastique ^[47]. Cette notion de contrainte effective permet ainsi de décrire l'endommagement et son effet sur le comportement de manière macroscopique.

La potentielle thermodynamique est l'énergie spécifique de Helmholtz ψ qui dépend des variables d'état observables (déformation ε , température T) et des variables internes (écrouissements, endommagement). Les lois d'état en découlent. La variable thermodynamique associée à l'endommagement D est la variable $\bar{Y}$ définie comme étant l'opposée du taux de restitution de densité d'énergie $Y = \bar{Y}$. Le potentiel

d'évolution F fournit, par normalité, les lois d'évolution des variables internes décrivant les processus irréversibles.

On obtient ainsi la loi d'évolution de l'endommagement ^[48],

$$\dot{D} = \dot{Y} \frac{\partial F}{\partial Y} \quad (2.6)$$

avec,

- F , le potentiel d'évolution. Pour un modèle non associé, il est la somme de la fonction seuil f (définissant le domaine d'élasticité par $f < 0$), d'un potentiel d'évolution de l'écrouissage cinématique (X) F_X et d'un potentiel d'endommagement F_D .

- Y , le taux de restitution de densité d'énergie dérive de l'énergie spécifique de Helmholtz ψ comme $Y = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial D}$

Les jeux d'équations sont alors,

$$F = f + \frac{3}{4X_\infty} \mathbf{X} : \mathbf{X} + F_D \quad (2.7)$$

$$F_D = \frac{s}{(s+1)(1-D)} \left(\frac{Y}{s} \right)^{s+1} \quad (2.8)$$

$$Y = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial D} = \frac{\sigma_{eq}^2}{2E(1-D)^2} R_v \quad (2.9)$$

où $R_v = \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu)\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right)^2$ est la fonction de triaxialité dans laquelle σ_H est la contrainte hydrostatique et σ_{eq} la contrainte équivalente de von Mises. On pourra noter par la suite le taux de tri axialité des contraintes comme le rapport $T_X = \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}$. Finalement, la loi d'évolution (2.6) prend la forme de la loi de Lemaitre,

$$\dot{D} = \left(\frac{Y}{s} \right)^s \dot{P} \quad si P \geq P_D \quad (2.10)$$

où P_D est le seuil d'endommagement par exemple lié à l'énergie stockée dans le matériau ^[49]. S et s sont des paramètres caractéristiques du matériau.

D'un point de vue physique, l'endommagement des métaux s'accompagne de déformations plastiques. Initialement représenté par un scalaire D , l'endommagement a par la suite pris l'expression d'un tenseur d'ordre 4^[50] ou, plus simple, d'ordre 2^[51] pour exprimer l'anisotropie. La mécanique de l'endommagement a depuis été largement utilisée pour prédire la rupture en fatigue.

Amorçage d'une fissure—Tout d'abord, il convient de préciser que nous parlons ici de quelque chose de relativement difficile à quantifier, dépendant de l'échelle d'observation. Même s'il semble largement admis que l'amorçage correspond à l'apparition d'une fissure d'une longueur équivalente à quelques grains du matériau, il est néanmoins dépendant du moyen d'observation. Il sera plus facile de quantifier cet amorçage lors d'essais de laboratoire sur petites éprouvettes, que sur des structures industrielles massives. Ceci s'illustre parfaitement via les propos de Kujawski et Ellyin (1992) qui résument la situation en disant que "habituellement, on définit l'amorçage de fissure par une taille de fissure spécifique arbitraire. Cette taille de fissure varie de la taille de grain à environ 50- 100 μm , cela dépend du matériau et de l'échelle observée".

L'amorçage peut être considéré à l'échelle cristallographique si l'on s'intéresse précisément à la naissance des fissures trans-granulaires ; l'amorçage peut aussi être considéré comme la naissance de méso-fissures que l'on peut conceptuellement relier à la notion d'endommagement.

La mécanique de l'endommagement permet d'estimer la taille de la première fissure amorcée au sens d'une transition entre mécanique de l'endommagement et mécanique de la rupture. L'énergie dissipée par l'amorçage d'une méso-fissure en termes de mécanique de l'endommagement continu peut aussi être quantifiée par la mécanique de la rupture ou de la fissuration. La longueur de la première fissure amorcée (δ_0) vérifiant les deux mécanismes est^[52]:

$$\delta_0 \approx \frac{G_c}{\frac{\sigma_u^2}{2E} D_c + \sigma_u \varepsilon_{pR}} \quad (2.11)$$

avec E le module d'Young, σ_u la contrainte ultime, G_c le taux de restitution d'énergie critique du matériau, ε_{pR} la déformation plastique à rupture.

Si on applique cette relation (2.11) à notre matériau alliage de titane, nous obtenons $\delta_0 = 10$ à 30 microns.

Pour les bimatériaux céramique /métal, l'avancée de fissure se fait par la propagation de fissure fragile progressive. On réalise alors des essais par déchirure sous chargement monotone, et on trouve des taux de restitution d'énergie critique. Une estimation de la première taille d'amorce est pour le bimatériau $\text{Al}_2\text{O}_3 / \text{Cu} = 10$ à 50 microns.

II.3 La fatigue sous sollicitation multiaxiale

II.3.1 Sollicitations mécanique

a. Généralités

Lorsque l'on s'intéresse à la fatigue multiaxiale, il est fondamental de connaître et de pouvoir prendre en compte les six composantes du tenseur des contraintes ou déformations (i.e. σ_{ij} ou ε_{ij}), ces six composantes ainsi que leurs évolutions ayant une influence sur la durée de vie de la pièce ainsi sollicitée. Lors d'une étude de fatigue, les données prépondérantes sont les contraintes principale σ_I, II, III , déformations principales $\varepsilon_{I,II,III}$ et/ou cisaillements maximaux. Introduisons les plans octaédriques comme les huit plans faisant des angles égaux avec les trois directions principales des contraintes. La contrainte de cisaillement sur ces plans est ;

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2} \quad (2.12)$$

La contrainte normale à un plan octaédrique est la contrainte hydrostatique ;

$$\sigma_{oct} = \sigma_H = \frac{1}{3}(\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}) \quad (2.13)$$

Et la déformation de cisaillement œuvrant sur un plan octaédrique est :

$$\gamma_{oct} = \frac{2}{3}\sqrt{(\varepsilon_I - \varepsilon_{II})^2 + (\varepsilon_{II} - \varepsilon_{III})^2 + (\varepsilon_{III} - \varepsilon_I)^2} \quad (2.14)$$

Comme nous l'avons déjà sous-entendu plus haut, les déformations plastiques cycliques peuvent jouer un rôle prépondérant dans les phénomènes de fatigue. De fait, leur compréhension et leur prise en compte sont des points clés. Un critère usuel utilisé pour définir le domaine élastique des métaux isotropes est le critère de von Mises dont l'expression est :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}\boldsymbol{\sigma}^D : \boldsymbol{\sigma}^D} = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2)} \leq \sigma_y \quad (2.15)$$

Où σ_y est la limite d'élasticité du matériau, $\boldsymbol{\sigma}^D$ le déviateur des contraintes.

b. Historique des essais biaxiaux

Les essais de fatigue uni axiaux, même s'ils ne sont (par définition) pas représentatifs des chargements multiaxiaux réels, sont encore de nos jours largement réalisés du fait de leur simplicité d'exécution et d'analyse. Ils permettent à moindre coût d'obtenir des informations quant au comportement du matériau étudié. Toutefois, le besoin d'étudier le comportement des matériaux sous des chargements complexes multiaxiaux (auxquels ils sont réellement soumis lors de l'exploitation) devient de plus en plus courant. Les premiers essais multiaxiaux furent des essais de traction-compression/torsion ou traction-compression/pression interne effectués sur des éprouvettes tubulaires cylindriques ^[53]. Ce genre de sollicitation est en général non

alterné (à rapport de charge R_σ positif). Les essais de traction-compression biaxiale sur éprouvette en croix nécessitant un appareillage constitué de quatre vérins orthogonaux et des moyens importants sont plus complexes (en terme surtout d'asservissement) mais aussi de mesures. Ils sont encore relativement rares mais en plein essor. Principalement trois types d'essais sont réalisés sur ce genre d'éprouvette cruciforme :

– **des essais de caractérisation.** Ce sont les plus réalisés : ils présentent l'avantage de s'affranchir d'un dimensionnement fastidieux de l'éprouvette du fait que l'amorçage en zone soumise exclusivement à une sollicitation biaxiale n'est pas nécessaire. En outre, la durée d'essai est courte puisqu'une (ou quelques) charge-décharge est suffisante. Nous pouvons par exemple citer ^[54] qui s'intéressent aux surfaces d'élasticité en biaxial.

De même ^[55] utilisent des mesures thermiques pour valider un critère de fatigue multiaxiale. Enfin, la propagation de fissure sous sollicitation biaxiale a été étudiée par exemple par ^[56].

– **des essais de fatigue à faible nombre de cycles.** Ils sont assez courants et nombre d'entre eux s'intéressent au double phénomène de fatigue-fluage. Les premiers essais biaxiaux à faible nombre de cycles ont été menés par ^[57]. Par la suite d'autres auteurs ont proposé des géométries d'éprouvettes biaxiales et ont réalisé des essais du même type ^[58-60]. Des études sur le comportement de joints soudés soumis à des sollicitations multiaxiales ont été également menées sur éprouvettes cruciformes ^[61]. Citons encore ^[62] qui a effectué des essais de fatigue à faible nombre de cycles, pour différents types de sollicitations (proportionnelles, non proportionnelles, isothermes ou anisothermes jusqu'à 600°C), sur une éprouvette en forme de croix de Malte en acier de type 30CD9-10.

– **des essais de fatigue à grand nombre de cycles.** Ils sont peu courants. Les études ^[63] a fait des essais biaxiaux de fatigue entre 10^5 et 10^6 cycles sur de l'acier 10HNAP.

Aussi ^[64] a réalisé des essais à grand nombre de cycles sur un matériau représentatif d'une soudure aluminium. Récemment ^[65] ont réalisé de tels essais sur un matériau caractéristique des pièces rotatives de moteurs aéronautiques. La machine ASTREE a également permis à J.-M. Virely de réaliser des essais de ce genre ^[66]. Tout comme les essais à faible nombre de cycles, leur réalisation s'explique par la volonté de compléter les bases de données expérimentales (aux rapports de charge négatifs par exemple) et de pouvoir prolonger la durée de vie des composants tout en assurant une sécurité optimale vis à vis de leur résistance.

Des essais triaxiaux peuvent aussi permettre de caractériser le comportement multiaxial d'un matériau. Toutefois, compte tenu de la rareté des machines d'essai triaxiales, et de la difficulté d'analyse des résultats de mesure (sans parler de la difficulté de réalisation) ce sont des essais très rares ^[67].

II.3.2 Critères de fatigue multiaxiale

Nous nous proposons ici de décrire de manière succincte, les principales approches et les principaux critères permettant de justifier une pièce à la tenue en fatigue. Une présentation plus détaillée et plus complète peut être trouvée par exemple dans ^[68]. Généralement, les approches en contraintes sont appliquées à la fatigue polycyclique où les essais sont réalisés en contrainte imposée. Les approches en déformations sont issues de la fatigue oligocyclique via des essais en déformation contrôlée principalement. Finalement, les approches énergétiques présentent l'avantage de considérer à la fois contrainte et déformation dans leur formulation, et peuvent donc s'appliquer aux deux domaines de la fatigue.

a. Modèles en amplitude – Critères en déformations

La base commune aux modèles en amplitude provient du formalisme de Manson- Coffin ^[45, 69] où, lorsque l'on se trouve dans la zone oligocyclique, les

déformations plastiques sont prépondérantes et le nombre de cycles à rupture (N_R) est relié à l'amplitude de déformation plastique par une loi puissance :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f (2N_R)^c \quad (2.16)$$

Avec ε_f la ductilité en fatigue, et l'exposant c un paramètre.

Pour les grands nombres de cycles, les déformations plastiques étant négligeables, on a alors sur le même principe que précédemment le modèle de Basquin (1910) :

$$\frac{\Delta \sigma_p}{2} = \sigma_f (2N_R)^b \quad (2.17)$$

avec b un paramètre et σ_f la limite à rupture du matériau en traction monotone.

L'équation de Manson-Coffin-Basquin est alors basée sur la décomposition entre amplitudes de déformations élastiques et plastiques et s'écrit sous la forme :

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2N_R)^b + \varepsilon_f (2N_R)^c \quad (2.18)$$

Cette équation a ensuite été modifiée par Morrow ^[70] afin de tenir compte de l'influence de la contrainte moyenne.

Les critères présentés par la suite sont donc basés sur l'équation de Manson-Coffin où l'amplitude de déformation plastique uni-axiale est remplacée par une amplitude de déformation totale ou plastique équivalente.

Modèle de Manson-Halford—Dans ce modèle, les auteurs ^[71] proposent une expression de la déformation équivalente dépendant du taux de triaxialité, rapport de la contrainte hydrostatique sur la contrainte de von Mises T_x ;

$$\Delta \varepsilon_{eq}^t = \Delta \varepsilon_{eq}^e + \beta \Delta \varepsilon_{eq}^p \quad (2.19)$$

avec :

$$\beta = T_x \text{ si } T_x \geq 1 \quad (2.20)$$

$$\beta = \frac{1}{2-T_x} \text{ si } T_x < 1 \quad (2.21)$$

Critère de Brown-Miller– Les auteurs ont établi leur critère de résistance à la fatigue ^[72] sur le principe que l'amplitude de cisaillement maximum ($\Delta\gamma_{\max}$) gouverne l'amorçage de fissure et que la propagation de celle-ci est pilotée par l'amplitude de déformation normale ε_n au plan de cisaillement maximum (approche de type plan critique);

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} + S\varepsilon_n \leq cste \quad (2.22)$$

avec S un paramètre "matériau".

Par la suite, une modification fut introduite par ^[73] conduisant au modèle suivant :

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} + S\varepsilon_n = [1 + V + (1 - V)s] \frac{(\sigma'_f - 2\bar{\sigma}^0)}{E} (2N_R)^b + (1.5 + 0.5s)\varepsilon'_f (2N_R)^c \quad (2.23)$$

avec $\bar{\sigma}^0$ la contrainte moyenne normale, σ'_f , ε'_f , b, c et s des paramètres de fatigue du matériau.

En faisant la distinction entre les matériaux sensibles à une contrainte de cisaillement et ceux sensibles à une contrainte normale en terme d'amorçage, les deux critères suivant sont exposés.

Modèle de Fatemi-Socie– Ce modèle ^[74] s'applique aux matériaux sensibles à la contrainte de cisaillement, et est défini par ;

$$\frac{\Delta\gamma_n^{\max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_n^{\max}}{\sigma_y} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2N_R)^b + \gamma'_f (2N_R)^c \quad (2.24)$$

avec $\frac{\Delta\gamma_n^{\max}}{2}$ l'amplitude maximale de cisaillement dans le plan de normale $\vec{n}$, $\sigma_n^{\max}$ le maximum de la contrainte normale à ce plan, σ_y la limite d'élasticité, k une constante déterminée expérimentalement, G le module de cisaillement et τ'_f, γ'_f , b, c les coefficients de la loi de Manson-Coffin-Basquin (coefficients et exposants liés à la limite de fatigue et à la ductilité).

Modèle SWT–Ici les auteurs ^[75] proposent l'expression suivante pour les matériaux sensibles à la contrainte normale ;

$$\sigma_n^{max} \frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f^2}{E} (2N_R)^{2b} + \sigma_f \varepsilon_f (2N_R)^{b+c} \quad (2.25)$$

Avec $\sigma_{\max}$ le maximum de la contrainte normale dans le plan de normale $\vec{n}$, E le module d'Young, et $\sigma_f, \varepsilon_f, b, c$ coefficients et exposants liés à la limite de fatigue et à la ductilité.

b. Critères en contraintes

Ces critères sont quant à eux indiqués pour les cas de fatigue à grand nombre de cycles, où il n'y a pas de déformation plastique. Le formalisme commun à ces critères est une inégalité où intervient une variable fonction du chargement cyclique et une variable fonction du chargement moyen. Si la combinaison de ces deux termes est inférieure à une valeur donnée, la structure reste dans le domaine de l'endurance illimitée. Parmi les principaux critères, nous trouvons les suivants :

Critère de Sines, critère de Crossland– Ces deux critères sont fonction de l'amplitude de la contrainte de cisaillement octaédrique (τ_{oct}), et de la pression hydrostatique moyenne ($\bar{\sigma}_H$) au cours du cycle dans le critère de Sines^[76], ou de la pression hydrostatique maximum (σ_{Hmax}) dans le critère de Crossland^[77]. Ces critères ont la forme :

$$\tau_{oct} + \alpha(P^*) \leq b \quad (2.26)$$

Avec $P^* = \bar{\sigma}_H$ ou σ_{Hmax}

Critère de Dang Van– Ce critère considère que, lors d'un chargement devant conduire à la ruine de la structure, le matériau poly cristallin s'adapte à l'échelle macroscopique, mais que certains grains sont le siège d'une déformation plastique cyclique stabilisée qui conduira à l'amorçage. La première définition du critère est la suivante^[78] :

$$\forall \vec{n}, \forall t, \quad \tau(\vec{n}, t) + \alpha \sigma_H^t \leq b \quad (2.27)$$

Avec $\tau(\vec{n}, t)$ à contrainte microscopique de cisaillement sur le plan de normale $\vec{n}$ à l'instant t , et σ_H^t la pression hydrostatique à l'instant t .

En modifiant légèrement cette expression, pour la rendre plus aisée à calculer, le critère est réécrit suivant la forme ^[78] :

$$\forall t, \tau(t) + \alpha \sigma_H^t \leq b \quad (2.28)$$

avec l'expression du cisaillement maximum $\tau(t)$ tel que $\tau(t) = \frac{\sigma_I(t) - \sigma_{III}(t)}{2}$ où σ_I (resp. σ_{III}) est la contrainte principale maximale (resp. minimale).

Dans la même lignée, nous pouvons citer le critère de Papadopoulos ^[79] qui diffère de l'approche de Dang Van par le type de critère de plasticité décrivant le comportement du grain (Tresca pour Dang Van, von Mises pour Papadopoulos) et en ne considérant plus la valeur maximale de la contrainte de cisaillement, mais sa moyenne quadratique sur toutes les facettes du chargement.

Morel utilise les mêmes approches mésoscopiques de type plan critique en introduisant le concept d'adaptation élastique pour décrire le non amorçage de fissure ^[80]. La déformation plastique mésoscopiques cumulée est considérée comme étant le paramètre d'endommagement. Cette approche a récemment été rendue probabiliste via la prise en compte des hétérogénéités structurales.

Critère de Mataké– Ce critère prend la forme suivante :

$$\tau(\vec{n}) + \alpha \sigma(\vec{n}) \leq b \quad (2.29)$$

Avec $\tau(\vec{n})$ la demi amplitude de cisaillement sur un plan de normale $\vec{n}$ et $\sigma(\vec{n})$ la contrainte normale maximale sur le plan de normale $\vec{n}$.

c. Critères énergétiques

Ces critères sont basés sur la densité d'énergie dissipée par cycle (cas des faibles nombres de cycles où il y a dissipation), ou sur la densité d'énergie de distorsion élastique ^[81].

$$W_t^* = W_e^* + W_p^* \leq c \quad (2.30)$$

Avec W_e^* une énergie de déformation élastique modifiée, prenant en compte l'effet de contrainte moyenne, et W_p^* l'énergie de déformation plastique modifiée afin de

prendre en compte l'effet de la triaxialité des contraintes.

Critère de Varvani-Farahani– Le critère proposé par ^[82] borne la somme des variations d'énergies normale et tangentielle au plan critique, où les cercles de Mohr sont les plus grands, durant le chargement.

Modèle de Amiable– Ce modèle est basé sur la densité d'énergie dissipée à chaque cycle W_{cy} , et prend en compte l'effet de la triaxialité. En s'inspirant des travaux de Dang Van, la densité d'énergie dissipée par cycle est pondérée par un terme fonction de la pression hydrostatique maximum σ_{Hmax} de type Crossland :

$$W^* = (W_{cy} + \alpha \sigma_{Hmax}) N_R^\beta \leq c \quad (2.31)$$

avec α , β et c des paramètres "matériau".

Critère de Banvillet– Ce critère énergétique ^[83] de fatigue à grand nombre de cycles est basé sur la densité volumique de travail des déformations plastiques fourni par cycle. L'hypothèse principale est (dans un cadre thermodynamique) que le micro-endommagement ne peut s'amorcer ni augmenter, de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique, sans donner d'énergie à chaque volume élémentaire du matériau. Ce critère reprend les hypothèses ^[84] en les étendant aux cas non proportionnels, avec ou sans contrainte moyenne.

II.4Conclusions

Nous avons vu dans cette partie que les sollicitations multiaxiales sont présentes dans de nombreuses pièces industrielles. Les ruptures par fatigue ont été étudiées pour la première fois dans les années 1840. De nombreux contributeurs ont tenté, et tentent toujours de cerner les facteurs aggravants ou bénéfiques entrant en jeux dans les phénomènes de fatigue. Plusieurs critères (présentés en trois grandes classes) permettent de prédire l'amorçage de fissure ou non dans une pièce. Des modèles d'endommagement de fatigue existent dans la littérature. Certains ont l'avantage d'être incrémentaux (donc de suivre les séquences de chargement réel) et de prédire

un nombre de cycles à amorçage sous chargement non proportionnel, en an isotherme.

La justification à la fatigue de pièces industrielles reste un problème ouvert, du fait principalement de la concomitance d'événements intervenant et rendant ce phénomène difficile à cerner. On trouve dans la littérature de nombreux essais réalisés sur éprouvettes tubulaires pour tenter de mieux comprendre le phénomène de fatigue multiaxiale : or les sollicitations appliquées sur ce genre d'éprouvette sont difficilement représentatives des sollicitations réellement perçues par la majorité des structures. Il apparaît que des essais de fatigue bi axiale (dans le plan) à grand nombre de cycles sont en revanche peu courants. Le troisième chapitre à venir s'attache donc à présenter une campagne de simulation menée sur éprouvettes en croix soumises à des sollicitations de fatigue bi axiale et ainsi à caractériser l'influence de la multi axialité sur l'amorçage de fissures.

*Chapitre III :
Résultats et discussions*

III.1 Introduction

La région proche de l'interface entre les matériaux avec différentes propriétés mécaniques et thermiques est vulnérable à la dégradation et à l'échec à cause de la concentration de contrainte ^[85]. Les fissures initiées à cause de cette concentration de contraintes ont tendance à présenter la mixité du mode, par rapport à des fissures équivalentes amorcées dans les matériaux homogènes, en raison de l'asymétrie des propriétés élastiques et plastiques ^[86,87]. Les interactions de l'asymétrie des propriétés élastiques, plastiques et thermiques ne sont pas bien comprises, même si des progrès importants ont été réalisés ^[88]. Le cas d'une fissure le long d'une interface entre les matériaux fragile et ductile a été étudié intensivement, à la fois expérimentalement ^[89] et théoriquement ^[86,90]. Le cas d'une fissure orientée parallèlement à l'interface et se trouve près d'elle, a reçu moins d'attention ^[91]. Hutchinson et al. ^[92] a adapté la solution pour une fissure inter faciale à une fissure légèrement déplacée de l'interface, et a obtenu une relation entre le FIC pour la fissure hors interface et le FIC complexe pour la fissure inter faciale correspondante. Cela a été étendu à une fissure dans un matériau ductile près de l'interface avec un matériau fragile ^[87].

Ritchie et ses collègues ^[93] ont mené des études approfondies sur la fissuration de la céramique /métal/céramique de l'échantillon sandwich. Les fissures dans la région de céramique, d'abord à moins de 500 μm de l'interface, déviées vers la couche ductile, qui a conduit à des propagations de la fissure qui alternait entre l'interface et la région de céramique. Les fissures initialement situées plus loin de l'interface ne sont pas déviées sensiblement. Pour les échantillons de verre/cuivre, des fissures situées dans le verre, elles sont déviées vers la couche de cuivre en raison de la conformité plus élevée du verre. Les propagations de la fissure observées ont été régies par une combinaison de propriétés élastiques et plastiques.

Des travaux de recherche ont montré que l'intégral J dépend de la longueur de la

fissure et du champ de contraintes d'origine thermique et mécanique et le glissement des lèvres de la fissure est provoqué par l'effet des contraintes résiduelles tangentiels. L'augmentation progressive du chargement mécanique mène à l'intensification des contraintes normales de tension, qui causent l'ouverture de la fissure. Par conséquent la combinaison des deux effets contribue à l'augmentation du paramètre J jusqu'à une valeur maximum et la fissure est propagée en mode mixte [94]. Les valeurs extrêmes du paramètre J diminuent avec l'augmentation de la taille de fissure, ceci est probablement dû de l'intensification des efforts mécaniques de tension [94].

Notre travail consiste à l'étude de l'effet d'une région avec et sans l'effet de gradient sur la

Propagation de la fissure aux interfaces des bimatériaux. Les deux matériaux (alumine graduée et époxy) de natures différentes ont assemblés par frittage, le comportement du premier matériau est élastique et celui du second matériau est plastique. L'époxy est utilisé comme des joints adhésifs pour assurer l'assemblage de deux plaques en aluminés contiennent teneur d'époxy. Les fissures se situent dans une section plus rigide de l'alumine graduée, très étroite à l'interface, et sont orientés parallèlement à cette interface. L'analyse par éléments finis a été utilisée pour calculer les facteurs d'intensité de contraintes en pointe de fissure et de prévoir les chemins de propagation des fissures près de l'interface.

III.1 Modèle géométrique

Le modèle géométrique choisi est une poutre composée de deux matériaux alumine graduée- époxy (55x6x6mm), celle-ci est soumise à un essai de flexion quatre points. Le joint du bimatériau contient typiquement des contraintes résiduelles [95] qui surgissent pendant le processus de fabrication quand l'assemblage est refroidi à partir de hautes températures T_{el} jusqu'à la température ambiante T_{am} . Vu la taille de

l'échantillon on a assumé que la distribution de la température dans l'assemblage est uniforme. La fissure sub-interfaciale se trouve dans l'alumine graduée et au voisinage proche de la jonction de deux matériaux assemblés ; elle est débouchant et orientée parallèlement à l'interface (Fig.III.1(a)). Elle est située à proximité de l'interface. L'effet combiné des contraintes résiduelles et de la charge cyclique peut faire échouer l'assemblage, et réduit sa durabilité et ceci est dû aux mécanismes de l'endommagement.

Dans cette analyse numérique par la méthode des éléments finis, la plaque est modélisée par des éléments quadri latéraux à huit nœuds de type isoparamétrique (Fig.III.1(b)) dont le nombre total est de 30749 éléments et de 93598 nœud. Pour obtenir des résultats précis le maillage est relativement raffiné à l'interface et en pointe de fissure (voir la figure. III.1 (c)).

III.2 Propriétés thermomécaniques de matériaux

Les essais mécaniques (4PB) ont prouvé que la résistance à la rupture de l'interface et à proximité de la jonction dans l'alumine graduée dépend de la différence entre les propriétés mécaniques des deux matériaux assemblés ^[96]. On observe les ruptures cohésives en alumine graduée aux niveaux des contraintes beaucoup inférieurs que la rupture du même matériau non lié à un époxy ^[97]. Généralement, le point de fusion et la résistance mécanique de l'alumine graduée sont plus élevés que ceux de l'époxy. Par conséquent, un matériau malléable a un comportement plastique et le matériau fragile est purement élastique.

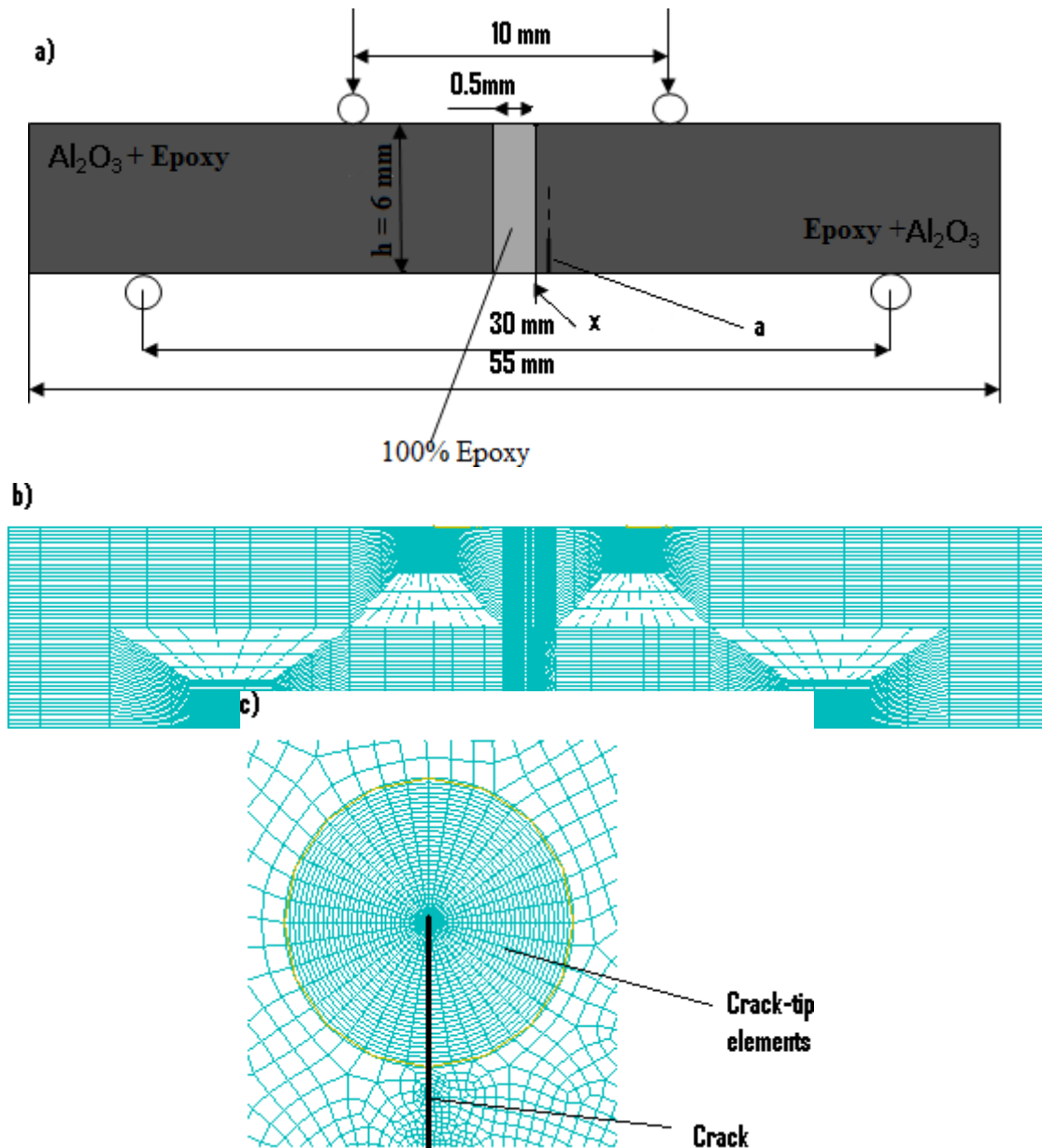


Figure III.1:(a) Modèle géométrique [98],(b)Maillage du modèle géométrique et (c) maillage en tête de la fissure.

a. Propriétés thermomécaniques de l'alumine

L'alumine est le premier composé de base de la céramique industrielle parce qu'elle a une polyvalence exceptionnelle : l'abrasion, l'usage, le réfractaire, biomédicale...etc. L'alumine classifiée dans la céramique du type d'oxydes. Il définit le corindon de structure où la forme de l'oxygène un empilement de contrat

hexagonal avec les ions en aluminium dans deux-tiers de la citation octaédrique, qui a baisse la symétrie globale vers le groupe d'espace rhomboédrique. L'alumine est employée en raison de ses raccordements atomiques forts, ses hautes performances mécaniques et le courant ascendant (dureté élevée, haut module d'élasticité, résistance mécanique satisfaisante, résistance à l'usure et bonnes propriétés et réfringence tribologiques) et elle est connue par la formule Al_2O_3 . L'alumine graduée utilisé dans cette étude est une céramique dense se compose par des grains fins avec des propriétés données dans le tableau III-1.

b. Propriétés mécaniques de l'époxy

Il peut être utilisé à la fois au cours de la construction et de la réparation des parties endommagées du bateau. Il est recommandé pour la stratification, l'obturation, le renforcement de la surface, et la connexion des éléments particuliers. Ses propriétés mécaniques sont données dans le tableau III-2.

Propriété thermomécanique	Alumine(Al_2O_3)
Module de Young E[GPa]	397
Module de cisaillement μ [GPa]	155.0
Coefficient de poisson ν	0.23
Coefficient de dilatation thermique $\alpha[10^{-6}/^\circ\text{C}]$	7.12
Conductivité thermique $\lambda[\text{wm}^{-1}\text{K}^{-1}]$	35
Ténacité [$\text{MPam}^{-1/2}$]	3.5 à 4.5

Tableau III.1:Propriétés thermomécaniques du matériau fragile.

Propriété thermomécanique	époxy
Module de Young E[GPa]	3.4
Coefficient de poisson ν	0.35
Résistance à la traction $\sigma[\text{MPa}]$	80
Allongement a la rupture	7%
Ténacité [$\text{MPam}^{1/2}$]	0.8

Tableau III.2:Propriétés thermomécaniques du matériau ductile.

III.1 Méthode des éléments finis

Notre analyse porte sur l'effet d'un chargement thermomécanique sur la propagation de la fissure par une simulation numérique aux éléments finis. Ce comportement en rupture du bimatériau est étudié par une modélisation à l'aide du logiciel Abaqus [99]. Le choix des éléments du maillage peut s'avérer déterminant puis qu'un maillage mal adapte peut conduire à des résultats erronés.

L'objectif est de savoir comment mailler le domaine pour avoir de résultats satisfaisants. Sachant qu'un maillage trop fin donne une bonne précision du résultat. La démarche adoptée est d'utiliser dans cette analyse un maillage raisonnable tout en affinant les régions jugées critique (l'interface, fissure, et les quatre points de flexion). Un bon maillage est obtenu par un raffinement idéal très proche de l'interface et en pointe de fissure ; il est constitué d'un nombre optimale d'éléments, c'est-à-dire, capable de nous fournir de résultats précis avec un maillage raisonnable.

On analyse numériquement par la méthode des éléments finis (Abaqus) les facteurs d'intensité de contrainte (FIC) et la croissance de la fissuration. Ce a été utilisé pour comparer les données expérimentales [100].

a. Loi de Paris

Au cours des cycles de fatigue, il est possible de calculer la variation du facteur d'intensité de contraintes pour une longueur de fissure donnée :

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = \alpha \sqrt{\pi a} (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \quad (3.1)$$

Où σ_{max} et σ_{min} représentent respectivement la contrainte maximale et minimale atteinte lors d'un cycle de fatigue.

En traçant l'évolution de la vitesse de propagation da/dN en fonction de ΔK , on obtient une courbe qui ne dépend plus des paramètres géométriques de la pièce étudiée mais seulement du matériau et du rapport de charge R . Cette représentation, généralement en échelle bi- logarithmique, fait apparaître 3 domaines (Figure III.2) qui sont reliés aux trois grandes étapes de

l'endommagement en fatigue :

- un régime de croissance rapide de la vitesse de propagation au-delà d'une certaine valeur de ΔK appelée valeur seuil ΔK_{seuil} ^[101] ;
- un régime couvrant une gamme étendue du paramètre ΔK pour lequel la vitesse de propagation de fissure présente une évolution puissance connue sous le nom de loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (3.2)$$

Il s'agit d'une loi empirique qui a été vérifiée pour de nombreux matériaux; pour l'alumine graduée au voisinage de l'interface l'exposant $m=22,24,25,27$.

- un régime de propagation très rapide qui conduit à la rupture brutale du matériau. Au cours d'un cycle, le facteur d'intensité de contrainte K_{max} atteint la ténacité du matériau K_{IC} .

La loi de Paris ne décrit pas correctement le comportement de la fissure ni près de

la rupture ni Vers la valeur seuil de propagation. Certains auteur sont proposé de modifier cette équation pour tenir compte des conditions limites et des paramètres d'essai: contrainte moyenne, rapport de contrainte R,etc [102].

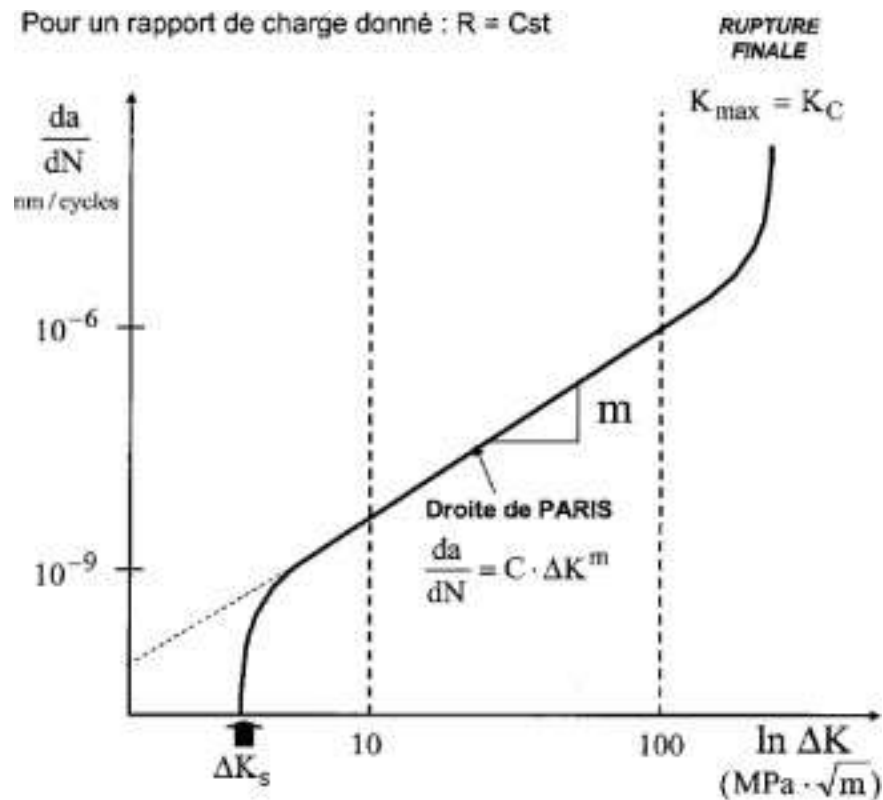


Figure III.2 : Représentation schématique de la vitesse de propagation de fissuration en fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte.

Visualisation des trois domaines: zone à faible vitesse de propagation à gauche, au centre régime intermédiaire (relation de Paris), à droite haute vitesse de fissuration [103].

III.5 Résultats et discussions:

Une gamme d'échantillons avec un gradient au voisinage de l'interface a été testée sous chargement cyclique par la méthode des éléments finis (le code Abaqus 6.14). Les résultats présentés et discutés ici illustrent plusieurs aspects intéressants du processus de propagation de la fissure.

La figure III.3 illustre la variation de la résistance à la fatigue ΔK^{adj} en fonction de Δa dans un échantillon avec un gradient de 20 mm de largeur. On constate que la résistance à la fatigue augmente avec l'extension de fissure que la fissure se propage à l'intérieur de gradient de cet échantillon dans laquelle il a été initialement localisé. Au voisinage de l'interface avec l'étape suivante, qui avait une teneur en époxy plus élevée et une résistance à la fatigue inférieure, la fissure se brisait ou daïnement rapidement, en raison de la forte diminution de la ténacité et de l'augmentation de la concentration de contrainte. Ce comportement est d'autant plus marqué que l'effet de gradient existe au voisinage de l'interface de deux étapes. La résistance à la fatigue de l'échantillon sans l'effet de gradient augmente au voisinage de l'interface.

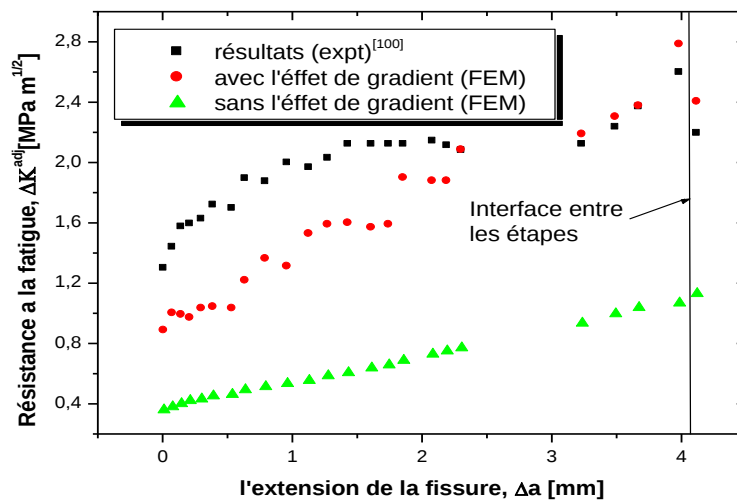


Figure III.3: Variation de la résistance à la fatigue ΔK^{adj} on fonction Δa dans un échantillon avec un gradient de 20 mm de largeur.

L'effet de la largeur du gradient est illustré sur la figure III.4. Montre qu'une région de gradient plus étroite, qui a une pente plus raide, provoque le plus de déviation,

tandis qu'une région large cause le moins de déviation. L'effet sur le profil de ténacité est double : des fissures plus prononcées à cause des gradients se propagent à un angle plus grand et la région de gradient est plus étroite, de sorte que ces fissures traverseront la région de gradient beaucoup plus rapidement que celles des gradients moins prononcés.

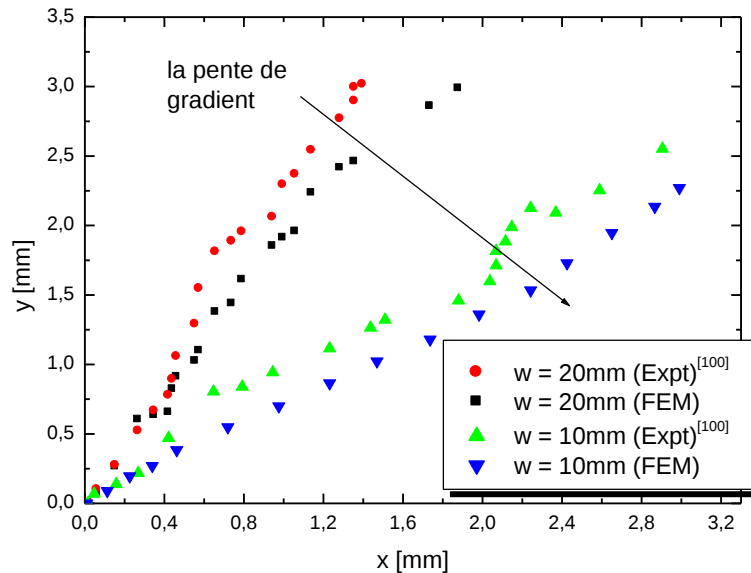
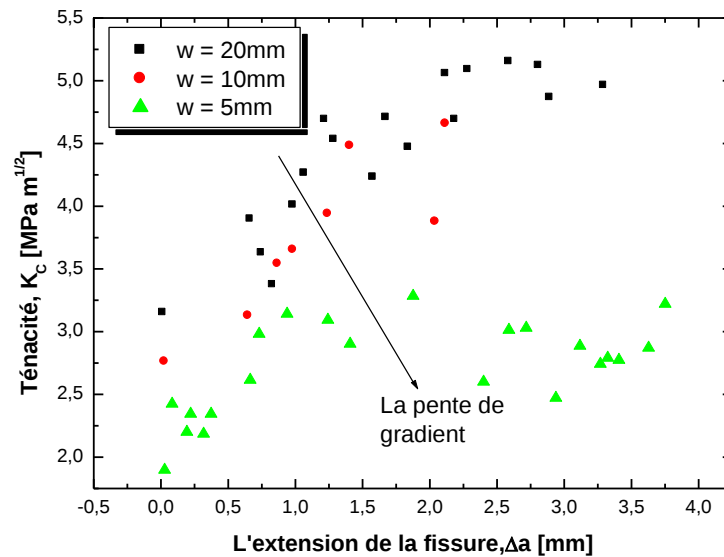


Figure III.4: L'effet des gradients de largeur 10 et 20 mm sur les trajectoires de fissures.

Les implications de ce sont montrées sur la figure III.5. La fissure dans le gradient large ($w = 20\text{ mm}$) est restée dans une étape de la composition stable et a connu une augmentation régulière de la ténacité, tandis que la fissure dans le gradient étroit ($w = 5\text{ mm}$) s'est déplacée. En plusieurs étapes et a connu des fluctuations significatives de la ténacité.



**Figure III.5: Variation de la ténacité dans les gradients de largeur 5, 10 et 20 mm
En fonction de Δa .**

On observe sur la figure III.6 la variation de la résistance à la propagation de la fissure, calculée pour un échantillon, avec et sans l'effet de gradient au voisinage de l'interface.

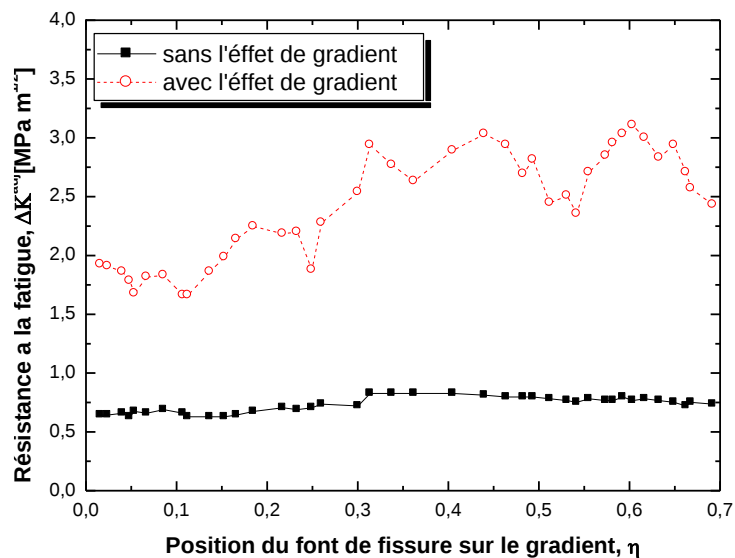


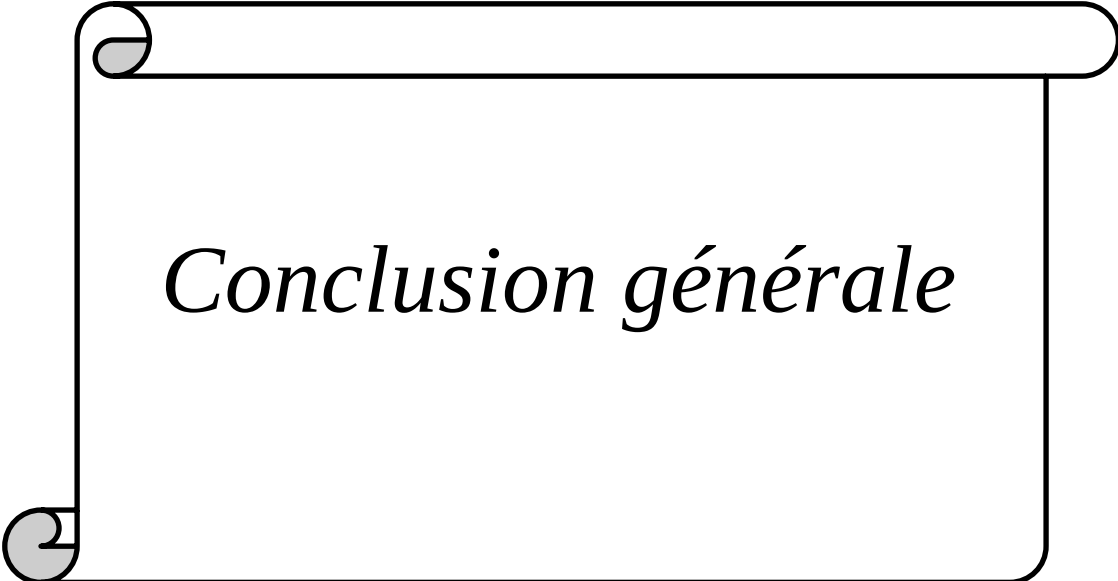
Figure III.6: Variation de la résistance à la propagation de la fissure, calculée pour un échantillon avec et sans l'effet de gradient, avec un changement de position sur la pente.

Les valeurs de résistance à la propagation de fissure calculées, compris l'effet de gradient, avec celles calculées sans cet effet, met en évidence l'importance d'inclure le gradient de matériau dans les calculs. Dans ce cas, la fissure traversait une grande partie du gradient, ce qui a entraîné une série de réductions soudaines de la ténacité, correspondant au déplacement de la fissure d'une étape à l'autre. L'augmentation de la teneur en époxy au voisinage de l'interface, conduis a une réduction de résistance dans cette zone qui entraînent une réduction globale de la résistance à la fatigue.

III.6 Conclusions

La propagation des fissures sous chargement cyclique a été étudiée dans un mélange alumine / époxy. Les calculs par des éléments finis de la propagation dans des échantillons avec et sans gradient au voisinage de l'interface, Les conclusions suivantes ont été tirées :

1. Au voisinage de l'interface la fissure se brisait soudainement rapidement, en raison de la forte diminution de la résistance à la fatigue.
2. Les fissures se propagent à un angle plus grand dans la région de gradient est plus étroite.



Conclusion générale

Les bimatériaux sont classés parmi les matériaux hétérogènes, présentent un grand intérêt scientifique de la faite que leur champ d'application dans le monde industriel s'élargit sans cesse. Ainsi, ils occupent une place importante dans le domaine de la recherche. Plusieurs types d'endommagement apparaissent et se développent lorsque les bimatériaux sont soumis à un chargement cyclique. La complexité des jonctions des bimatériaux nécessite une modélisation plus complexe que celle des matériaux homogènes et une analyse détaillée pour pouvoir comprendre leur comportement en fatigue.

Le travail ainsi présenté a pour objectif d'analyser la déviation et la propagation d'une fissure initié dans l'alumine avec et sans gradient au voisinage proche de l'interface sous l'effet d'un chargement cyclique. Les résultats obtenus numériquement par la méthode des éléments finis permettent de tirer les conclusions suivantes :

- La résistance à la fatigue augmente avec l'extension de fissure que la fissure se propage à l'intérieur de gradient de cet échantillon dans laquelle elle a été initialement localisé.
- La fissure se brisait soudainement rapidement, en raison de la forte diminution de la ténacité.
- La résistance à la fatigue de l'échantillon sans l'effet de gradient augmente au voisinage de l'interface.
- La largeur du gradient provoque la déviation, tandis qu'une région large cause le moins de déviation.
- L'augmentation de la teneur en époxy au voisinage de l'interface, conduis à une réduction de résistance dans cette zone qui entraînent une réduction globale de la résistance à la fatigue.
- Les fissures se propagent à un angle plus grand dans la région de gradient est plus étroite.

*Références
bibliographiques*

[1] **J.L. Chermant, F. Osterstock.**

L'industrie Céramique, 11, 788 (1984) 727-738

[2] **D.E. Clarck, L.L. Hench, S.R. Bates.**

Ceram. Bull. 53, 6 (1974) 473-477

[3] **P.F. Varadi, R. Dominguez.**

Bull. Am. Ceram. Soc. 45 (1966) 789

[4] **D.G. Burside.**

R.C.A Rev. 15 (1954) 46

[5] **Wall Colmonoy Corp. Detroit, Michigan.**

Welding Journal, 58, 10 (1979) 42-43

[6] **V. Jirkovsky, J. Mikulichova, K.Balik.**

Tesla Electronics, 3 (1977) 75-81

[7] **M. E. Twentyman.**

J.Mater. Sci 10 (1975) 765-776

[8] **H.E. Patte.**

W.R.C Bull. 178, 11(1972) 1-43

[9] **A.G. Pincus.**

J. Am. Cera .Soc. 36, 5 (1953) 152-158

[10] **T.P.J. Botden, J.T. Klomp.**

Idem Reference [13]

[11] **J.T. Klomp, T.P.J. Botden.**

Ceram. Bull. 49, 2 (1970) 204-211

[12] **A.G. Pincus.**

Ceramic Age, 63, 3 (1954) 16-20

[13] **G. Samsonov.**

The Oxide Handbook, Ed. I.F.I. Plenum (1973)

[14] **E.P. Denton, H. Rawson.**

Trans. Brit. Ceram. Soc. 59 (1969) 25-37

[15] **R. Shohbender.**

R.C.A Rev. 29, (1968), 180-198

[16] **Smith.**

U.S Patent 3 074 143

[17] **D.A. Change.**

Metal. Trans. 1, 3 (1970) 685-694

[18] **G. H Jonker, J.T. Klomp, T.P.J. Botden.**

Sciences of Ceramics n°2, Ed. G.H STEWART, Accad. Press (1965)

[19] **B. Serier.**

Etude et caractérisation des liaisons céramiques-métal élaborées par thermocompression.

Applications au couples Ag/Al₂O₃ (1991)

[20] **R. Wellinger.**

Mitt. Ins. Hochfrequenztechn. eidg. T.H. Zurich (1946) 6

[21] **M. Courbiere.**

Etude des liaisons céramiquemétal, application au couple cuivre alumine.

Thèse de l'Ecole Centrale de Lyon, (1986)

[22] **R. V. Allen, W. E. Borbidge.**

Journal of Materials Science 18 (1983) 2835-2843

[23] **H.J. Debruin, A.F. Moodie, C.Ewarble.**

Journal of Materials Science 7 (1972) 909-918

[24] **H.J. Debruin, A.F. Moofdie, C.E. Warble.**

Gold Bull, 5(1972) 62-64

[25] **S. Morozumi, M. Kikuchi, T. Nishino.**

J. mater. Scien. 16 (1981)

[26] **G. Heidt, G. Heimke.**

Ber. Dt. keram. Ges. 50 (1973), n°9, 303-308

[27] **G. Elssner, W. Diem, J.S. Wallace.**

Idem Reference (53) 629-639

[28] **J.T. Klomp.**

Sc.Ceram. Soc., 51 (1972) 683-688

[29] **M. Shimada, K.Saganuma. T. Okamoto, M. Koizumi.**

Reactivity of Solids, Ed. P. Barret et L.C DUFOUR, Elsevier Pub.(1985)

[30] **J.T.Klomp.**

Sc. Ceramics (1969) 5,S.501-522

[31] **M.G Nicholas, R.H. Crispin.**

Diffusion Bonding Proceeding of an international Conference Cranfiel 7-8 July 1978,

Ed. Roger Pearce

[32] **J.T.Klomp.**

Ceram. Bull, 59 (1980) 764

[33] **M. Koizumi, T. Okamoto, M. Shimada, K. Saganuma.**

American Cearamic Society, vol. 63, n°9 (1984)

[34] **M.G. Nicholas, R.H. Crispin.**

Ceramic Microstructure 86 Role of Interface

Mat. Sci. Res., Ed.A.APaskand A. G. Evans, 21 (1987) 295

[35] **M. Rühle, K. Burger, W. Mader.**

J. Microsc. Spectrosc. Electron. 11 (1986), 163-177

[36] **J.T. Klomp.**

Joining of ceram. Ed. By M.G. Nicholas, (1990), 113-127

[37] Yu. V. Naidich.

Progress in Surface and Member Science, 14(1981) 353

[38] J.E Mc Donald, J.C. Eberthart.

Tran.Met. Soc. AIME,283(1965) 512

[39] D. Chatain, I. Rivollet, N. Eustathopoulos.

Journal de Chimie Physique, 83 (1986) 561

[40] D. Chatain, I. Rivollet, N. Eustathopoulos.

Journal de Chimie Physique, 84 (1987) 201

[41] W. Weyl.

Structure and Properties of solid surface, R.GOMER et C.S SMITH, Ed.

Univers. Chigago Press, 147, 1953

[42] H. Mizuhara, K. Mally.

Welding J., Oct. (1985) 27

[43]A. Wöhler.

Report on tests of the königl. niederschleesisch-märkkischeisenbahn made with appartus for the measurement of the bending and torsion of railway axles in service. Zeitsch. Bauwesen, 8(1858) 642-651.

[44] C. Bathias, L. Drouillac, P. L. François.

Howand why the fatigue s–n curve does not approach a horizontal asymptote. *ASME J. of Basic Engng.*,(2001) 143–155.

[45] S. Manson.

Discussion of ref.24. Trans. ASME, J. Basic Eng.,84 (1962) 537.

[46] J. Goodman.

Mechanics applied to enginerring. Longmans Green, London, (1899).

[47] **J. Dufailly, J. Lemaitre.**

Modélisation et identification de l'endommagement plastique des métaux. 3ème Congrès Français de Mécanique, (1977).

[48] **J. Lemaitre, J. Chaboche.**

Mécanique des matériaux solides. Dunod, (1985).

[49] **J.-P. Sermage, J. Lemaitre, R. Desmorat.**

Multiaxial creep-fatigue under anisothermal conditions. Fat. Fracture of Engineering Materials and Structures, 23(2000)241–253.

[50] **J. -L. Chaboche.**

Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non-linéaire. Revue Française de Mécanique. 50-51 (1974) 71-82.

[51] **J. Cordebois, F. Sidoroff.**

Endommagement anisotrope en élasticité et plasticité. J.M.T.A., numéro spécial, (1982) 45–60.

[52] **J. Lemaitre, R. Desmorat.**

Engineering Damage Mechanics: Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures. Springer, (2005).

[53] **G. Lanza.**

Strength of shafting subject to both twisting and bending. trans. ASME, 8(1886)130.

[54] **E. Shiratori, K. Ikegami.**

Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens. Int. J. of Solids and Structures, 16(1968)373–394.

[55] **C. Doudard, M. Poncelet, S. Calloch, C. Boue, F. Hild, A. Galtier.**

Determination of an hcf criterion by thermal measurements under biaxial cyclic loading. Int. J. of Fat., 29(2007)748–757.

[56] **M. Truchon, M. Amestoy, K. Dangvan.**

Experimental study of fatigue crack growth under biaxial loading. Int. Conf. on Fract.

5, 4(1981)1841–1849.

[57] **S. McClaren, E. Terry.**

Characteristics of aerospace materials subjected to biaxial static and fatigue loading conditions. A.S.M.E. (1963).

[58] **I. Wilson, D. White.**

Cruciform specimens for biaxial fatigue tests: an investigation using finite-element analysis and photoelastic-coating techniques. J. of Strain Analysis, 6(1)(1971)27–37.

[59] **K. Pascoe, J. Villiers.**

Low cycle fatigue of steels under biaxial straining. Journal of Strain Analysis, 2(2) (1967) 117–126.

[60] **T. Itoh, M. Sakane, M. Ohnami.**

High temperature multiaxial low cycle fatigue of cruciform specimen. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 116(91) (1994) 90–98.

[61] **C. Sonsino.**

Multiaxial fatigue of welded joints under inphase and out-of-phase local strains and stresses. Int. J. Fatigue, 17(1) (1995) 55–70.

[62] **J. -P. Sermage.**

Fatigue thermique multiaxiale à température variable. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie, Paris, (1998).

[63] **W. Bedkowski.**

Determination of the critical plane and effort criterion in fatigue life evaluation for materials under multiaxial random loading experimental verification based on fatigue tests of cruciform specimens. Fourth Int. Conf. on Biaxial/Multiaxial Fat.(1994).

[64] **B. Wu, D. Zakrzewski, C. Robin, G. Mesmacque, X. Decoopman.**

Multi axial fatigue in welded components. International Institute of Welding.(2006).

[65] **V. Bonnard, et al.**

Experimental and theoretical comparison of some multiaxial fatigue design criteria in the context of life assessment of rotating parts in turbo-engines. in, ICAF 2009, Proceedings of the 25th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, Rotterdam, The Netherlands, 27–29 May 2009.

[66] **R. Batisse, H. Difant-jaeckels, H. Curie, J. Virely.**

Biaxial high cycle fatigue test on a gas transmission pipeline steel. *Proceedings of Fourth International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue, St Germain en Laye*, (1994) 129–142.

[67] **S. Calloch.**

Essais triaxiaux non proportionnels et ingénierie des modèles de plasticité cyclique. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie Paris 6, (1997).

[68] **G. Hénaff, F. Morel,**

Fatigue des structures : Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture. Ellipses, Paris (France), (2005).

[69] **L. Coffin, N. Schenectady.**

A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of the ASME*, 76 (1954) 931- 950.

[70] **J. Morrow.**

Low cycle fatigue behavior of quenched and tempered sae 1045 steel. Tech. Report University of Illinois, (1965).

[71] **S. Manson, R. Halford.**

Multiaxial low cycle fatigue of type 304 stainless steel. *Jour. Eng. Mat. and Tech.*, (1977) 183-185.

[72] **M. Brown, K. Miller.**

A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions. In *Proc. of the Institute of Mech. Eng.*, 187(1973) 745-755.

[73] **C. Wang, M. Brown.**

A path-independent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 16 (1993) 1285-1298.

[74] **A. Fatemi, D. Socie.**

A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 11(1988) 149-165.

[75] **R. Smith, P. Watson, T. Topper.**

A stress-strain function for the fatigue of metals. Journal of Mat., 5(1970)767-778.

[76] **G. Sines, J. W. Editors.**

Behaviour of metals under complex stresses. Metal Fatigue New York Mc Graw Hill,(1959).

[77] **B. Crossland.**

Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. Proceeding of the international Conference of Fatigue of Metals, Institution of Mechanical Engineers, London,(1956).

[78] **K. DangVAN, B. Griveau, O. Message.**

On a new multiaxial fatigue limit criterion : Theorie and application, Biaxial and multiaxial fatigue. EGF 3, Mechanical Engineering Publications, London, (1989).

[79] **I. Papadopoulos.**

Fatigue polycyclique des métaux : une nouvelle approche. Thèse de doctorat, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées.(1987).

[80] **F. Morel.**

A critical plane approach for life prediction of high cycle fatigue under multiaxial variable amplitude loading. Int. Jour. of Fatigue, 22 (2000).

[81] **E. Macha, C. Sonsino.**

Energy criteria of multi-axial fatigue failure. Fat. Fract. Engng, 22(1999)1053–1070.

[82] **A. Varvani-Farahani.**

A new energy-critical plane parameter for fatigue life assessment of various metallic materials subjected to in-phase and out-of-phase multiaxial fatigue loading conditions. Int. Journ. of Fatigue, 22 (2000).

[83] **A. Banvillet, T. Palin-Luc, S. Lasserre.**

A volumetric energy based high cycle multiaxial fatigue criterion. Int. Journ. of Fatigue, 25 (2003).

[84] **T. Palin-Luc, S. Lasserre.**

An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue. Eur. J. Mech. A/Solids, 27(1998) 2.

[85] **Yang YY, Munz D, Sckuhr MA.**

EngFractMech 1997;56(5):691.

[86] **Rice JR.**

J ApplMech 1988;55:98–103.

[87] **Liu B, Kimoto H, Kitagawa H.**

EngFractMech 1996;53(4):607–23.

[88] **Cao HC, Thouless MD, Evans AG.**

ActaMetall 1988;36(8):2037–46.

[89] **Reimanis IE, Dagleish BJ, Brahy M, Rühl M, Evans AG.**

ActaMetall Mater 1990;38(12):2645.

[90] **Shih CF, Asaro RJ.**

J ApplMech 1988;55:299–316.

[91] **Fleck NA, Hutchinson JW, Suo Z.**

Int J Sol Struct 1991;27(13): 1683–703.

[92] **J.Hutchinson, M. Mear, J. Rice.**

J ApplMech 1987;54:828–32.

[93] **R.Ritchie, R.Cannon, B .Dagleish, R. Dauskardt, J. McNaney.**

Mater SciEng A 1993;166:221.

[94] **BenaliBoutabout et al.**

Computational Materials Science 46 (2009) 906–911.

[95] **B. Boutabout, B. Serier, B. BachirBouiadjra, D. Tréheux.**

J. Mech. Adv. Mater. Struct.11 (2004) 93–107.

[96] **M. Belhouari.**

Etude du Comportement en Rupture des Bimatériau,

Thèse de Doctorat d’Etat. Université de DjillaliLiabes Sidi Bel Abbès, 2004.

[97] **D. Juve, P. Lourdin, B. Mbongo, N. Boukhet, D. Treheux.**

J. Phys. IV 3 (1993) 1057-1060.

[98] **J.H. Kim, S.B. Lee.**

Theor. Appl. Fract. Mech. 30 (1998) 27-38.

[99] **ABAQUS Standard Version 6.9.**

Product Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA., (2009).

[100] **M. Tilbrook, L. Rutgers, R. Moon, M. Hoffman.**

Materials Science Forum Vols. 492-493 (2005) pp 573-580.

[101] **R. Yoshimura, T.J. Konno, K. Hiraga.**

“Transmission Electron Microscopy Study of the Evolution of Precipitates in aged

Al-Li-Cu Alloys: the δ' and T1 phases”.Acta Materialia, vol. 51, fév. 2003.

[102] **S. Savelli.**

“Identification des Mécanismes et Approche Quantitative de la Fatigue d’Alliages

Modèles d’Aluminium de Moulage”. PhD thesis, Institut National des Sciences

Appliquées de Lyon, 2000.

[103] **J. Masounave, J.P. Baillon, J.I. Dickson.**

“Fatigue des Matériaux et des Structures” par C. Bathias et A. Pineau, Chapter : 6 :

Les lois de fissuration par fatigue. Lavoisier, Paris, 2008