

République Algérienne Démocratique Et Populaire
Ministère De L'enseignement Supérieur Et De La Recherche Scientifique
Université Saad Dahleb Blida -1-
Institut D'aéronautique Et Des Etudes Spatiales
Département De Construction Aéronautique



Mémoire De Fin D'études

En Vue De L'obtenir Du Diplôme De Master En Aéronautique

Option : Structures d'avion

Thème :

**Etude de l'évolution de la rigidité dans
un composite sandwich métal céramique
fissuré avec une fissuration transverse
sous effet hygrothermique**

Représenté Par :

- Mouloudj Zineb.
- Izri Lilia.

Encadré Par :

Mr. Khodjet Kesba Mohamed.
Mr Boukert Billel

À Blida 2021-2022

Remerciements

On remercie Dieu le tout puissant de nous avoir donné la santé la volonté et la patience d'entamer et de terminer ce mémoire

Tout d'abord, ce travail ne serait pas aussi riche et n'aurait pas pu avoir le jour sans l'aide et l'encadrement de

Mr KHOUDJET-KESBA MOHAMED

Zui nous a fourni le sujet de ce mémoire et nous a guidé de ses précieux conseils et suggestions, on le remercie pour la qualité de son encadrement exceptionnel, pour sa patience, sa rigueur et sa disponibilité durant notre préparation de ce mémoire.

Nous tenons à gratifier aussi les membres de jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à notre recherche en acceptant d'examiner notre travail

Enfin toute personne qui a participé de près ou de loin à l'accomplissement de ce mémoire soit sincèrement remerciée, et les enseignants qui ont participé à notre formation soient sincèrement remerciés.

Dédicaces

A ma très chère maman

Celle qui attendu avec patience les fruits de sa bonne éducation et de ses dévouements, quoi que je fasse, je ne saurai point te remercier comme il se doit, ta présente à mes côtés a toujours été ma source de force pour affronter les différents obstacles

A mon très cher père

Celui qui s'est changé la nuit en jour pour m'assurer les bonnes conditions, tu es toujours à mes côtés pour me soutenir et m'encourager

*A ma chère sœur **Romaissa** qui n'a pas cessée de me conseiller, encourager et soutenir tout au long de mes études*

*A mon adorable petite sœur **Insaf**, et mes très chers frères **Mohamed Sif Eddine** et **Moncef Imed Eddine**, que dieu les protège et leurs offre la chance et le bonheur*

A tous mes cousins et mes cousines

A toute ma famille

*A ma chère amie **Razika**, qui m'a toujours encouragée et à qui je souhaite plus de succès, et à tous mes amis : Pour notre amitié et tous les bons moments passés et à venir et nos fous rires partagés.*

A ma deuxième famille notre team structure promo 2017

Je dédie ce travail à toute personne qui occupe une place dans mon cœur

Mouloudj Zineb

Dédicaces

Tout d'abord, je tiens à remercier DIEU qui nous a donné la force et la

patience d'accomplir ce travail

Je dédie ce modeste travail le fruit de mes 17 ans d'études en signe de respect, reconnaissance et de remerciement :

A ma très chère maman qui m'a entouré d'amour, d'affection et qui fait tout pour ma réussite, ta prière et ta bénédiction m'ont été d'un grand secours pour mener à bien mes études Je prie Dieu le tout puissant de de vous accorder une bonne santé, une longue vie et beaucoup de bonheur;

A mon très cher papa qui m'a aidé à devenir ce que je suis aujourd'hui, Ce travail est le résultat de l'esprit de sacrifice dont vous avez fait preuve, que dieu vous garde et vous protège ;

A mes chères sœurs Nacima et Meriem et mon seul et cher frère Massil Aucune dédicace ne peut exprimer mon amour et ma gratitude de vous avoir dans ma vie ;

A celui qui a cru en moi pour sa bonté, son précieux soutien, son encouragement mon cher Kamel

A mes grands-parents ma famille mes Amis A tous ceux qui me sont chers Et spécialement Imen et Sara

Sans oublier mon binôme Zineb pour son soutien, sa patience et sa compréhension tout au long de ce projet

Izri Lilia

Résumé

Ce travail est consacré à une étude analytique du comportement de la rigidité dans un sandwich métal céramique à microstructure laminaire fissuré avec fissurations transversales et soumis à une traction uniaxiale, tout d'abord une étude de l'évolution du module de Young en fonction de la densité de fissuration a été établie, en mettant en évidence l'effet de la température et la concentration d'humidité. On procède ensuite à l'étude du coefficient de poisson et du module de cisaillement en fonction de la densité de fissure. La modélisation a été effectuée par une approche analytique en utilisant le modèle de "shear-lag", les résultats obtenus, montrent clairement la dépendance de la dégradation de la rigidité en fonction de la densité de fissuration et aux conditions environnementaux.

Mots clés : métal céramique, rigidité, shear-lag, fissure traverse, Hygrothermie

Abstract

This work is devoted to an analytical study of the behaviour of the stiffness in metal-ceramic sandwich with laminar microstructure cracked with transverse cracking subjected to uniaxial tension, first of all a study of the evolution of the Young's modulus as a function of the crack density was established, considering the effect of temperature and humidity concentration. We then proceed to study the Poisson's ratio and the shear modulus as a function of the crack density. The modeling was carried out by an analytical approach using the "shear-lag"; the results obtained clearly show the dependence of the degradation of the stiffness on the cracking density and the environmental conditions.

Keywords: metal ceramic, stiffness, shear-lag, transverse cracking, hygrothermal.

ملخص

تم تخصيص هذا العمل لدراسة تحليلية لتطور الصلابة في صفيحة مركبة (معدن/سيراميك) ذات البنية المجهرية الصفائحية مع صدع عرضي متعرضة الى توتر احادي، اولاً قمنا بدراسة تطور معامل يونغ بدلالة كثافة التشقق، مع الاخذ بعين الاعتبار تأثير كل من درجة الحرارة وتركيز الرطوبة، ثم ننتقل الى دراسة معامل بواسون ومعامل القص الكل بدلالة كثافة التشقق، تم تنفيذ النمذجة من خلال نهج تحليلي باستخدام نموذج "شير لاغ" ، وقد اظهرت النتائج التي تم الحصول عليها ارتباط تدهور الصلابة بكثافة التشقق

.الكلمات المفتاحية: معدن سيراميك، الصلابة، شير لاغ، شق عرضي، الرطوبة الحرارية

Liste de symboles :

(s) : Rapport géométrique de fissuration.

C : Concentration de l'humidité.

D : Diffusivité.

Ex : Module longitudinal de Young dans le pli fissuré.

Ex0 : Module longitudinal de Young dans le pli non fissuré.

Ey : Module transversal de Young dans le pli.

E0y : Module transversal de Young dans le pli à température de référence.

Gxz : Module de cisaillement longitudinal.

Gxy : Module de cisaillement transversal.

Gm : Module de cisaillement de la matrice.

Gxy : Module de cisaillement dans le pli.

G0xy : Module de cisaillement du stratifié à la température de référence.

h : Demi épaisseur du stratifié.

l : Demi longueur entre deux fissures consécutives.

ΔT : Température d'opération – température de cuisson.

t : Temps.

h₁ : Epaisseur de la couche du métal.

h₂ : Demi-épaisseur de la couche de la céramique .

U⁽¹⁾ : Déplacement longitudinale dans la couche du métal.

V⁽¹⁾ : Déplacement transversal dans la couche du métal.

U⁽²⁾ : Déplacement longitudinale e dans la couche de la céramique.

V⁽²⁾ : Déplacement transversal dans la couche de la céramique

x : Coordonnée longitudinale.

x, y, z : Repère du pli.

δ : Rapport d'épaisseur.

σ_{x1} : Contrainte longitudinale dans la couche du métal.

σ_{x2} : Contrainte longitudinale dans la couche de la céramique

σ_{y1} : Contraintes transversal dans la couche du métal.

σ_{y2} : Contrainte transversal dans la couche de la céramique

$\overline{\sigma_{x1}}$: Contrainte longitudinale moyenne dans la couche du métal.

$\overline{\sigma_{x2}}$: Contrainte longitudinale moyenne dans la couche de la céramique

$\overline{\sigma_{y1}}$: Contrainte transversal moyenne dans la couche du métal.

$\overline{\sigma_{y2}}$: Contrainte transversal moyenne dans la couche du métal.

τ_{xy1} : Contrainte de cisaillement dans la couche du métal.

τ_{xy} : Contrainte de cisaillement dans la couche de la céramique

ν_{xy} : Coefficient de poisson longitudinal.

ν_{xy0} : Coefficient de poisson longitudinal à température de référence.

ν_{yz} : Coefficient de poisson transverse.

$F^{(i)}(x,y)$: La fonction de contrainte.

σ_x : Contraintes de traction appliquée.

$\sigma^{(i)}$: Contraintes de traction dans le couche (i).

$\tau^{(i)}$: Contraintes de cisaillement dans le couche (i).

$\{\sigma\}_m$: Contrainte mécanique.

$\{\sigma\}_t$: Contrainte thermique.

$\{\varepsilon\}_m$: Déformation mécanique.

$\{\varepsilon\}_t$: Déformation thermique.

P_m : pourcentage de métal.

P_c : pourcentage de céramique.

T_t : La température de la surface supérieure.

T_b : la température de la surface inférieure.

C_t : la concentration en humidité de la surface supérieure.

C_b : la concentration en humidité de la surface inférieure.

$\varepsilon_x^{(1)}$: Déformation longitudinale dans la couche du métal.

$\varepsilon_x^{(2)}$: Déformation longitudinale dans la couche de la céramique

$\varepsilon_y^{(1)}$: Déformation transversale dans la couche du métal.

$\varepsilon_y^{(2)}$: Déformation transversale dans la couche de la céramique

$\overline{\varepsilon_x1}$: Déformation moyenne longitudinale dans la couche du métal.

$\overline{\varepsilon_x2}$: Déformation moyenne longitudinale dans la couche de la céramique

ε_y : Déformation moyenne transversale

U_a : valeur moyenne du déplacement d'ouverture de fissure normalisé

$R(s)$: Fonction de la perturbation de contrainte

A, B, C, D, M, N, Δ : des constantes

Sommaire

Remerciements

Dédicace

Résumé

Tables des symboles

Sommaire

Liste des figures

Liste des tableaux

Introduction générale : 18

Chapitre I : Recherche bibliographique.

I.1. Introduction : 22

I.2. Problématique : 22

I.3. Définition du sujet : 23

I.4. Travaux effectués : 24

Chapitre II : Les composites sandwiches métal/céramique à microstructures laminaires

II.1. Introduction : 32

II.2. Généralités sur les matériaux composites : 33

II.2.1. Définition:: 33

II.2.2. Architecture des matériaux composites : 33

II. 3. Présentation Générale des Matériaux Composites Sandwich : 36

II. 3.1. Origine du mot Sandwich : 36

II. 3.2. Définition d'un élément sandwich : 37

II. 3.3. La Construction d'un sandwich : 37

II. 3.3.1. Les peaux (ou semelles) : 37

II. 3.3.2. L'âme : 38

II. 3.3.2.1. L'âme en nid d'abeilles : 38

II. 3.3.3. L'adhésif de surface (ou interface) : 39

II. 3.4. Conception des structures sandwiches : 39

II. 3.5. Intérêt des structures sandwiches : 41

II. 3.6. Domaines d'application des matériaux sandwiches : 42

II.4. Les composites métal-céramique :	42
II.4.1. Historique des liaisons métal-céramique :	43
II.4.2. Techniques de formation des liaisons métal céramique :	44
II.4.2.1. Freeze casting:	44
II.4.2.1.1. Historique :	45
II.4.2.1.2. Le freeze casting pour un métal/céramique :	45
II.4.2.1.2.1. Les étapes du traitement :	46
II.4.2.1.2.2. Procédure expérimentale :	47
II.4.2.1.2.2.1. Les matériaux utilisés :	47
II.4.2.1.2.2.2. le déroulement de la procédure:	47
II.4. 3. Les avantages des composites métal/céramique :	49
II.4. 4. Domaines d'application des composites métal/céramique :	50
II.5. Contraintes résiduelles :	51
II.5.1 origine des contraintes résiduelles :	51
II.5.2. Contraintes thermiques :	52
II.5.3. Les contraintes résiduelles dans les assemblages	
métal/céramique :	53
II.5.3.1. Incidence des méthodes de liaison sur les contraintes	
résiduelles au niveau de l'interface :	54
II.5.3.2. Méthode d'estimation des contraintes résiduelles :	55
II.5.3.2. Solutions pour diminuer les contraintes résiduelles dans la	
liaison métal /céramique :	56
Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un matériau composite hybride.	
III.1. Introduction :	59
III.2. Analyse des contraintes :	60
III.2.1. Choix des fonctions de contrainte pour un métal /céramique:	60
III.2.2. Le modèle Shear-lag pour un métal /céramique :	64
III.2.3. Expressions des contraintes dans un métal /céramique :	67
III.3. Réduction de la rigidité :	69
III.4. Réduction du coefficient de poisson :	69
III.4.1 Équations constitutives moyennes:	71

III.5. Etude du module de cisaillement :	74
Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale	
IV.1. Introduction :	77
IV.2. Organigramme :	77
IV.3. Etude du module de Young longitudinal:	80
IV.3.1. Choix du matériau de simulation	80
IV.3.2 Validation des résultats :	81
IV.3.3 Influence de la température sur la réduction du module de Young :	84
IV.3.4 Influence de l'humidité sur la réduction du module de Young	86
IV.3.5 Influence des conditions hygrothermiques sur la réduction du module de Young :	89
IV.3.6 Influence du rapport d'épaisseur sur la réduction du module de Young.	92
IV.4. Etude de la réduction du coefficient de poisson :	95
IV.4.1 Validation des résultats :	95
IV.4.1 Influence du rapport d'épaisseur sur la réduction du coefficient de poisson :	96
IV.5. Etude de la réduction du module de cisaillement :	97
IV.5.1 Validation des résultats :	97
IV.5.1 Influence du rapport d'épaisseur sur la réduction du module de cisaillement :	99
Conclusion générale :	101
Références bibliographiques:	104

Liste des figures

Chapitre II : Les composites sandwiches métal/céramique à microstructures laminaires

Figure II.1 : Classification des matériaux composites selon leur structure.....	33
Figure II.2 : Pli à renforcement unidirectionnel (monocouche).	34
Figure II.3 : Désignation d'un stratifié	35
Figure II.4 : Schéma d'un panneau sandwich structurel	37
Figure II.5 : Âme en nid d'abeilles.....	38
Figure II.6 : Transverse cracks in ceramic layer of metal/ceramic composite with lamellar microstructure.....	43
Figure II.7 : Nombre d'articles sur le Cryo casting publiés dans des revues à comité de lecture entre 2001 et 2016.....	45
Figure II.8 : Les quatre étapes du coulage-congélation : Préparation de la suspension, congélation, sublimation, frittage.....	46
Figure II.9 : Étapes du procédé de moulage par congélation.....	46
Figure II.10 : Mode de préparation des matériaux.....	48
Figure II.11 : Microstructures des CMC pour les faces parallèles à la direction de congélation de la préforme.....	49
Figure II.12 : Genèse des contraintes résiduelles dans une liaison métal/céramique.....	55

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un matériau composite hybride

Figure III.1 : fissuration transverse et cellule élémentaire.....	60
Figure III.2 : Système de coordonnées du modèle analytique.....	61
Figure III.3 : Représentation des contraintes dans les différentes couches.....	64

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

Figure IV.1 : Modèle géométrique d'une plaque sandwich métal/céramique avec fissures transversales.....	80
Figure IV.2 : Comparaison de l'évolution du module de Young en fonction de la densité de fissuration du métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan [10].....	82
Figure IV.3 : Comparaison de l'évolution du module de Young en fonction de la densité de fissuration du métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan [10] :(a) avec une teneur 45% de céramique , (b) avec une teneur 35% de de céramique.....	83
Figure IV.4 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $p_m=0$ et $DC=0$	84
Figure IV.5 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $p_m=0.1$ et $DC=0.015$	85
Figure IV.6 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $p_m=0.5$ et $DC=0$	85
Figure IV.7 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $p_m=0.5$ et $DC=0.015$	86
Figure IV.8 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $p_m=0$ et $DT=0c^\circ$	87
Figure IV.9 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $p_m=0.1$ et $DT=1200c^\circ$...	87
Figure IV.10 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $p_m=0.5$ et $DT=0c^\circ$	88
Figure IV.11 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $p_m=0.5$ et $DT=1200c^\circ$...	88
Figure IV.12 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans déférentes condition hygrothermiques avec $p_m=0.1$	89
Figure IV.13 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans déférentes condition hygrothermiques avec $p_m=0.2$	90
Figure IV.14 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans déférentes conditions hygrothermiques avec $p_m=0.3$	90
Figure IV.15 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans déférentes conditions hygrothermiques avec $p_m=0.4$	91

Figure IV.16 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans différentes conditions hygrothermiques avec $p_m=0.5$	91
Figure IV.17 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec $DC=0$, $DT=0c^\circ$	92
Figure IV.18 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec $DC=0$, $DT=1200c^\circ$	93
Figure IV.19 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec $DC=0.015$, $DT=0c^\circ$	93
Figure IV.20 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec $DC=0.015$, $DT=1200c^\circ$	94
Figure IV.21 : Comparaison de l'évolution du coefficient de poisson en fonction de la densité de fissuration d'un métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan [10].....	96
Figure IV.22 : réduction du coefficient de poisson en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur.....	97
Figure IV.23 : Comparaison de l'évolution du module de cisaillement en fonction de la densité de fissuration d'un métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan [10].....	98
Figure IV.24 : réduction du module de cisaillement en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur.....	99

Liste des tableaux

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

Tableau IV.1 : Propriétés élastiques des matériaux.....	80
Tableau IV.2 : réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissuration	81
Tableau IV.3 : Réduction du coefficient de poisson en fonction de la densité de fissuration	95
Tableau IV.4 : Réduction du module de cisaillement en fonction de la densité de fissuration.....	98

Introduction générale

Introduction générale :

Grâce à leurs propriétés mécaniques spécifiques, les matériaux composites sont devenus une alternative intéressante aux matériaux métalliques. De plus, l'utilisation de stratifications judicieusement choisies permet d'obtenir des propriétés mécaniques adaptées aux sollicitations de la structure. Enfin ils sont considérés comme peu sensibles à la fatigue. C'est pour ces raisons qu'au cours de ces dernières années, l'emploi des matériaux composites pour la réalisation de structures aéronautiques, navales ou ferroviaires c'est considérablement répandu.

Depuis les années 70, l'industrie aérospatiale et aéronautique approfondit constamment ses recherches pour améliorer davantage les qualités de ces matériaux afin d'en étendre l'application à l'aéronautique civile. En particulier, les composites thermostrostructuraux sont utilisés pour réaliser des pièces de moteurs ou de réacteurs, voire des éléments de structure de véhicules spatiaux exposés à des températures élevées.

Les composites à matrice métallique (MMC) principalement les métaux céramiques sont étudiés scientifiquement depuis plus de 30 ans. Toute une gamme d'applications commerciales ont été mises en œuvre en raison des propriétés accrues des matériaux.

L'utilisation d'une matrice métallique dans un composite présente plusieurs avantages par rapport aux matrices organiques :

- Meilleure tenue en, température permettant de reculer les limites d'utilisation en environnements moteurs ou structures hypersoniques ;
- Meilleures propriétés mécaniques intrinsèques de la matrice, permettant le renfort localisé ou unidirectionnel ;
- Meilleure tenue au vieillissement et au feu ;
- Ductilité élevée de la matrice ;
- Meilleure étanchéité aux gaz (herméticité).

Les inclusions d'une phase céramique entraînent

- Une augmentation de la résistance,

Introduction générale

- Très bonne la rigidité et de la résistance à l'usure.
- Augmentation de la dureté,
- Réduction du coefficient de dilatation thermique, ce qui réduit les contraintes thermiques.

Cette combinaison permet d'obtenir des propriétés supérieures à celle des métaux et alliages métalliques classiques, mais elles s'accompagnent toujours pour les composites, métal céramique, d'une réduction de ductilité par rapport aux alliages métalliques. Il faut souligner qu'à ce jour ces matériaux sont encore en pleine évolution et que les propriétés que l'on peut en attendre ne sont que partiellement connues.

Pour ce faire, la nature des endommagements des matériaux composites et leurs mécanismes d'apparition et de progression ont fait l'objet de nombreuses études, en fait, ces endommagements peuvent être liés à des défauts initialement présents dans la structure (liés aux constituants ou au procédés de mise en œuvre) et aussi être la conséquence de sollicitations extérieures de diverses origines (mécaniques, thermiques, hydriques...). En vue d'une meilleure optimisation des structures mécaniques en matériaux composites, il convient donc de maîtriser ces processus d'endommagement et de prévoir par des modèles constitutifs adaptés les conséquences qui en découlent.

Dans ce contexte la présente étude vise au premier lieu l'évolution de la rigidité d'un composite sandwich métal céramique à microstructure laminaire, fissuré avec une fissuration transverse où l'effet hygrothermique est pris en considération. Le matériau étudié se compose de L'alumine Al_2O_3 qui est réputée comme étant une céramique réfractaire, utilisée dans la fabrication de pièce de fours, d'isolateurs mais aussi utilisée pour des prothèses (grâce à sa biocompatibilité). Les alliages métalliques retenus sont des alliages d'aluminium (Al-Si12) qui ont un faible point de fusion ce qui fait minimiser les déformations lors de l'élaboration. Et par la suite nous allons effectuer une analyse du comportement coefficient de poisson et du module de cisaillement en fonction de la densité de fissuration.

Ce mémoire regroupe ces différentes problématiques de la façon suivante :

Introduction générale

- Le premier chapitre concerne l'étude bibliographique relevant la définition de sujet, la problématique, et des travaux déjà publiés qui rentrent dans le même contexte de notre recherche.
- les composites sandwiches métal/céramique à microstructures laminaires font l'objet du chapitre 2, en s'intéressant à leur élaboration, la technique de freez casting, la liaison métal céramique et les contraintes résiduelles.
- Après une présentation synthétique du modèle analytique qui est modèle de transfert du chargement par cisaillement (Shear-lag), le cœur du problème est abordé au troisième chapitre en présentant la modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique.
- Le dernier chapitre qui s'intitule simulation est résultats, sera consacré en premier lieu pour la validation des résultats obtenus, à propos le comportement du module de Young, coefficient de poisson et du module de cisaillement, et ensuite on procède la représentation de :
 - Comportement de la rigidité dans un métal céramique à microstructure laminaire, soumis à des sollicitations de traction et sous différentes conditions hygrothermiques.
 - L'évolution du coefficient de poisson, et du module de cisaillement en fonction de la densité de fissuration pour différents rapports d'épaisseurs.

Chapitre I

Recherche bibliographique

Chapitre I : Recherche Bibliographique

I.1. Introduction :

Deux différentes classes de matériaux utilisées couramment, les céramiques et les métaux comptent parmi les plus anciennes. Ces deux types de matériaux présentent des propriétés assez distinctes qui les destinent à des applications a priori très éloignées. En effet, les métaux sont caractérisés par leur ductilité, leur ténacité, leur conductivité électrique et leur relativement basse température de fusion, alors que les céramiques sont plus fragiles, isolantes, mais résistent mieux à l'abrasion et aux hautes températures. Ainsi, les métaux pourront être utilisés dans des domaines où ils vont par exemple absorber l'énergie d'un choc en se déformant, alors que les céramiques seront par exemple utiles dans des applications où l'usure est prépondérante. Cependant, certaines utilisations nécessitent de combiner des propriétés apparemment incompatibles, trop différentes pour pouvoir être réunies dans un seul matériau par différentes techniques.

Les structures sandwich métal céramiques se trouvent couramment dans de nombreuses applications d'ingénierie telles que l'aérospatiale et l'aviation industries, industries maritime, grâce à leurs caractéristiques spécifiques dont, la partie de la céramique préserve la rigidité, la légèreté et la résistance thermique, tandis que la phase métallique améliore la ténacité et l'absorption d'énergie.

Il existe deux modes d'endommagement différents observés lors de la rupture du composite métal/céramique : l'un est la formation d'une zone de fissures multiples près de la pointe d'une fissure macroscopique, et l'autre est la propagation continue d'une fissure macroscopique dans les couches céramiques tandis que les couches métalliques restent intactes. Bien que la fissuration de la couche céramique provoque rarement la défaillance finale du composite, elle peut fortement nuire aux performances du matériau, les tests montrent que la rigidité du composite est réduite au fur et à mesure que la densité de fissuration augmente, de plus avec la croissance des fissures, d'autres modes d'endommagement peuvent apparaître.

I.2. Problématique

Nous estimons un composite sandwich Métal /Céramique à microstructures lamellaires, soumis à une traction uni-axiale , la deuxième couche , celle qui est constituée de préformes de céramique , est endommagée par une fissure

Chapitre I : Recherche Bibliographique

transversale , cette fissuration en général représente le premier mode d'endommagement , ce qui affecte en premiers lieu la rigidité du matériau , donc l'étude de l'évolution de la rigidité est primordiale pour des raisons de sécurité .

Le premier problème qui se pose, est d'analyser le comportement de la rigidité en fonction de la densité de fissuration du matériau ci-dessus mentionné, par une approche analytique où le modèle utilisé pour la modélisation de la fissure est celui de « shear-lag » développé par zhang [1], un modèle qui est en fait l'application à la fissuration transverse de l'analyse de transfert de charge entre les couches. L'effet hygrothermique sur l'évolution de la rigidité est traité par la suite.

Le deuxième problème consiste à examiner l'évolution du coefficient de poisson et du module de cisaillement de notre composite Métal /Céramique fissuré, pour cela la modélisation a été effectuée par le modèle de « shear-lag » en intégrant la fonction de perturbation et le modèle d'HASHIN respectivement, où l'effet du rapport d'épaisseur est pris en considération.

I.3. Définition du sujet :

L'endommagement du stratifié se traduit par l'apparition de fissures transverses qui s'explique par une baisse de rigidité du pli fissuré et, par conséquent une baisse de la rigidité globale du matériau. Cependant, cette chute de rigidité représentée par le rapport du module longitudinal pour un matériau fissuré et le module longitudinal pour un matériau non fissuré en fonction de la densité des fissures. [2]

Cette étude a pour objectif de :

- 1) examiner l'évolution du module de Young dans un composite sandwich métal /céramique à microstructures lamellaires, endommagé par une fissuration transversale, soumis à une traction uni-axiale, et de voir également l'influence des conditions hygrothermiques sur l'évolution de la rigidité dans ce matériau.
- 2) Analyser la dégradation du coefficient de poisson et du module de cisaillement de notre matériau en fonction de la densité de fissuration et pour différents rapports d'épaisseur.

Dans la littérature on trouve une quantité considérable de travaux qui ont proposés différentes méthodes pour représenter le champ des contraintes. Le modèle

Chapitre I : Recherche Bibliographique

analytique le plus souvent utilisé est le modèle dit de type « shear-lag » qui estime la réaction du matériau à travers la baisse de sa rigidité, en calculant le rapport du module longitudinal pour un matériau fissuré et le module longitudinal pour un matériau non fissuré, en fonction de la densité des fissures.

Donc pour ce travail la modélisation de la rigidité d'un composite sandwich métal /céramique à microstructures lamellaires, est développée en utilisant le modèle analytique qui est le modèle modifié de Shear_Lag ou de diffusion de cisaillement modifié par Zhang[1]. Le modèle de Shear_Lag en intégrant la fonction de perturbation développé par Varna [3] est utilisé pour prédire le comportement du coefficient de poisson, et pour le module de cisaillement la modélisation est faite par la méthode d'HASHIN développé par Mr.khoudjet_kesba [4].

La principale démarche pour atteindre l'objectif visé, sera essentiellement la simulation numérique par le code MAPLE. Plusieurs résultats sont obtenus par l'exploitation de ce code afin d'enrichir l'interprétation des résultats.

L'originalité du travail réside dans le fait que les propriétés mécaniques sont déterminées à partir d'un environnement variable, prenant en compte l'influence de la température et l'humidité pour un composite métal céramique à microstructures lamellaires fissuré avec fissuration transverse soumis à une traction uni-axiale.

I.4. Travaux effectués :

Avec l'utilisation croissante des structures sandwich composites dans les applications d'ingénierie en raison de leur légèreté, leurs excellentes caractéristiques de vibration, une rigidité à la flexion très élevée, des excellentes caractéristiques d'isolation thermique, et également de bonnes propriétés de fatigue, les structures sandwich soumis à des charges d'impact ont été largement examinées à l'aide de techniques expérimentales, de modélisation mathématique.

Diverses études ont été réalisées afin de modéliser le comportement des matériaux composites, dont le modèle de shear_lag , publié pour la première fois par O. Volkersen en 1938 , représente l'un des concepts les plus fondamentaux dans le transfert de charge entre deux éléments reliés soit par des connexions discrètes,

Chapitre I : Recherche Bibliographique

telles que des fixations mécaniques, soit par une couche continue telle que un adhésif. [5]

Ce modèle a été développé par Zhang et Zhu [1] en 2008, pour avoir un nouveau modèle qui prend en compte la contrainte normale et la contrainte de cisaillement inter laminaire transférée de la couche adhésive inter laminaire. Le modèle prédit est basé sur un critère de résistance de la couche transversale qui accepte que de nouvelles fissures transversales soient générées lorsque la contrainte axiale appliquée atteint la résistance à la traction transversale de la couche avec la même direction.

Ce dernier a été exploité dans la même année par E.A Adda-Bedia et al [6] pour effectuer une étude afin de prédire le comportement de la rigidité dans les matériaux composites $[\theta m \setminus 90 n]_s$ fissurés, l'effet hygrothermique a également été analysé, les résultats obtenus montrent que à mesure que la densité de fissuration dans les composites augmente, la dégradation de la rigidité devient plus importante.

➤ Composites hybrides :

Plusieurs chercheurs ont examiné le comportement mécanique des composites hybrides en utilisant toujours le modèle de shear-lag modifié, on peut citer :

El Meiche et al [7], qui ont étudié en 2009 l'effet des fissures transversales sur les réductions de rigidité dans différents stratifiés croisés hybride ; leurs recherches ont abouti à des résultats qui démontrent que la répartition des contraintes et la réduction de la rigidité des stratifiés hybrides dépendent principalement des propriétés des couches à 90 et 0.

Ensuite R. Belmana et M. Laghouati [8] ont étudié l'évolution des propriétés élastiques (rigidité et contraintes) d'un matériau composite hybride soumis à des conditions hygrothermiques variables (avec la variation de la température et humidité). En premier lieu, la modalisation de la fissuration transverse pour les composites hybrides soumis à une traction uni-axiale a été développée. Les résultats trouvés étaient validés avec l'expérimentale et des travaux publiés par El Meiche [7] et Zhang [1]. Par la suite, le comportement de la contrainte (longitudinale, transversale et de cisaillement) et de la rigidité a été étudié avec la variation de la

Chapitre I : Recherche Bibliographique

température et humidité. Finalement, les résultats trouvés représentaient clairement la dépendance de la réduction des caractéristiques mécaniques en fonction de la densité de fissuration et aux conditions d'environnements.

En 2021, Outouat et Djouadi [9] , ont étudié l'évolution des contraintes dans une plaque sandwich métal/céramique avec une fissure transversale soumis à une traction uni-axiale puis ils ont analysé l'impact de la distributions linéaires et non linéaires de la température et de la concentration d'humidité sur le comportement des contraintes dans un composite hybride métal/céramique fissuré.

➤ Les composites Métal Céramique à microstructures lamellaires :

Les composites Métal/Céramique à microstructures lamellaires sont une nouvelle classe de composites à matrice métallique produits par infiltration de préformes céramiques moulées par la technique de freeze casting avec un alliage d'aluminium fondu. La rentabilité de la production et la teneur relativement élevée en céramique rendent ces composites attrayants pour un certain nombre d'applications potentielles dans l'ingénierie automobile, aérospatiale et biomédicale. [10]

Ce type des composites a attiré l'attention de plusieurs chercheurs, parmi eux on mentionne :

Siddharta Roy, Alexander Wanner,[11] ils ont effectué en 2010 une étude sur des composites métal/céramique innovants produits par infiltration à l'état fondu de préformes céramiques préparées par la technique de freeze casting, ces composites présentent une structure hiérarchique dont à l'échelle de longueur mésoscopique, on observe des domaines lamellaires de tailles allant jusqu'à plusieurs millimètres. Le but de cette étude était d'analyser les propriétés élastiques anisotropes d'un tel composite à différentes échelles.

En 2015, M.kashtalyan et al [10], ont modélisé un échantillon à domaine unique de composite métal/céramique à microstructure lamellaire théoriquement à l'aide d'une combinaison de moyens analytiques et informatiques. Le champ de contrainte dans l'échantillon contenant plusieurs fissures transversales dans la couche de céramique est déterminé à l'aide d'une approche de décalage de cisaillement 2D modifiée et d'une méthode d'éléments finis. À l'aide de la modélisation par éléments finis, l'épaisseur de la couche de cisaillement est

Chapitre I : Recherche Bibliographique

déterminée et utilisée comme entrée dans le modèle analytique. La dégradation des propriétés de rigidité de l'échantillon due à la fissuration transversale multiple est prédite à l'aide du modèle de contrainte équivalente.

Récemment, Dr. Khodjet-kesba avec El Meiche et Benkhdedda [12] , ont analysés l'influence de la distribution linéaire et non linéaire de la température et de la concentration d'humidité sur la distribution des contraintes pour les plaques sandwich métal/céramique présentant des fissures transversales en utilisant le modèle de « shear_lag » modifié par Zhang et zhu [1] dont la validation du modèle utilisé avec les données expérimentales a été faite en prédisant la réduction de rigidité en fonction de la densité de fissure , la comparaison a montré qu'un accord qualitatif et quantitatif satisfaisant était obtenu.

Au cours de la rupture des stratifiés métal/céramique, deux modes d'endommagement différents sont observé : l'un est la formation d'une zone de fissures multiples près de la pointe d'un fissure macroscopique, et l'autre est la propagation continue d'une fissure macroscopique dans les couches céramiques tandis que les couches métalliques restent intactes. Le critère de la transition de la fissuration simple à la fissuration multiple est un paramètre clé pour la conception du stratifiés métal/céramique. [13].

➤ L'effet hygrothermique :

La prévision de l'effet hygrothermique, humidité et température, sur le comportement mécanique des structures en matériaux composites, constitué l'axe principale de nombreuses études, parmi les chercheurs qui ont traité l'effet hygrothermique, on cite :

Tsai et autres [14], qui ont présenté en 1980 une méthode d'analyse du comportement hygrothermique des stratifiés composites pour aboutir à déférents résultats, ils ont constaté que L'anisotropie des composites unidirectionnels se manifeste également dans le comportement hygrothermique. La déformation peut être effectuée lors d'un changement de température et lors de l'absorption d'humidité. Le matériau de la matrice est beaucoup plus sensible à la déformation hygrothermique par rapport aux fibres. La déformation hygrothermique d'un composite unidirectionnel est beaucoup plus élevée dans le

Chapitre I : Recherche Bibliographique

sens transversal que dans le sens longitudinal. En raison de la dépendance directionnelle de la dilatation hygrothermique, des contraintes résiduelles sont induites dans les stratifiés composites.

Ensuite en 1994, Kim [15], considéra l'effet de température sur la propagation des fissures dans les polymères, puis examina [16] l'effet de température et d'humidité sur un système graphite/époxy (Thornel 300/Namco 5208). L'expérience a été faite sur les trois stratifiés suivants : $[0/\pm 45]_2S$, $[90/\pm 45]_2S$, et $[0/\pm 45/90]_2S$. Les résultats révélèrent que la rigidité à des essais humides à 260°F, est 40% plus faible à la même température mais à sec, l'effet d'humidité et de température combiné, a une influence sur la dégradation de la rigidité dans les stratifiés.

En 2007, J. Mercier [16], a traité la durabilité (vieillessement) en milieu humide et de l'endommagement par fissuration de matériaux composites à matrice organique (CMO). Tout d'abord il a analysé expérimentalement la diffusion d'eau dans le matériau (matrice époxy renforcée par des fibres de verre), et Lors d'essais expérimentaux de traction, il a mis en évidence des baisses de différentes propriétés mécaniques en fonction de la quantité d'eau absorbée .Par la suite Mr. Mercier a étudié expérimentalement la fissuration intralaminare, ainsi que son couplage avec l'humidité en proposant un modèle prédictif qui prend en compte les effets d'endommagements d'origine hydrique et/ou mécanique . Par conséquent il a déterminé le comportement global du matériau à l'aide de la modélisation par éléments finis, connaissant le gradient de propriété suivant l'épaisseur. Il est donc possible de suivre en continu au cours du vieillissement l'évolution de rigidité du matériau, pour n'importe quel état de fissuration et d'absorption.

Dernièrement, Lilla Mansouri, Arezki Djebbar[17], et d'autre ont effectué divers tests physico-chimiques et mécaniques sur différents stratifiés composites mixtes fibres courtes/tissés afin d'étudier l'effet du vieillissement hygrothermique sur le comportement des stratifiés. L'objectif principal de cette étude était de déterminer les propriétés mécaniques, dans des environnements agressifs c'est-à-dire de l'eau distillée eau salée à différents intervalles de temps et à haute température. L'analyse de tous les résultats obtenus montre que le temps de vieillissement, le milieu et la température ont une influence significative sur le comportement mécanique du mélange fibres courtes / composites tissés.

Chapitre I : Recherche Bibliographique

➤ Les contraintes thermiques résiduelles :

Les contraintes résiduelles sont inhérentes aux matériaux composites élaborés à haute température et combinant des matériaux ayant des propriétés thermophysiques différentes tel que les métaux et les céramiques, ce type de contrainte peut provoquer l'endommagement de la matrice lors du refroidissement. Elles causent sa ruine complète lorsque la condition de compatibilité physique n'est pas satisfaite, donc l'analyse des contraintes thermiques résiduelles assume un rôle très important car elles peuvent réduire considérablement la résistance mécanique des structures composites durant leur fonctionnement, parmi les études effectués dans ce contexte on trouve :

Vincent Guipont [18] a effectué une analyse de ce type de contrainte, et il a aperçu que les contraintes résiduelles sont critiques dans la partie céramique. Elles peuvent mener à la rupture de l'assemblage sans chargement extérieur ou au contraire contribuer aux performances de tenue en service lorsque la liaison est convenable.

Vincent Kazajus et autres, [19] ont analysé dans un premier temps, les contraintes résiduelles pour un assemblage métal céramique pendant la phase de refroidissement à l'aide de la simulation numérique du procédé de brasage, puis dans un deuxième temps l'influence de ces contraintes sur la résistance mécanique est étudiée à l'aide de la simulation numérique d'un essai de traction normalisé d'assemblages céramique métal. Les résultats numériques sont enfin comparés aux essais réalisés.

Le travail de Farida Bouafia et al, [20] est consacré à une étude numérique tridimensionnelle, par la méthode des éléments finis, des niveaux et de la distribution des contraintes résiduelles dans les structures composées (bi-matériaux). En mettant en évidence l'effet de la température et les propriétés physique du métal et de la céramique.

➤ L'évolution de coefficient de poisson :

J. Varna and A. Kraanikovs [2] ont développé un modèle de réduction de la rigidité basé sur des hypothèses de déformation plane généralisée, par conséquent

Chapitre I : Recherche Bibliographique

des expressions analytiques simples sont obtenues pour le module longitudinal et le coefficient de Poisson en fonction de la densité de fissure transversale. Mis à part la densité de fissures, ces expressions ne dépendent que des propriétés élastiques et géométriques des lamelles constitutives et du déplacement moyen d'ouverture de fissure normalisé de manière appropriée.

➤ L'évolution du module de cisaillement :

Dans sa thèse de doctorat, Mr. khodjet kesba [3] a établi une recherche à propos l'évolution des propriétés élastiques en fonction de la densité de fissuration dans les composites $[\beta_n/\theta_m]_s$ stratifié à matrice organique, en prenant en compte les conditions environnementales, il a utilisé pour cela deux approches analytiques, la méthode de diffusion de cisaillement et le modèle d'HASHIN ; et enfin il a abouti à des résultats qui représentent la dépendance de la réduction des propriétés élastiques en fonction de la densité de fissure et des conditions environnementales

Chapitre II

**Les composites sandwiches
métal/céramique à microstructures
laminaires**

II.1. Introduction :

Les panneaux sandwich ont été utilisés avec succès depuis de nombreuses années dans l'aviation et industries aérospatiales, ainsi que dans les applications de génie maritime, mécanique et civil. Cela est dû à la rigidité élevée et aux rapports résistance / poids élevés des systèmes sandwich. L'utilisation des constructions sandwich dans les structures aérospatiales peut être retracée à la Seconde Guerre mondiale lorsque le bombardier britannique De Havilland Mosquito avait utilisé la construction sandwich.

Au cours des trois dernières décennies, les composites sandwiches à matrice métallique (MMC) sont passés d'un sujet d'intérêt académique à un sujet d'importance pratique, les MMC trouvant une utilisation dans les applications automobiles et aérospatiales. Leur adoption rapide est due à leurs propriétés mécaniques attrayantes, qui comprennent un rapport résistance/poids élevé. Rigidité et résistance à l'usure.

Plus récemment, il y a eu une diversification impressionnante de la technologie de fabrication des MMC, avec des progrès réalisés à la fois en termes de composition et de techniques de traitement. L'une des techniques de traitement les plus prometteuses est celle de la mise en forme de glace, également connue sous le nom de moulage par congélation cette dernière nous permet d'avoir une nouvelle classe de composites à matrice céramique à microstructures lamellaires constituent des produits par infiltration de préformes en céramique moulées à froid ou à glace avec un alliage d'aluminium fondu.

En raison de la différence des coefficients de dilatation thermique des phases métalliques et céramiques, des contraintes thermiques résiduelles considérables sont développées lors du traitement des MMC. Ces contraintes thermiques résiduelles peuvent affecter significativement le comportement mécanique ultérieur du composite.

II.2. Généralités sur les matériaux composites :

II.2.1. Définition :

Un matériau composite est défini comme étant « un assemblage d'au moins deux corps non miscible à structure différente dont les qualités individuelles se combinent et se complètent en donnant un matériau hétérogène dont les performances globales sont améliorées » [21].

II.2.2. Architecture des matériaux composites :

Les propriétés mécaniques des matériaux composites varient considérablement. Ces propriétés dépendent des fibres contenues dans le composite (type, quantité et direction), de la matrice utilisée, et du rapport volume-fibre, c'est à dire le ratio du volume des fibres par rapport au volume total du composite. Elles sont aussi affectées par le volume ou la dimension du composite lui-même. [22](Voir la figure. II.1)

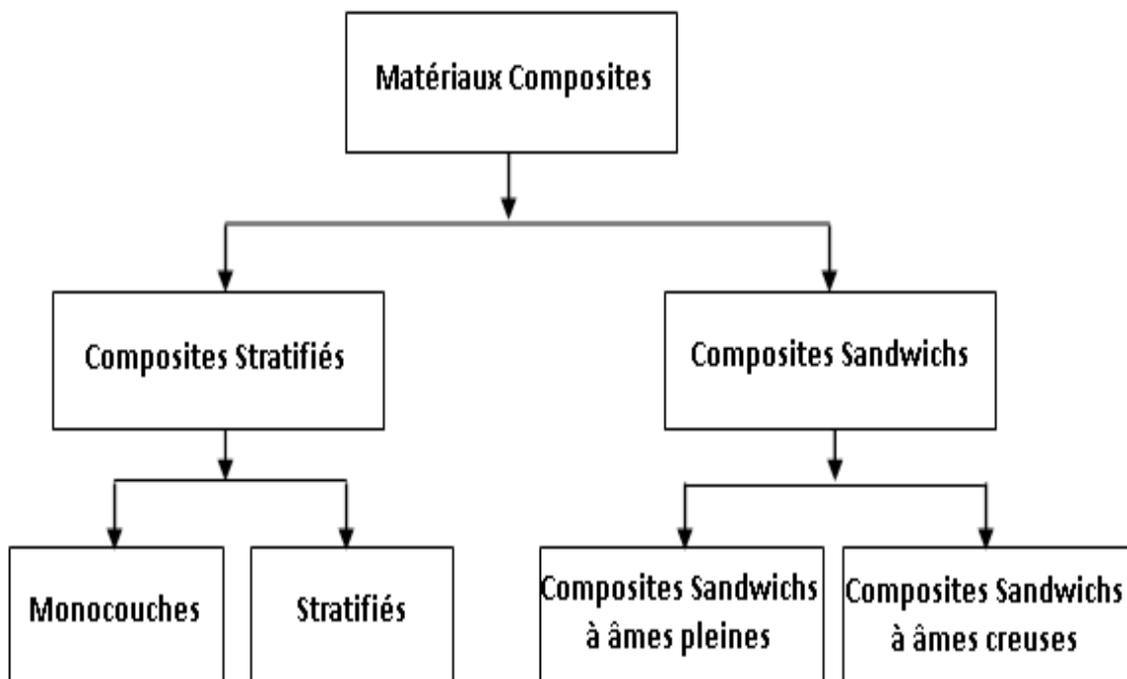


Figure II.1 : Classification des matériaux composites selon leur structure [22].

1. Monocouches :

Les monocouches représentent l'élément de base de la structure composite. Les différents types de monocouches sont caractérisés par la forme du renfort: à fibres longues (unidirectionnelles UD, réparties aléatoirement), à fibres tissées, à fibres courtes. (Voir la figure. II.2)

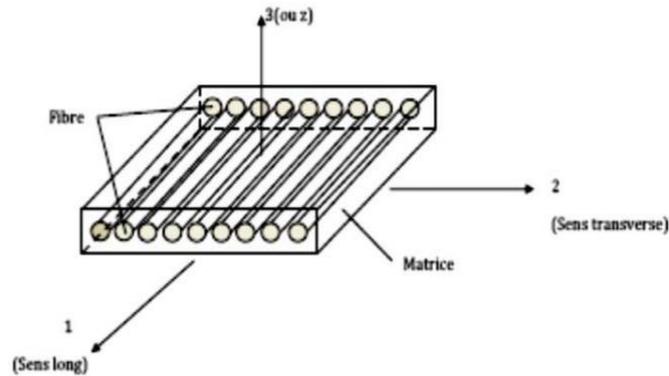


Figure II.2 : Pli à renforcement unidirectionnel (monocouche) [22].

2. Stratifiés :

Un stratifié est constitué d'un empilement de monocouches ayant chacune une orientation propre par rapport à un référentiel commun aux couches, et désigné comme le référentiel du stratifié (Voir la figure. II.3).

Le choix de l'empilement et plus particulièrement des orientations permettra d'avoir des propriétés mécaniques spécifiques. On pourra avoir des stratifiés du type :

- **Equilibré** : stratifié comportant autant de couches orientées suivant la direction $+\theta$ que de couches orientées suivant la direction $-\theta$.
- **Symétrique** : stratifié comportant des couches disposées symétriquement par rapport à un plan moyen.
- **Antisymétrique** : stratifié comportant des couches disposées non symétriquement par rapport à un plan moyen.
- **Croisé** : stratifié comportant autant de couches à 0° que de couches à 90° .
- **Hybride** : les couches successives comportent des fibres de natures différentes, il s'agit d'un stratifié hybride.

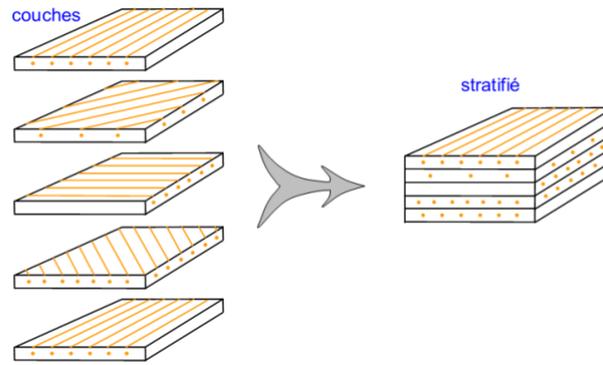


Figure II.3 : Désignation d'un stratifié [22].

Les stratifiés hybrides permettent d'être plus performants en utilisant au mieux les propriétés des diverses fibres disponibles. Parmi les différents hybrides, on peut distinguer :

- des hybrides intercouches, constitués d'une suite de couches, chacune de nature différente ;
- des hybrides intracouches, constitués par une séquence de couches identiques, chaque couche étant constituée de renforts différents ;
- des couches métalliques peuvent également être intercalées entre les couches.

3. Sandwich :

Le principe de la technique sandwich consiste à appliquer sur une âme plus épaisse et de faible densité (constituée d'un matériau ou d'une structure légère possédant de bonnes propriétés en compression) deux feuilles, appelées peaux, (de faible épaisseur, possédant de bonnes caractéristiques en traction).

L'objectif d'un tel procédé est de constituer une structure permettant de concilier légèreté et rigidité. Généralement, le choix des matériaux est fait pour un objectif initial d'avoir une masse minimale en tenant compte des conditions d'utilisation (conditions thermiques, corrosion, prix, etc.). Malgré une activité de recherche et de développement sur ces matériaux, le comportement au cours de l'endommagement reste peu connu. [23]

II. 3. Présentation Générale des Matériaux Composites Sandwich :

II. 3.1. Origine du mot Sandwich :

John Montagu (1718-1792), seigneur britannique de l'Amirauté pendant la révolution Américaine, a donné le nom de sandwich, qui était un joueur de billard dévoué, a inventé à manger à la table de billard [24] en 1762, il passa 24 heures à table sans autre nourriture que ses sandwiches [25].

Le sandwich archétypal se compose de deux tranches de pain avec de la viande entre les deux. La construction sandwich discutée dans ce texte est construite d'une manière similaire au comestible à sandwich mais au lieu de pain deux fines feuilles de matériau de hautes performances, et entre celles-ci le remplissage est remplacé par un matériau de faible densité.

Historiquement, les avantages du concept d'utilisation de deux faces coopérantes séparées par une distance auraient été discutés pour la première fois par le Français, Duleau, en 1820, et plus tard par Fair bairn [26]. Bien que ce ne soit que 110 ans plus tard, le concept a été appliqué pour la première fois dans le commerce. C'était vers l'achèvement de la Seconde Guerre mondiale, à la fin des années 40, que certains travaux sur les constructions sandwich ont été publiés. Depuis ces premiers jours, la technologie des stratifiés sandwich a considérablement progressé, et aujourd'hui, une utilisation beaucoup plus complète des avantages des stratifiés sandwich est en cours de réalisation.

La fin des années 40 et 50 a vu l'avènement de matériaux d'âme en nid d'abeille, développés principalement pour l'industrie aérospatiale. Les noyaux en nid d'abeille offrent actuellement les meilleurs rapports résistance au cisaillement et rigidité / poids, mais nécessitent des précautions pour assurer l'adhérence adéquate aux faces. Les matériaux de base ont été produits sous diverses formes et développé pour une gamme d'applications, utilisant généralement une forme de cellule hexagonale pour une efficacité. Le coût toujours élevé des noyaux en nid d'abeille a limité leur application principalement à l'industrie aérospatiale.

La recherche sur les constructions sandwich au cours des deux dernières décennies a principalement tourné autour des domaines de la résistance aux chocs, de la fatigue et de l'analyse des fractures avec ces domaines sont une préoccupation majeure pour l'industrie aérospatiale.

II. 3.2. Définition d'un élément sandwich :

Une structure sandwich est un matériau constitué de deux peaux en matériaux composites et une âme en matériau alvéolé. L'avantage de cette structure est d'avoir une grande rigidité en flexion, pour une masse minimale.

L'ASTM définit une structure sandwich comme suit :

« Un sandwich structurel est une forme spéciale d'un composite stratifié comprenant une combinaison de différents matériaux qui sont liés les uns aux autres de manière à utiliser les propriétés de chaque composant séparé à l'avantage structurel de l'ensemble de l'assemblage. » (Voir la figure. II.4)

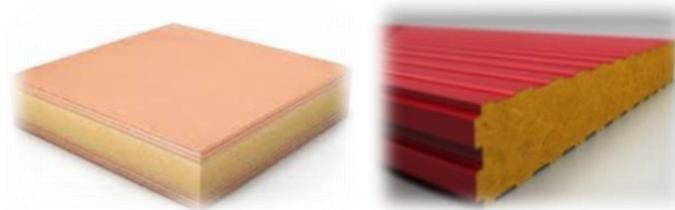


Figure II.4 : Schéma d'un panneau sandwich structurel

II. 3.3. La Construction d'un sandwich :

Elle est constituée généralement de trois composants de base possédant des propriétés différentes, mais complémentaires : les peaux, l'âme et l'adhésif. La figure présente les différents éléments constitutifs d'un matériau composite en construction sandwich :

- Les peaux
- l'âme
- L'adhésif de surface

II. 3.3.1. Les peaux (ou semelles) :

Généralement planes, qui reprennent les efforts de flexion. Elles peuvent être de plusieurs natures : en métal, en stratifié, en bois (contreplaqué) ou encore en plaque thermoplastique. Le choix de la nature de la peau s'effectue principalement en fonction des performances mécaniques exigées. Mais en général, une rigidité élevée

et une excellente résistance à la compression et à la tension sont les principales qualités recherchées.

II. 3.3.2. L'âme :

C'est l'élément central d'une structure sandwich. Elle se caractérise par une faible masse et des faibles caractéristiques mécaniques. Son rôle principal est de supporter les efforts de compression et de cisaillement engendrés suite au mouvement de glissement des peaux sous chargement, et de maintenir leur écartement.

En effet, si l'épaisseur des panneaux n'est pas maintenue constante, il en résulte une diminution des capacités des peaux externes à résister à la flexion. L'épaisseur élevée de l'âme a pour but d'accroître le moment d'inertie du panneau sans augmenter la masse volumique. Les types d'âmes les plus communs dans le secteur industriel sont : le bois de balsa, les nids d'abeilles et les mousses en polymères rigides. Les structures sandwichs sont classées selon la nature de leurs âmes. Les âmes peuvent être classées en trois catégories principales, les mousses, les mousses renforcées et les parois minces. Les âmes en parois minces existent sous plusieurs formes, coeur gaufré, coeur ondulé et en nid d'abeille, ce dernier (dit aussi « Nida ») est le plus utilisé.

II. 3.3.2.1. L'âme en nid d'abeilles :

L'âme en nid d'abeilles, est un matériau structural souple constitué de mailles hexagonales, réalisées à partir de différents matériaux comme par exemple le papier ou l'aluminium. (Voir la figure. II.5)

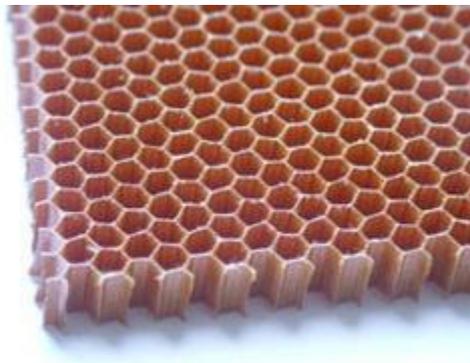


Figure II.5 : Âme en nid d'abeilles

Les propriétés de l'âme en nid d'abeilles varient selon le sens transversal ou longitudinal des alvéoles. De plus, la taille de celles-ci, l'épaisseur des parois et la méthode de mise en œuvre sont des paramètres qui influencent la résistance au cisaillement transversal et longitudinal de ce genre d'âmes.

Elle a des propriétés mécaniques qui dépassent celles des mousses. Sa masse volumique peut varier entre 15 et 160 kg/m³ et son épaisseur entre 3 et 150 mm. Lorsque des structures sandwichs sont constituées d'une âme en nid d'abeilles et soumises à un chargement, les efforts en flexion sont absorbés par les deux peaux tandis qu'une grande partie des efforts en cisaillement est encaissée par l'âme.

Parmi les âmes Nida les plus utilisées, nous retrouvons :

- **L'âme en nid d'abeille métallique :**

L'aluminium et les alliages ultralégers sont les matériaux les plus utilisés pour fabriquer les nids d'abeilles métalliques.

- **L'âme en nid d'abeilles plastique :**

C'est un nid d'abeilles extrudé en polypropylène utilisé comme âme de structure sandwich (panneaux). La nature thermoplastique de ces nids d'abeilles facilite leur mise en forme. Ils sont thermiquement isolants grâce à l'air emprisonné dans les alvéoles. Les sandwichs en Nida polypropylène sont moins rigides que ceux en aluminium mais demeurent plus légers et moins dispendieux

II. 3.3.3. L'adhésif de surface (ou interface) :

Cet élément est d'une importance cruciale, il solidarise l'âme et les peaux. Il doit permettre un bon assemblage de la structure en formant une liaison continue, non poreuse et d'épaisseur constante. Par ailleurs, et une bonne transmission des contraintes d'un milieu à l'autre est nécessaire, Pour cela, la principale caractéristique de l'adhésif doit être une bonne résistance au cisaillement. Dans le cas de peaux en matériau composite, l'insertion de cette troisième phase peut être évitée par l'utilisation d'une résine auto-adhésive [27].

II. 3.4. Conception des structures sandwich :

Bien que généralement conçues pour être soumises à des efforts en flexion, les structures sandwichs le sont aussi pour répondre à d'autres exigences, comme l'isolation thermique, acoustique, etc.

Le choix du type de sandwich dépend surtout de son application. Les principaux objectifs du concepteur d'un « sandwich » sont de choisir les matériaux appropriés constituant la structure ainsi que de déterminer les épaisseurs respectives des peaux et de l'âme de façon à résister aux moments fléchissant, au cisaillement et aux contraintes axiales induites par les forces appliquées sur elles. Généralement, la conception est basée sur la théorie des sandwichs (théorème des poutres homogènes) et la sélection de matériaux ayant les propriétés appropriées.

- **Résistance en flexion**

Généralement, les structures sandwichs sont plus rigides que les poutres conventionnelles. Cela étant dû à la distribution géométrique efficace et au support des efforts par les peaux qui permettent l'obtention d'un facteur de rigidité (EI) plus élevé. Les peaux doivent adhérer le mieux possible à l'âme puisque le comportement mécanique final de la structure Sandwich est directement lié à cette adhérence.

- **Résistance aux chocs**

La résistance à l'impact d'une structure Sandwich composite est largement influencée par la capacité d'absorption de l'énergie par l'âme. Cette capacité d'absorption peut être améliorée en augmentant la densité du matériau qui compose l'âme. Soumis à un impact, on observe un comportement tout à fait différent s'il s'agit d'une âme en mousse ou d'une âme en nid d'abeilles. L'âme en mousse diffusera l'énergie de l'impact à l'intérieur même du Sandwich en l'absorbant dans sa structure cellulaire. C'est pourquoi les mousses PVC d'origine thermoplastique Dans le cas d'une âme en nid d'abeilles, les parois transfèrent l'énergie perpendiculairement d'une peau à l'autre, ce qui peut donc occasionner la déchirure de la peau opposée.

- **Résistance à la compression**

Les charges de compression sont totalement transférées à l'âme du Sandwich. Les structures en nid d'abeilles permettent de supporter des contraintes de compression, normales aux panneaux, élevées. Par contre leur anisotropie favorise leur rupture lorsqu'elles sont chargées dans plusieurs directions comme dans le cas des pièces soumises à des charges hydrostatiques. On préconise alors comme solution une combinaison nid d'abeilles et mousse.

- **Résistance au décollement (pelage)**

Une résistance insuffisante au décollement peut conduire au délaminage des peaux et être la cause de ruptures catastrophiques. En général, dans les sandwichs à âme en mousse, la résistance du joint de colle entre les peaux et l'âme doit être supérieure à la résistance au cisaillement de l'âme. Les mousses de PVC donnent des forces d'adhésion supérieures à celles obtenues avec le balsa ou le polyméthacrylimide (PMI). Les mousses de polyuréthane (PU), sont fragiles, ce qui rend leur collage difficile. Quant aux âmes en nid d'abeilles, leur surface de contact réduite explique qu'il est difficile d'obtenir une résistance élevée au pelage.

- **L'isolation**

La diminution de poids, l'isolation acoustique et thermique ainsi que l'amortissement des vibrations sont nécessaires dans plusieurs applications. Grâce à leur structure cellulaire, beaucoup de mousses obtiennent de très bons résultats en ce qui a trait à l'isolation thermique et acoustique alors que les structures en nid d'abeilles offrent des performances moins probantes, plus limitées.

Par conséquent, lorsqu'il est nécessaire d'avoir de bonnes propriétés en termes d'isolation thermique et acoustique, les structures sandwichs avec âme en mousse sont des choix judicieux. Lorsque la diminution de poids est le seul objectif, les structures sandwichs avec âme en nid d'abeilles devraient être envisagées.

- **Absorption d'eau**

L'absorption d'humidité et d'eau par l'âme des structures sandwichs peut causer une diminution importante et significative de ses propriétés mécaniques. Dans le cas où les peaux des sandwichs seraient abîmées, l'utilisation d'âmes sensibles à l'eau ou à l'humidité augmente encore plus le risque de délaminage. Même en service normal, l'évaporation interne d'eau absorbée peut causer un délaminage des peaux. Pour solutionner ce problème, un traitement thermique additionnel de l'âme est parfois nécessaire avant la mise en œuvre du Sandwich.

II. 3.5. Intérêt des structures sandwichs :

L'intérêt principal des structures sandwichs, par opposition aux composites traditionnels dits monolithique, réside dans leur rigidité spécifique très élevée. La densité de l'âme est couramment de l'ordre de 100 kg /m³. En modifiant la nature et l'épaisseur de la peau et/ou de l'âme, on parvient à donner à la structure le matériau qui convient le mieux. Ainsi, l'amélioration de la rigidité qui traduit le comportement

Chapitre II : Les composites sandwiches métal/céramique à microstructures laminaires

en flexion du matériau, s'obtient en augmentant soit l'épaisseur de l'âme qui conduit à l'augmentation de son moment d'inertie, soit le module d'élasticité des peaux. Puisque l'âme du Sandwich possède une faible densité, la masse du composite n'évolue pas de façon importante.

Les matériaux composites sandwiches disposent d'atouts importants par rapport aux matériaux traditionnels. Ils apportent de nombreux avantages fonctionnels : légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite, liberté de formes. Ils permettent d'augmenter la durée de vie de certains équipements grâce à leurs propriétés mécaniques et chimiques. Ils contribuent au renforcement de la sécurité grâce à une meilleure tenue aux chocs et au feu. Ils offrent une meilleure isolation thermique ou phonique et, pour certains d'entre eux, une bonne isolation électrique. Ils enrichissent aussi les possibilités de conception en permettant d'alléger des structures et de réaliser des formes complexes, aptes à remplir plusieurs fonctions. Dans chacun des marchés d'application (automobile, bâtiment, électricité, équipements industriels,), ces performances remarquables sont à l'origine de solutions technologiques innovantes.

II. 3.6. Domaines d'application des matériaux sandwich :

Dans l'aéronautique, l'automobile, la construction navale et ferroviaire et le domaine du génie civil. La raison la plus commune pour l'utilisation des matériaux sandwiches est le gain de poids. Mais il existe d'autres raisons : coût, stabilité, sûreté, résistance au choc, durée de vie, propriétés à la fatigue, plus grande capacité de charge.

II.4. Les composites métal-céramique :

Dans notre étude on a utilisé un Composite innovant à matrice métallique (MMC) produit par infiltration de fonte de préformes céramiques préparées par une technique de moulage par congélation. Ces composites présentes des domaines lamellaires de tailles pouvant atteindre plusieurs millimètres. (Voir la figure. II.6)

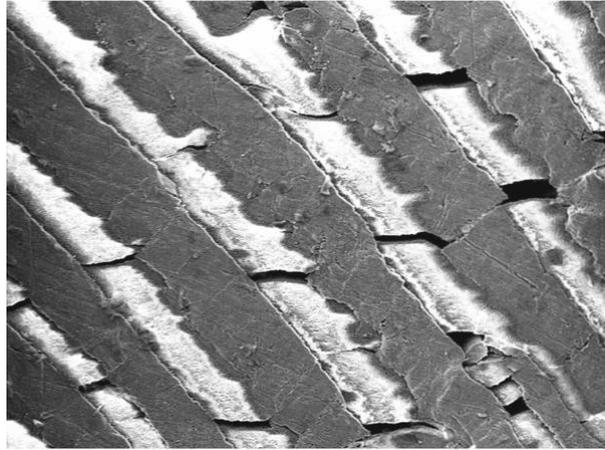


Figure II.6: Transverse cracks in ceramic layer of metal/ceramic composite with lamellar microstructure [11].

II.4.1. Historique des liaisons métal-céramique :

Bien que l'émaillage soit appliqué depuis plus de trois millénaires, c'est seulement depuis l'apparition des céramiques techniques (Al_2O_3 , ZrO_2 , AlN ...) et leur utilisation dans l'électronique que les recherches sur la liaison entre un métal et une céramique se sont développées. Les deux caractéristiques principales demandées à la liaison sont l'étanchéité et une tenue mécanique correcte. Depuis une trentaine d'années, les céramiques thermomécaniques (Al_2O_3 , ZrO_2 , SiC , Si_3N_4 ...) sont étudiées en vue d'applications dans les turbines à gaz et les moteurs thermiques afin d'en améliorer le rendement grâce à une augmentation de la température de fonctionnement. C'est ainsi que plusieurs programmes d'étude et de développement ont vu le jour dans divers pays [28] :

- 1972, U.S.A. « DARPA » moteur turbine pour véhicule terrestre.
- 1976, U.S.A. « NAVSEA » et « GARRET » céramisation de turbine 200 CV.
- 1980, R.F.A. moteur céramisé pour automobile avec la collaboration des Sociétés Volkswagen, Feldmühle, Rosenthal...
- 1984, Japon. Projet « moonlight », turbine à gaz à haut rendement.

Devant l'échec des programmes concernant les moteurs « tout céramique », les grands programmes nationaux ont été en nombre plus limités. Plus récemment d'autres applications sont apparues, par exemple :

-2006, France. Projet ANR « CERAMAT » : composite céramique-métal pour EHT (Electrolyseur haute température) et SOFC (Solid Oxide Fuel cell).

Cette introduction ne serait pas complète si nous ne mentionnions pas les liaisons métal- céramique utilisées dans le génie biologique et médical. Dans le domaine dentaire, avec l'utilisation des barbotines comme revêtement sur les prothèses métalliques, mais aussi récemment avec les prothèses articulaires, l'emploi des céramiques appelées biocompatibles offre de réels espoirs pour la chirurgie osseuse.

II.4.2. Techniques de formation des liaisons métal-céramique:

L'assemblage des métaux massifs avec des céramiques massives reste toujours un problème d'actualité. Il est en effet relativement délicat de créer des liaisons entre des matériaux aux propriétés si différentes. Cependant, tout un éventail de techniques est proposé dans la littérature. Ceci confère souvent à cette technologie un caractère empirique

Les principales techniques de liaison métal/céramique sont les suivantes :

- métallisation brasage Mo-Mn,
- brasage à basse température,
- brasage à haute température,
- liaisons par soudage diffusion et en particulier thermocompression,
- méthode de l'eutectique gaz-métal,
- méthode de freeze –casting.

II.4.2.1. Freeze casting:

Freeze-casting, également connu sous le nom de ice-template, est une technique de traitement des matériaux respectueuse de l'environnement qui peut être utilisée pour créer une gamme variée de matériaux. En raison de la large gamme de matériaux (céramiques, métaux, polymères, composites), en plus de la gamme de formes et de tailles de pores atteignables en utilisant la technique de coulage à froid, les applications des matériaux coulés à froid sont nombreuses. Ces dernières années, la technique a été étudiée comme voie de traitement pour des applications

telles que : les matériaux de structure [29], les tablettes de cacao [30], les électrodes de piles à combustible [31], les biomatériaux, les électrodes de cellules solaires à colorant, produits pharmaceutiques, circuits extensibles, et électrodes de batterie lithium-ion. En raison de la large applicabilité de la technique, le moulage par congélation a attiré une attention considérable au cours de la dernière décennie (Voir la figure. II.7)

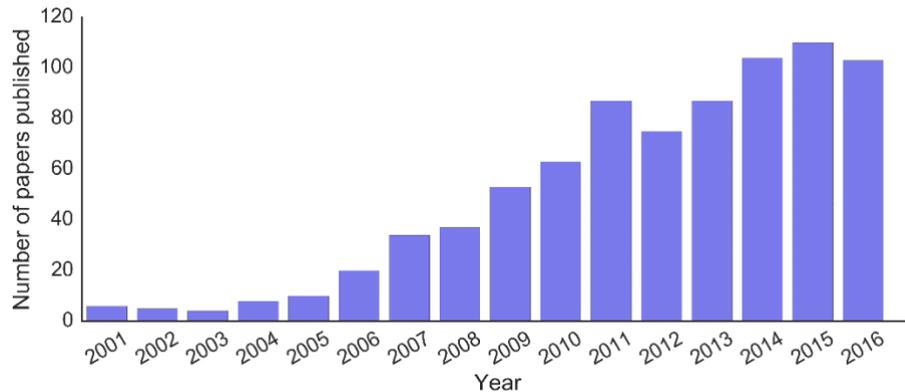


Figure II.7 : Nombre d'articles sur le Cryo casting publiés dans des revues à comité de lecture entre 2001 et 2016.

II.4.2.1.1. Historique :

Le moulage par congélation a été utilisé pour la première fois comme technique de traitement des matériaux par la NASA en 1954 [32]. Le travail initial consistait à congeler en masse des suspensions aqueuses de particules. Après congélation, élimination de la glace et frittage, des matériaux réfractaires en forme de filet ont été obtenus (Fig. 2). Puis, à la fin des années 1970, le moulage par congélation a été utilisé dans l'industrie agroalimentaire pour produire de la viande d'imitation [33]. Ce n'est qu'au début des années 2000 que les scientifiques des matériaux l'ont redécouvert [34], cette fois en attribuant à la glace le rôle supplémentaire d'induire l'assemblage de particules pour former des parois entourant des pores allongés et alignés. La procédure de base est encore très simple, le seul changement majeur étant l'induction d'un gradient de température lors de la congélation.

II.4.2.1.2. Le freeze casting pour métal/céramique :

Plusieurs méthodes innovantes ont été développées pour produire des préformes céramiques à pores ouverts. L'un d'eux, le moulage par congélation, également fréquemment appelé modelage de glace ou alignement par congélation, est une

technique qui exploite le comportement de solidification hautement anisotrope d'un solvant (généralement de l'eau) dans une suspension bien dispersée pour modeler de manière contrôlée une céramique directionnellement poreuse. (Voir la figure. II.8)

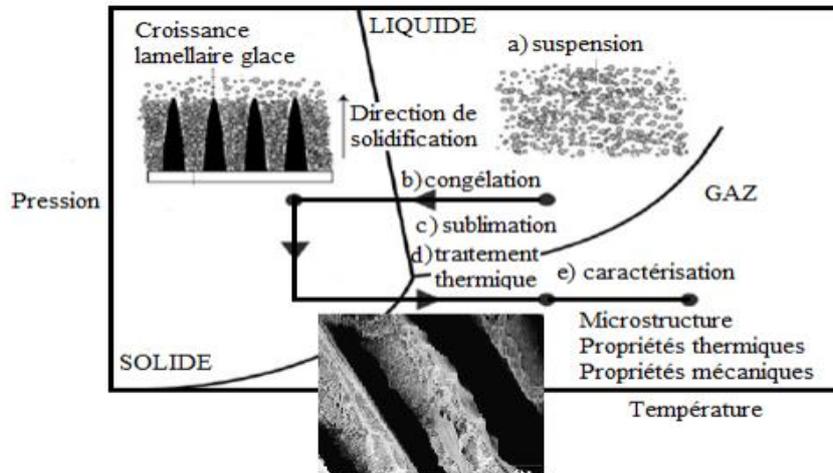


Figure II.8: Les quatre étapes du coulage-congélation : Préparation de la suspension, congélation, sublimation, frittage.

II.4.2.1.2.1. Les étapes du traitement :

Le moulage par congélation, est basé sur la physique de la formation de la glace et implique la congélation directionnelle contrôlée d'une suspension eau-céramique concentrée [35-36]. La croissance des cristaux de glace pousse de fines particules de céramique les forçant à former de fines couches parallèles et connectées, créant une microstructure lamellaire. La glace est ensuite sublimée par lyophilisation. Les préformes céramiques résultantes présentent une porosité ouverte et une résistance mécanique prononcées et peuvent être infiltrées avec une phase organique ou inorganique. (Voir la figure. II.9)

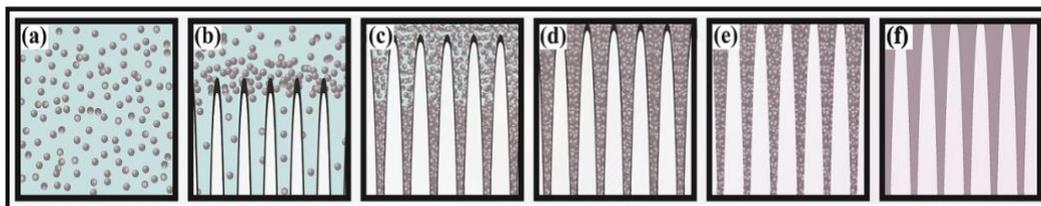


Figure II.9 : Étapes du procédé de moulage par congélation[35].

II.4.2.1.2.2. Procédure expérimentale :

II.4.2.1.2.2.1. Les matériaux utilisés :

- **L'alumine « Al_2O_3 » :**

L'alumine dont la formule chimique est Al_2O_3 , encore appelée oxyde d'aluminium, est le deuxième oxyde métallique le plus abondant de la croûte terrestre après la silice et à l'heure actuelle est la céramique technique type oxyde la plus répandue.

Elle se présente sous la forme d'une poudre blanche très stable. Il en existe plusieurs formes : la bayerite, la boéhmite et le corindon. Elle est de pureté de 99.7% Le taux d'impureté dans l' Al_2O_3 est inférieur à 6000 ppm sa température de fusion est particulièrement élevée 2054 °C. On trouve l'alumine à l'état naturel dans la bauxite où elle est hydratée et mélangée avec de l'oxyde de fer .

L'alumine, du fait de ses hautes performances : isolant électrique, conductivité thermique, résistance aux acides et aux alcalins, excellente biocompatibilité, etc. et de son bas coût, apparaît aussi dans le secteur des céramiques techniques.

- **Alliage aluminium-silicium « Al-12Si » :**

Alliages aluminium-silicium est un mélange eutectique (12,6% Si-578 °C) Les alliages d'aluminium contenant du silicium comme le principal élément d'alliage offrent une excellente coulabilité, une haute résistance à l'usure et à la corrosion, une bonne soudabilité, une bonne usinabilité, une bonne résistance au déchirement à chaud, une bonne fluidité, une faible densité, une haute conductivité thermique, la réduction de la dilatation thermique (de silicium), et une bonne conservation des propriétés physiques et mécaniques à des températures élevées ce qui les rendent les alliages d'aluminium présentant les meilleures propriétés de fonderie.

Leur domaine d'application est divers : l'automobile, aviation, mécanique, appareillages électriques, la chimie.

II.4.2.1.2.2.2. le déroulement de la procédure :

Wanner et Roy [11] ont étudié les composites métal/céramique produits à l'Institut des matériaux et technologies céramiques appliqués de l'Institut de technologie de Karlsruhe, Karlsruhe, Allemagne. Ces composites ont été produits à

Chapitre II : Les composites sandwiches métal/céramique à microstructures laminaires

partir de préformes d'alumine préparées par Cryo-coulage et ensuite frittage en les infiltrant avec un alliage aluminium-silicium en utilisant une technique de moulage sous pression. La température de moulage par congélation était de $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Les préformes en céramique moulées par congélation ont été frittées à $1550\text{ }^{\circ}\text{C}$ pendant 1 h. Ensuite, ils ont été ramenés à température ambiante à une vitesse de refroidissement de $4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Des préformes de dimensions nominales de $10 \times 44 \times 66\text{ mm}^3$ ont été infiltrées avec un alliage eutectique aluminium-silicium (Al-12Si) au Centre de technologie de coulée de l'Université des sciences appliquées d'Aalen, Allemagne, en utilisant une technique de coulée par pression. Avant le moulage sous pression, les préformes ont été préchauffées à $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ et la presse a été chauffée jusqu'à $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. (Voir la figure. II.10)

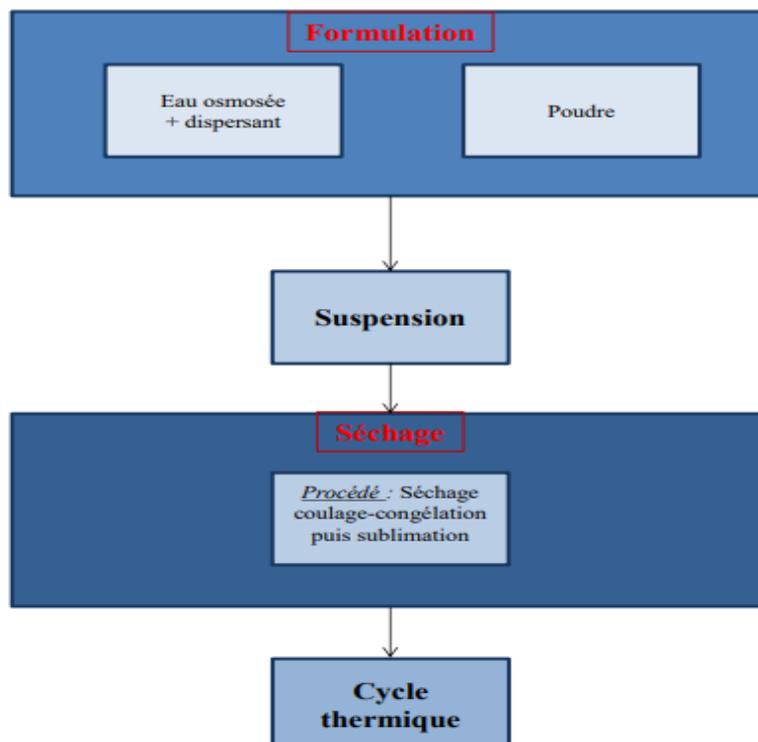


Figure II.10 : Mode de préparation des matériaux

Les composites métal/céramique résultants se sont révélés posséder une microstructure lamellaire hiérarchique avec des régions individuelles orientées au hasard (domaines), dans lesquelles toutes les lamelles céramiques et métalliques sont parallèles les unes aux autres. Les domaines avaient des tailles allant jusqu'à plusieurs millimètres, tandis que les épaisseurs des alternances de céramiques et de lamelles métalliques étaient de 20 à 200 μm . Les domaines individuels se sont

Chapitre II : Les composites sandwichés métal/céramique à microstructures laminaires

avérés présenter une anisotropie prononcée, la direction de congélation étant la plus rigide et la plus forte.

La rupture dans cette direction s'est produite de manière fragile, tandis que les autres directions étaient contrôlées par l'alliage et présentaient une ductilité importante [37]. (Voir la figure. II.11)

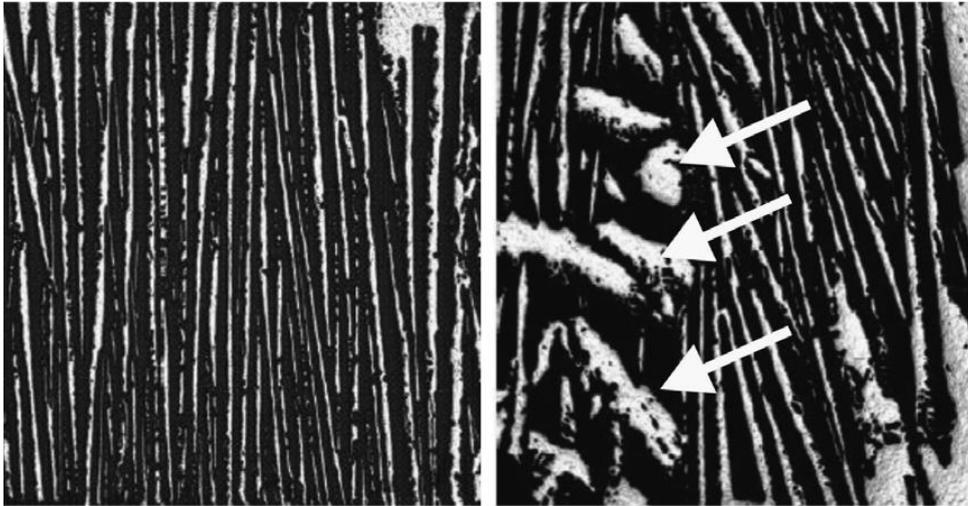


Figure II.11 : Microstructures des CMC pour les faces parallèles à la direction de congélation de la préforme [37].

Les mécanismes d'endommagement des composites métal/céramique à microstructures lamellaires n'ont pas encore été étudiés en profondeur. Des études antérieures sur les modèles de fissuration dans les composites métal/céramique sous charge de traction ont été réalisées sur des composites fabriqués par liaison par diffusion et se sont concentrées principalement sur la fissuration multiple dans les couches de céramique avant une fissure macroscopique traversante [38]. L'initiation et l'accumulation de dommages dans les lamelles de céramique, principalement sous la forme de fissures transversales (Fig. 1), ont été observées sous une charge de compression. On s'attend également à ce qu'il se produise sous une charge de traction en raison d'une contrainte de rupture de la céramique inférieure à celle du métal.

II.4. 3. Les avantages des composites métal/céramique :

L'utilisation des céramiques a vu ces dernières années un développement particulier compte tenu de leur large champ d'application dans divers domaines. Elles présentent plusieurs avantages, à savoir :

- la réfractivité qui leur permet de se hisser au premier rang dans le domaine de la thermique et de la thermomécanique,
- leur grande résistance à l'usure,
- leur bonne résistance à la corrosion,
- leur stabilité chimique,
- leur faible dilatation thermique.

En revanche, leur grande fragilité limite toujours leurs utilisations. C'est pour cette raison, mais aussi compte tenu de leurs propriétés souvent opposées à celles des métaux que l'on a souvent recours aux liaisons métal-céramique pour étendre leurs champs d'application.

Les avantages technologiques et industriels amenés par la combinaison de matériaux céramiques et métalliques ont suscité de nombreuses études sur les mécanismes de liaison métal/céramique. Si on considère qu'actuellement les procédés techniques d'élaboration sont assez bien maîtrisés, les phénomènes qui en découlent lors de la formation de la liaison ne sont pas parfaitement connus et compris.

II.4. 4. Domaines d'application des composites métal/céramique :

La rentabilité de la production et la teneur relativement élevée en céramique rendent ces composites attrayants pour un certain nombre d'applications potentielles dans l'ingénierie automobile, aérospatiale et biomédicale.

Les propriétés mécaniques et thermiques des composites à matrice métallique (MMC) permettent d'envisager leur emploi dans les parties chaudes des moteurs d'avions comme alternative aux solutions métalliques. Les MMC sont particulièrement adaptés pour des pièces exposées à la chaleur des moteurs.

II.5. Contraintes résiduelles :

La mise en forme des matériaux composites conduit inexorablement à la formation de contraintes internes qui non seulement peuvent fragiliser la pièce, mais surtout l'amener à se déformer après démoulage. Selon l'amplitude de la déformation, la pièce peut être soit rejetée, soit, pour des déformations plus petites, forcée à s'ajuster à la géométrie de l'assemblage, ce qui ajoute des contraintes supplémentaires dans la pièce. Jusqu'il y a une dizaine d'années, en raison d'un manque de connaissances dans le domaine, les contrôles dimensionnels reposaient sur une approche par essai-erreur. Lorsqu'une pièce présentait des déformations, la géométrie du moule était ajustée pour que la pièce, une fois déformée, soit conforme. Avec la complexité croissante des pièces, une telle approche est devenue de plus en plus coûteuse en temps et en argent. Aujourd'hui, grâce au progrès de la recherche, l'industrie se base à la fois sur l'expérience et les analyses de modélisation par éléments finis permettent de prédire la dégradation des propriétés de pièces composites complexes. Ceci permet de réduire considérablement les temps et coûts de production. [39]

II.5.1 origine des contraintes résiduelles :

Les origines des contraintes résiduelles sont nombreuses et variées. Elles peuvent être séparées en trois catégories : mécanique, thermique et métallurgique, un exemple générique de leur génération peut être abordé par le problème d'incompatibilité du fait des hétérogénéités de déformation plastique entre les grains ou entre les phases d'un même polycristal. Ces différences de déformation créeraient des vides ou des recouvrements. Pour assurer la continuité du milieu, ceux-ci sont compensés par des déformations élasto-plastiques additionnelles qui sont à l'origine des contraintes résiduelles. [39]

De cela, on peut définir la notion de contraintes résiduelles, liée au matériau par des déformations créées par les incompatibilités entre les grains, les constituants, les cristallites ou entre les phases du même matériau. Les contraintes résiduelles peuvent être générées lors de l'élaboration durant la solidification, les traitements thermomécaniques et thermiques, la mise en forme, l'usinage, l'assemblage, ou par sollicitation mécanique, thermique, chimique etc. [39]

les contraintes résiduelles sont le résultat de :

Chapitre II : Les composites sandwiches métal/céramique à microstructures laminaires

- un écoulement plastique non homogène sous l'action de forces extérieures (grenailage, auto-frittage, galetage, martelage, choc laser) ;
- une déformation plastique non homogène au cours d'un chauffage ou d'un refroidissement non uniforme (trempe banale, moulage des matières plastiques) ;
- des déformations structurales de transformation de la matière (traitements thermiques) ;
- des hétérogénéités d'ordre chimique ou cristallographique (nitration, cémentation) ; - des traitements superficiels divers (émaillage, nickelage, chromage, physical vapor deposition : PVD, chemical vapor deposition : CVD) ;
- des différences de coefficients de dilatation thermiques et des incompatibilités mécaniques des différents composants des composites (composites à matrice métallique et organique, revêtements céramiques). [40] Tout procédé de mise en œuvre induit des contraintes internes. Du fait de la nature viscoélastique de la résine, une part de ces contraintes peut se relâcher soit au cours de la cuisson, soit au démoulage, mais une partie peut subsister; c'est ce qu'on appelle les contraintes résiduelles.

II.5.2. Contraintes thermiques :

La mise en forme des pièces composites entraîne des changements volumiques importants, dont une grande partie est liée au coefficient d'expansion thermique de la résine. La contraction thermique due au refroidissement de la résine après la cuisson est la première cause rapportée de formation des contraintes résiduelles dans les matériaux composites [41.42]. En effet, le coefficient de dilatation thermique des matrices polymériques est en général bien plus élevé que celui des fibres. Aussi, certaines fibres comme les fibres de carbone ont un comportement orthotrope, où les coefficients de dilatation thermique sont très faibles, voire légèrement négatifs dans la direction longitudinale, mais plus élevés dans la direction transverse. Ces différences conduisent, lors du refroidissement de la pièce, à la formation de contraintes thermiques à l'interface fibre/matrice. Bien que ces contraintes puissent affecter le comportement à la rupture du composite, elles ne causent généralement pas de déformations globales, car elles se développent à une échelle très locale et les déformations induites à cette échelle tendent à s'équilibrer sur un plus grand volume du matériau . Ces contraintes sont générées par la température d'élaboration (T_0) du matériau qui est différente de celle d'usage (T). Lors de la phase de

refroidissement, la différence entre les coefficients de dilatation thermique de chacun des constituants (fibre, matrice et interphase) engendre l'apparition de contraintes thermiques résiduelles. [43]

II.5.3. Les contraintes résiduelles dans les assemblages métal/céramique :

La réalisation d'une liaison entre une céramique et un métal s'accompagne toujours de la création d'un champ de contraintes résiduelles multiaxial. Différentes origines physiques et mécaniques expliquent la genèse des contraintes résiduelles à l'interface de liaison, dans la céramique et le métal lors de la formation de la liaison céramo-métallique :

- les contraintes d'origine thermiques issues du gradient thermique de l'environnement expérimental (loi de refroidissement). Dans ce contexte, un gradient thermique est généré au niveau de l'éprouvette du fait de la différence de conductibilité thermique qui existe entre la céramique et le métal,
- les contraintes issues de la formation de nouvelles phases à l'interface (liaisons réactives), provoquant une augmentation de volume et le blocage des dislocations à courte distance,
- les contraintes générées par une transformation de phase de l'alliage métallique lors du refroidissement,
- les contraintes liées à l'effet de la création de charges électrostatiques d'espace dans la céramique,
- les contraintes d'origine purement mécanique générées par la différence des propriétés physiques (α : coefficient de dilatation thermique, E : module d'élasticité).

L'expérience montre que les contraintes résiduelles sont critiques dans la partie céramique et peuvent mener à la rupture du matériau (rupture cohésive) sans chargement extérieur. Lorsque la liaison est réalisée, le champ des contraintes internes existant se superpose au champ appliqué et contribue ainsi à la qualité de la tenue mécanique des liaisons. A terme, la maîtrise des contraintes résiduelles doit conduire à l'amélioration de la tenue et de la fiabilité des assemblages.

Dans ce contexte, l'évaluation de ces contraintes est précieuse pour la réalisation de pièces. Plusieurs méthodes expérimentales existent actuellement qui peuvent être appuyées par des calculs analytiques et/ou numériques. [44]

II.5.3.1. Incidence des méthodes de liaison sur les contraintes résiduelles au niveau de l'interface :

Dans le cas des dépôts minces obtenus par voie chimique ou physique (C.V.D ou P.V.D), l'adhérence métal/céramique est assez aisément obtenue, dans la mesure d'une préparation convenable des surfaces. La C.V.D et la P.V.D sont des techniques largement utilisées dans les industries des couches minces comme l'industrie de l'électronique. L'adhérence est d'autant meilleure par ces méthodes qu'une interdiffusion chimique se manifeste à l'interface.

Par contre, quand les dépôts sont épais ou quand la jonction intéresse des matériaux massifs, ce qui est notre cas, notamment pour des applications de nature thermomécaniques, l'adhérence est bien plus difficile à atteindre. En effet, les coefficients de dilatation thermique des céramiques sont généralement beaucoup plus faibles que ceux des métaux ce qui crée des contraintes résiduelles au niveau de la jonction. L'analyse de ces contraintes résiduelles reste un problème technologique important. Les liaisons étant réalisées à haute température, l'assemblage est soumis au cours du refroidissement à des contraintes, notamment à l'interface, dues à la différence importante des coefficients de dilatation entre les métaux et les céramiques.

Au cours de l'élaboration, qu'elle soit réalisée à l'état solide ou liquide, l'état des contraintes peut être schématisé par le modèle de bloc (Voir la figure. II.12). Avant liaison les deux blocs ont des longueurs identiques. Au cours du refroidissement : le bloc qui se dilate le plus (métal) est soumis à des efforts de compression. Par réciprocité le bloc voisin subit de la traction. Au retour à l'ambiante, il y a déformation plastique inhomogène ; le bloc ductile (métal) se rétracte de façon rémanente. Le bloc fragile (céramique) conserve sa longueur initiale. Après liaison, il y a conservation de la continuité entre les deux blocs. L'équilibre génère des contraintes résiduelles dans chaque bloc. Elles sont de signe opposé au signe des forces ayant servi à les créer. Le bloc fragile est en compression tandis que le bloc ductile est en tension.[44]

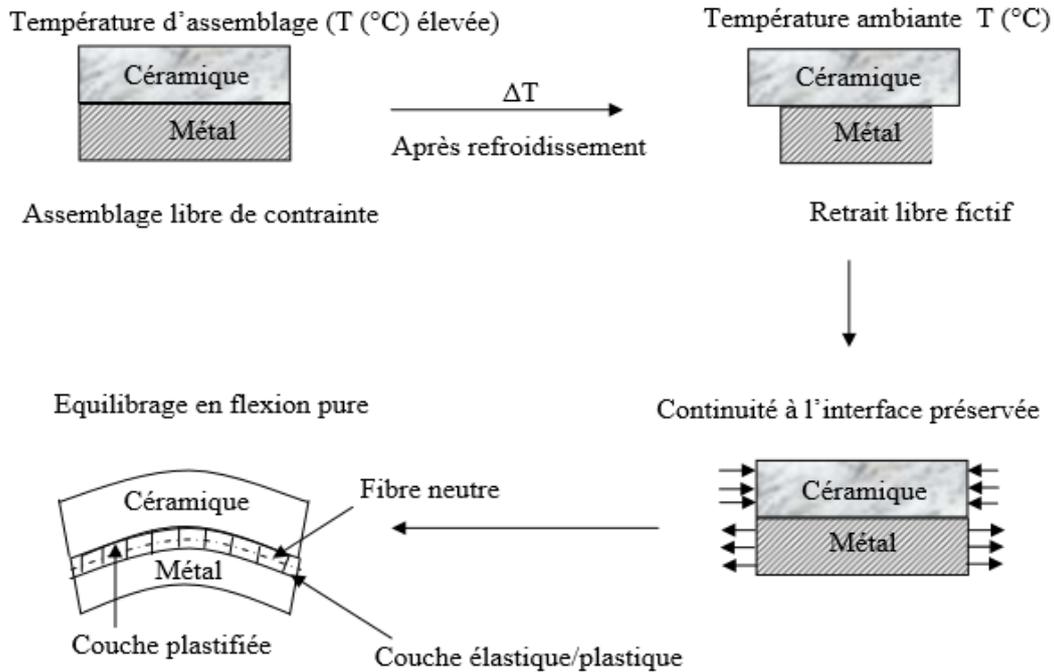


Figure II.12: Genèse des contraintes résiduelles dans une liaison métal/céramique[45].

II.5.3.2. Méthode d'estimation des contraintes résiduelles :

Les assemblages métal-céramique peuvent être examinés par diverses méthodes d'analyses des contraintes résiduelles qui sont non destructives (diffraction des rayons X, diffraction des neutrons, interférométrie optique) ou destructives (méthode du trou) enlèvement de couches, indentation Vickers ou méthode de la flèche). Les calculs par des méthodes analytiques sont réalisables dans des cas simples. L'utilisation de codes de calculs par éléments finis s'avère indispensable pour des modélisations complètes de la répartition spatiale des contraintes résiduelles au sein d'assemblages plus complexes. Les possibilités et les limites des méthodes utilisées sont décrites à la lumière des données bibliographiques concernant l'étude des liaisons métal/céramique.

Plusieurs techniques reposent sur la mesure des déformations résiduelles, les contraintes résiduelles étant ensuite déduites à partir des lois de comportement des matériaux. Néanmoins, l'accès aux déformations par les moyens traditionnels tels que les jauges d'extensométrie est rendu difficile par la température élevée imposée sur l'assemblage par le procédé de brasage. On peut tout de même signaler que Lovato [46] est parvenu à mesurer des déformations d'un assemblage en effectuant le cycle de brasage à l'intérieur d'un dilatomètre. Pour pallier cette difficulté, des

méthodes destructives comme la méthode du trou incrémental et la méthode par enlèvement de couches peuvent être mises en œuvre après assemblage à température ambiante. L'élimination de la matière au sein d'un assemblage entraîne en effet une redistribution des déformations résiduelles que l'on peut mesurer à l'aide de méthodes par extensométrie (Guipont [47]). En ce qui concerne les assemblages céramique métal, ces méthodes sont cependant délicates à mettre en œuvre à cause de la fragilité et de la faible usinabilité des matériaux céramiques. De plus, l'usinage en lui-même peut altérer le niveau et la répartition des contraintes dans les matériaux. C'est pourquoi, un certain nombre d'auteurs se tournent à présent vers les méthodes de diffraction des rayons X (ou des neutrons) basées sur la mesure de la déformation réseau cristallin [48].

D'autres techniques se basent sur la modification du comportement physique ou mécanique des matériaux sous l'action des contraintes résiduelles. On peut ainsi citer la méthode ultrasonore basée sur la dépendance entre la vitesse de propagation des ondes ultrasonores et l'état de contraintes dans le matériau qu'elles traversent (Lu [49]). Cette méthode étant difficile à mettre en œuvre au voisinage de l'interface où sont principalement localisées les contraintes, les méthodes d'indentation lui sont généralement préférées. Elles font en général appel à la mécanique de la rupture dans les matériaux céramiques (Marshal et Lawn [50]), la différence de fissuration d'une céramique avant et après assemblage étant liée aux contraintes résiduelles présentes dans la zone indentée.

II.5.3.2. Solutions pour diminuer les contraintes résiduelles dans la liaison métal /céramique :

De nombreuses méthodes ont été développées afin de minimiser les contraintes résiduelles d'un assemblage métal-céramique. Elles font souvent appel à des couches intermédiaires dont le but est d'ajuster les coefficients de dilatation des deux matériaux. Des métaux tels que le cuivre et l'aluminium ont donné de bons résultats. De part sa plasticité et son faible point de fusion, l'aluminium peut donner des liaisons fortes avec les céramiques telles que l'alumine et le nitrure de silicium [51,52].

Un autre métal, le niobium a été étudié [53]. Il a été utilisé comme couche intermédiaire pour l'élaboration par thermocompression des jonctions alumine/acier. Les effets des contraintes internes à l'interface Al₂O₃/Nb sont minimisés.

A l'interface $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Nb}$, la déformation est nulle, et le niobium subit un écrouissage considérable jusqu'à la jonction niobium-acier.

La réduction des contraintes interfaciales peut être assurée par une autre technique, qui consiste à réaliser une couche intermédiaire de type cermet (composée d'un mélange des deux matériaux à assembler) [53]. La méthode de multicouche métallique composée de métal (a) et métal (b) déposée entre les matériaux à assembler (céramique, métal) peut minimiser les contraintes internes à condition que les coefficients de dilatation thermique remplissent les conditions suivantes [53]:

$$\alpha_{\text{céramique}} \approx \alpha_{\text{métal (a)}} > \alpha_{\text{métal (b)}} \text{ et } \alpha_{\text{métal (b)}} > \alpha_{\text{métal}}$$

Naka et al. [53] lors des essais de traction sur des assemblages impliquant du nitrure de silicium, ont démontré que la résistance de l'assemblage diminuait quand le différentiel de coefficients de dilatation thermique entre le nitrure de silicium et le substrat métallique augmentait. Par conséquent, l'utilisation d'une couche intermédiaire composée d'un matériau ayant un coefficient de dilatation thermique proche de celui de la céramique devrait limiter les contraintes résiduelles dans la céramique, et donc augmenter la tenue de l'assemblage. Par contre, une faible dilatation thermique est souvent associée à une limite d'élasticité importante, alors que plusieurs auteurs ont montré que l'usage de matériaux ductiles pouvait limiter les contraintes résiduelles [54,55].

Chapitre III

Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

III.1.Introduction :

L'évolution des dégradations dans les stratifiés composites est un phénomène complexe qui résulte des différents modes d'endommagements souvent couplés, comme la fissuration matricielle, le délaminage entre les couches et la rupture des fibres, etc... Devant la complexité du problème, les chercheurs essaient d'étudier tous les mécanismes physiques de dégradation, d'abord en les dissociant puis en étudiant les interactions possibles, afin de construire des modèles fiables de prévision.

Dans un stratifié composite métal céramique , sous l'influence de sollicitations monotones mécaniques en traction , la fissuration transversale dans la matrice est en général le premier mode d'endommagement observé dans la matrice du pli le plus désorienté par rapport à l'axe de sollicitation. Des fissures transverses peuvent apparaître très tôt dans la durée de vie de la structure et elles peuvent devenir les zones d'amorçage pour d'autres mécanismes d'endommagement plus dangereux.

La modélisation de la fissuration transverse est proposée par un schéma appelé modèle de transfert du chargement par cisaillement (Shear-lag), schéma qui est en fait l'application à la fissuration transverse de l'analyse de transfert de charge entre fibre et matrice. Ces analyses sont basées sur des hypothèses que le chargement mécanique est transféré entre les couches du métal et de la céramique par l'intermédiaire d'une couche fine située à l'interface entre les couches. Les modèles de transfert du chargement par cisaillement supposent que le déplacement longitudinal est constant à travers toute l'épaisseur des couches du métal. Ils conduisent à des contraintes de cisaillement transverse nulles. Ce modèle est modifié pour prendre en considération une couche d'adhésive entre deux couches voisine qui transfère les contraintes de cisaillement inter-laminaire et même les contraintes normales. Le modèle d'HASHIN[4] est aussi utilisé pour la modélisation du comportement de cisaillement en fonction de la densité de fissures.

III.2. Analyse des contraintes :

III.2.1. Choix des fonctions de contrainte pour un composite sandwich métal céramique :

On considère un composite hybride avec des fissurations uniformes de distance $2s$ dans la couche (2) sous chargement mécanique uni-axiale (σ_x) comme la figure (III.1) le représente. Les deux couches extérieures (1) sont d'un matériau A avec une épaisseur constante h_1 et la couche centrale (2) est d'un matériau B avec une épaisseur h_2 . Pour cela les théories suivantes ont été adoptées :

- Chaque couche est considérée homogène.
- La distribution de la contrainte axiale dans chaque couche est uniforme à travers l'épaisseur.
- La largeur du stratifié est suffisamment grande pour que la distribution des contraintes soit indépendante d'elle

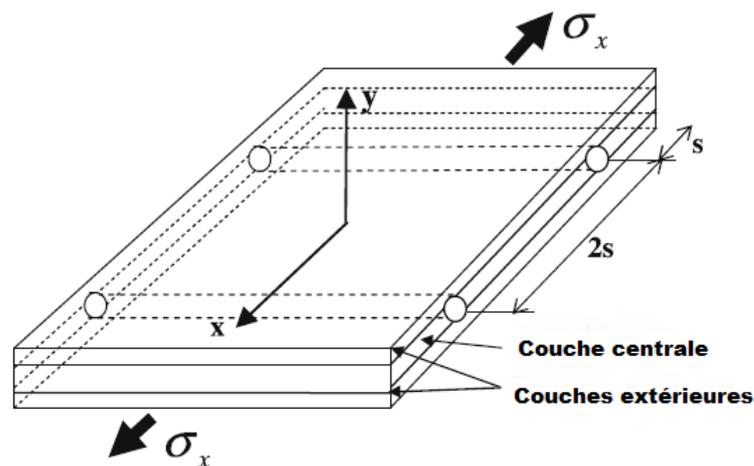


Figure III.1 : fissuration transverse et cellule élémentaire.

On suppose que la fonction de contrainte $F^{(l)}(x, y)$ pour chaque couche peut être prise comme suite :

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$F^{(i)}(x, y) = f^{(i)}(x)g^{(i)}(y) \quad (III.1)$$

$$g^{(1)}(y) = A^{(1)}(y - h)^2 + B^{(1)}(y - h) + C^{(1)} \quad (III.2)$$

$$g^{(2)}(y) = A^{(2)}y^2 + B^{(2)}y + C^{(2)} \quad (III.3)$$

Où ($i= 1,2$) dénoté les couches : extérieur et intérieur et h est la moitié de l'épaisseur du stratifié.

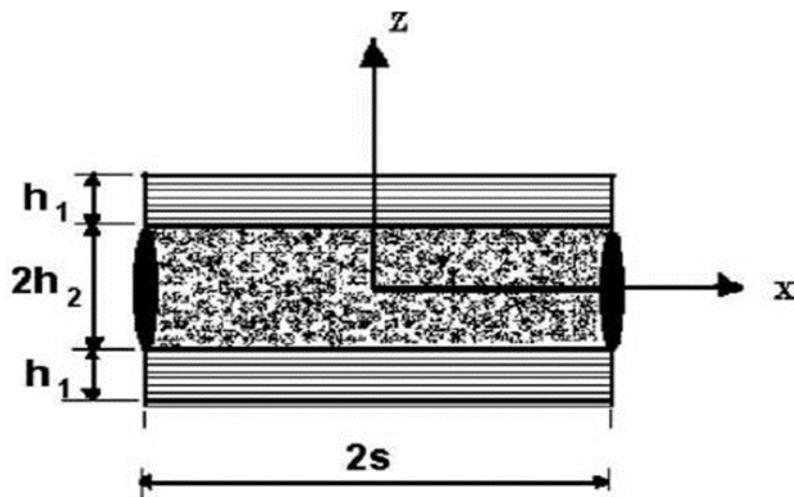


Figure III.2 : Système de coordonnées du modèle analytique.

À partir d'équation (1), les expressions des contraintes dans chaque couche sont obtenues à l'aide des équations suivantes [40] :

$$\sigma_x^{(i)} = \frac{\partial^2 F^{(i)}}{\partial y^2} \quad (III.4)$$

$$\sigma_y^{(i)} = \frac{\partial^2 F^{(i)}}{\partial x^2} \quad (III.5)$$

$$\tau_{xy}^{(i)} = -\frac{\partial^2 F^{(i)}}{\partial x \partial y} \quad (III.6)$$

Les expressions ci-dessus des contraintes peuvent satisfaire automatiquement l'équation d'équilibre dans l'absence des forces dans le corps :

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$\frac{\partial \sigma_x^{(i)}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}^{(i)}}{\partial y} = 0 \quad (\text{III.7})$$

$$\frac{\partial \tau_{xy}^{(i)}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y^{(i)}}{\partial y} = 0 \quad (\text{III.8})$$

Pour la plaque sandwich, L'équilibre global du stratifié exige que :

$$\sigma_x^{(1)} h_1 + \sigma_x^{(2)} h_2 = \sigma_x h \quad (\text{III.9})$$

Les conditions limites, de symétrie et de la continuité illustrée à la Fig III.2 donnent

$$\tau_{xy}^{(1)} = 0 \quad \text{à} \quad y=h \quad (\text{III.10})$$

$$\sigma_y^{(1)} = 0 \quad \text{à} \quad y=h \quad (\text{III.11})$$

$$\tau_{xy}^{(2)} = 0 \quad \text{à} \quad y=0 \quad (\text{III.12})$$

$$\tau_{xy}^{(1)} = \tau_{xy}^{(2)} \quad \text{à} \quad y=h_2 \quad (\text{III.13})$$

$$\sigma_y^{(1)} = \sigma_y^{(2)} \quad \text{à} \quad y=h_2 \quad (\text{III.14})$$

$$\sigma_x^{(2)} = 0 \quad \text{à} \quad x=\pm s \quad (\text{III.15})$$

$$\tau_{xy}^{(1)} = \tau_{xy}^{(2)} = 0 \quad \text{à} \quad x=0 \quad \text{ou} \quad x=\pm s \quad (\text{III.16})$$

$$u^{(1)} = u^{(2)} = 0 \quad \text{à} \quad x=0 \quad (\text{III.17})$$

$$v^{(1)} = 0 \quad \text{à} \quad y=0 \quad (\text{III.18})$$

On remplace les conditions des équations (III.10) à (III.18) dans les expressions des composantes de contraintes, on aura les équations suivantes :

$$A^{(1)} = 1 \quad (\text{III.19})$$

$$B^{(1)} = 0 \quad (\text{III.20})$$

$$C^{(1)} = 0 \quad (\text{III.21})$$

$$A^{(2)} = 1 \quad (\text{III.22})$$

$$B^{(2)} = 0 \quad (\text{III.23})$$

$$C^{(2)} = -h^2 h \quad (\text{III.24})$$

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$[f^{(1)}(x)]' = -\frac{h_2}{h_1}[f^{(2)}(x)]' \quad (\text{III.25})$$

$$[f^{(1)}(x)]'' = -\frac{h_2}{h_1}[f^{(2)}(x)]'' \quad (\text{III.26})$$

Compte tenu de l'équation de self-équilibre (équation (III.7)), équation (III.11)) deviennent :

$$f^{(1)}(x) = -\frac{h_2}{h_1}f^{(2)}(x) + \frac{h}{2h_2}\sigma x \quad (\text{III.27})$$

A partir de l'analyse précédente, on peut conclure que les fonctions de deux contraintes peuvent être exprimées en termes de fonction indéterminée $f^{(2)}(x) = \varphi(x)$. Les éléments de la contrainte de la couche (1) sont :

$$\sigma x^{(1)} = 2 \left[-\frac{h_2}{h_1}\varphi(x) + \frac{h}{2h_1}\sigma x \right] \quad (\text{III.28})$$

$$\sigma y^{(1)} = (y-h)^2 \left[-\frac{h_2}{h_1}\varphi''(x) \right] \quad (\text{III.29})$$

$$\tau xy^{(1)} = -2(y-h) \left[-\frac{h_2}{h_1}\varphi'(x) \right] \quad (\text{III.30})$$

Les éléments de la contrainte de la couche (2) sont :

$$\sigma x^{(2)} = 2\varphi(x) \quad (\text{III.31})$$

$$\sigma y^{(2)} = (y^2 - hh_2)\varphi''(x) \quad (\text{III.32})$$

$$\tau xy^{(2)} = -2y\varphi'(x) \quad (\text{III.33})$$

Les déformations dans les couches (1) et (2) sont dérivées par :

$$\varepsilon x^{(1)} = \frac{1}{E x^{(1)}}\sigma x^{(1)} - \frac{\nu xy^{(1)}}{E x^{(1)}}\sigma y^{(1)} + \alpha_1 T(y) + \beta_1 C(y) \quad (\text{III.34})$$

$$\varepsilon y^{(1)} = \frac{1}{E y^{(1)}}\sigma y^{(1)} - \frac{\nu xy^{(1)}}{E x^{(1)}}\sigma x^{(1)} \quad (\text{III.35})$$

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$\varepsilon x^{(2)} = \frac{1}{E_x^{(2)}} \sigma x^{(2)} - \frac{\gamma_{xy}^{(2)}}{E_x^{(2)}} \sigma y^{(2)} + \alpha_2 T(y) + \beta_2 C(y) \quad (III.36)$$

$$\varepsilon y^{(2)} = \frac{1}{E_y^{(2)}} \sigma y^{(2)} - \frac{\gamma_{xy}^{(2)}}{E_x^{(2)}} \sigma x^{(2)} \quad (III.37)$$

A partir de l'équation (III.34) à l'équation (III.37) et des relations contraintes-déplacement, les champs de déplacement sont obtenus, en imposant les conditions limites de déplacement dans (III.17) et (III.18), comme suit :

$$u^{(1)} = \frac{2}{E_x^{(1)}} \left[-\frac{h^2}{h_1} \int \varphi(x) dx + \frac{h}{2h} \sigma x X \right] - \frac{\gamma_{xy}^{(1)}}{E_x^{(1)}} \left[-\frac{h^2}{h_1} \int \varphi''(x) dx \right] (y-h)^2 + (\alpha_1 T(y) + \beta_1 C(y)) x \quad (III.38)$$

$$v^{(1)} = -\frac{2\gamma_{xy}^{(1)}}{E_x^{(1)}} \left[-\frac{h^2}{h_1} \varphi(x) + \frac{h}{2h_1} \sigma x \right] y + \frac{1}{E_y^{(1)}} \left[-\frac{h^2}{h_1} \varphi''(x) \right] \frac{(y-h)^3}{3} + f(x) \quad (III.39)$$

$$u^{(2)} = \left[\frac{2}{E_x^{(2)}} \int \varphi(x) dx - \frac{\gamma_{xy}^{(2)}}{E_x^{(2)}} \right] \left[\int \varphi''(x) dx \right] (y-h)^2 + (\alpha_2 T(y) + \beta_2 C(y)) x \quad (III.40)$$

$$v^{(2)} = -\frac{2\gamma_{xy}^{(2)}}{E_x^{(2)}} \varphi(x) y + \frac{1}{E_x^{(2)}} [\varphi''(x)] \left(\frac{1}{3} y^3 - h^2 h y \right) \quad (III.41)$$

Dans l'équation (III.39), $f(x)$ est une fonction qui est déterminée par les conditions de continuité à l'interface.

III.2.2. Le modèle Shear-lag pour un métal céramique :

Comme déjà modélisé par Zhang [3], Nous proposons l'existence d'une couche de résine inter-laminaire avec une épaisseur d qui sépare la couche extérieure et centrale (voir Fig. II.3).

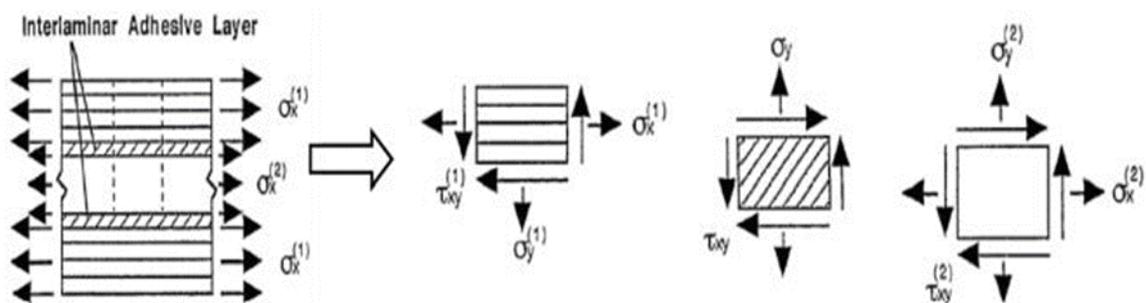


Figure III.3 : Représentation des contraintes dans les différentes couches.

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

On obtient les expressions de la déformation de la couche adhésive à partir de la déformation angulaire :

$$\overline{(\varepsilon_y)} = \frac{\overline{(\partial v)}}{\partial y} \approx \frac{v_1 - v_2}{d} \quad (III.42)$$

$$\overline{(\gamma_{xy})} = \frac{\overline{(\partial u)}}{\partial y} + \frac{\overline{(\partial v)}}{\partial x} \approx \frac{u_1 - u_2}{d} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} + \frac{\partial v_2}{\partial x} \right) \quad (III.43)$$

Où u_1 et v_1 sont les déplacements à l'interface entre la couche extérieure et la couche d'adhésive, et u_2 et v_2 sont les déplacements à l'interface entre la couche centrale et la couche adhésive. De la relation contrainte/déformation, les contraintes inter-laminaires sont :

$$\sigma_y = E \frac{v_1 - v_2}{d} \quad (III.44)$$

$$\tau_{xy} = G \left[\frac{u_1 - u_2}{d} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_1}{\partial x} + \frac{\partial v_2}{\partial x} \right) \right] \quad (III.45)$$

Où E et G sont les modules élastiques de la couche d'adhésive isotrope inter-laminaire. Mettrons l'Equation (III.39) et (III.41) dans l'équation (III.44) et $y = h$, la fonction $f(x)$ est trouvé. Incorporer ensuite Eqs. (III.38) à (III.41) et (III.45), nous obtenons :

$$\tau_{xy} = G \left[\frac{u_1 - u_2}{d} + \frac{\partial v_2}{\partial x} + \frac{d}{2E} \frac{\partial \sigma_y}{\partial x} \right] \quad (III.46)$$

Remplaçons l'équation (III.38) à (III.41) et (III.29) ou (III.32) dans l'équation (III.46) et $y = h_2$, nous obtiendrons :

$$A\varphi'''(x) + B\varphi'(x) + C \int \varphi(x) dx = Dx \quad (III.47)$$

Où :

$$A = -\frac{G}{E_y(2)} \left(\frac{1}{3} h_2^3 + h h_2^2 \right) - \frac{d}{2E} G (h_2^2 - h h_2) \quad (III.48)$$

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$B = \frac{2\gamma xy^{(2)}}{E_x^{(2)}} Gh2 - \left(\frac{\gamma xy^{(1)} h2 (h2-h)^2}{E_x^{(1)} h1} - \frac{\gamma xy^{(2)} (h2^2 - h.h2)}{E_x^{(2)}} \right) \frac{G}{d} - 2h2 \quad (III.49)$$

$$C = \frac{2G}{d} \left(\frac{1}{E_x^{(1)}} \frac{h2}{h1} + \frac{1}{E_x^{(2)}} \right) \quad (III.50)$$

$$D = \frac{G}{d} \left[\frac{1}{E_x^{(1)}} \frac{h}{h1} \sigma x + ((\alpha_1 - \alpha_2)DT + (\beta_1 - \beta_2)DC) \right] \quad (III.51)$$

Dérivons l'équation. (III.47) par rapport à x et définissant $\xi = B/A$, $\eta = c/a$ et $\theta = D/A$, le résultat devient

$$\varphi'''' + \xi \varphi'' + \eta \varphi = 0 \quad (III.52)$$

La solution de l'équation (III.52) se trouve en résolvant l'équation caractéristique suivante :

$$\lambda^4 + \xi \lambda^2 + \eta = 0 \quad (III.53)$$

Pour le stratifié hybride, les quatre racines de l'équation (III.53) sont toujours complexes et la solution de λ est :

$$\lambda = \pm(a \pm bi) \quad (III.54)$$

Où a et b sont positifs et exprimée par :

$$a = \eta^{1/4} \cos \frac{\beta}{2} \quad (III.55)$$

$$b = \eta^{1/4} \sin \frac{\beta}{2} \quad (III.56)$$

$$\beta = \arctan \sqrt{\left(\frac{4\eta}{\xi^2} \right) - 1} \quad (III.57)$$

On voit que la solution λ est indépendante de l'espacement des fissures, la solution de l'équation (III.52) est :

$$\varphi(x) = M \cosh[(ax)] \cos(bx) + N \sinh(ax) \sin(bx) + \frac{D}{c} \quad (III.58)$$

On respecte les conditions aux limites (équations (III.15) et (III.16)), M et N sont donnés par :

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$M = \frac{a \cosh(as) \sin(bs) + b \sinh(as) \cos(bs)}{\Delta} \left(-\frac{D}{c} \right) \quad (\text{III.59})$$

$$N = \frac{a \sinh(as) \cos(bs) + b \cosh(as) \sin(bs)}{\Delta \left(\frac{D}{c} \right)} \quad (\text{III.60})$$

Où Δ et :

$$\Delta = \frac{1}{2} [b \sinh(2as) + a \sin(2bs)] \quad (\text{III.61})$$

Les fonctions de contraintes ont été déterminées et garantie l'équation d'équilibre, conditions aux limites et continuité de la traction à l'interface.

III.2.3. Expressions des contraintes dans un métal céramique :

A partir d'équations. (III.50) et (III.51), on a

$$\frac{D}{c} = \frac{1}{2} (\sigma_{xm0}^{(2)} + \sigma_{xt0}^{(2)}) \quad (\text{III.62})$$

Où $\sigma_{xm0}^{(2)}$ et $\sigma_{xt0}^{(2)}$ sont la contrainte mécanique et la contrainte thermique résiduelle dans la couche céramique pour le stratifié non endommagé (c a d $s \rightarrow \infty$) qui peut être trouvée par la théorie classique des stratifier [14]

$$\sigma_{xm0}^{(2)} = \frac{E_x^{(2)}}{E_0} \sigma_x \quad (\text{III.63})$$

$$\sigma_{xt0}^{(2)} = \frac{E_1 E_2 h_1}{E_0 h} (\alpha_1 - \alpha_2) \Delta T \quad (\text{III.64})$$

Où E_0 est le module d'élasticité du stratifié non endommagé

$$E_0 = \frac{E_x^{(1)} h_1 + E_x^{(2)} h_2}{h} \quad (\text{III.65})$$

Appliquer l'expression de la fonction $\varphi(x)$ et définissant $\delta = h_2/h_1$ les expressions des contraintes de la couche du métal et de la céramique sont :

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$\begin{aligned} \sigma_x^{(1)} = \sigma_x m_0^{(1)} \left(1 + \frac{E_x^{(2)}}{E_x^{(1)}} \frac{\delta}{\Delta} \{ [a \cosh(as) \sin(bs) + \right. \\ b \sinh(as) \cos(bs)] \cosh(ax) \cos(bx) - [a \sinh(as) \cos(as) - \\ \left. b \cosh(as) \sin(bs)] \sinh(ax) \sin(bx) \} \right) \end{aligned} \quad (III.66)$$

$$\begin{aligned} \sigma_y^{(1)} = \{ \sinh(as) \cos(bs) [a \sinh(ax) \sin(bx) + b \cosh(ax) \cos(bx)] - \\ \cosh(as) \sin(as) [a \cosh(ax) \cos(bx) - b \sinh(ax) \sin(bx)] \} \end{aligned} \quad (III.67)$$

$$\begin{aligned} \tau_{xy}^{(1)} = \frac{\delta}{\Delta} (\sigma_x m_0^{(2)}) (a^2 + b^2) (y - h) [\sinh(as) \cos(bs) \cosh(ax) \sin(ax) - \\ \cosh(as) \sin(bs) \sinh(ax) \cos(bx)] \end{aligned} \quad (III.68)$$

$$\begin{aligned} \sigma_x^{(2)} = (\sigma_x m_0^{(2)}) \left(1 \right. \\ \left. + \frac{1}{\Delta} \{ [a \sinh(as) \cos(bs) - b \cosh(as) \sin(bs)] \sinh(ax) \sin(bx) \right. \\ \left. - [a \cosh(as) \sin(bs) + b \sinh(as) \cos(bs)] \cosh(ax) \cos(bx) \} \right) \end{aligned} \quad (III.69)$$

$$\begin{aligned} \sigma_y^{(2)} = \frac{1}{2\Delta} (\sigma_x m_0^{(2)}) (a^2 + b^2) (y^2 - h^2) \{ \sinh(as) \cos(bs) [a \sinh(ax) \sin(bx) + \\ b \cosh(ax) \cos(bx)] - \cosh(as) \sin(bs) [a \cosh(ax) \cos(bx) - \\ b \sinh(ax) \sin(bx)] \} \end{aligned} \quad (III.70)$$

$$\begin{aligned} \tau_{xy}^{(2)} = -\frac{1}{\Delta} (\sigma_x m_0^{(2)}) (a^2 + b^2) y [\sinh(as) \cos(bs) \cosh(ax) \sin(bx) - \\ \cosh(as) \sin(bs) \sinh(ax) \cos(bx)] \end{aligned} \quad (III.71)$$

De même dans l'équation (III.59), $\sigma_x m_0^{(1)}$ et $\sigma_x t_0^{(1)}$ sont la contrainte mécanique et la contrainte thermique résiduelle pour la couche du métal du stratifié non endommagé :

$$\sigma_{xm0}^{(1)} = \frac{E_x^{(1)}}{E_0} \sigma_x \quad (\text{III.72})$$

$$\sigma_{xt0}^{(1)} = -\frac{E_1 E_2 h^2}{E_0 h} (\alpha_1 - \alpha_2) \Delta T \quad (\text{III.73})$$

III.3. Réduction de la rigidité :

La fissuration transversale est un mode d'endommagement courant dans les stratifiés de plaques sous tension uniaxiale. Les fissures se développent dans la direction y et s'étendent sur toute la largeur du pli central à partir des bords libres. Avec les résultats de la section précédente, la réduction de la rigidité des plaques sandwich peut être développée. Nous supposons que l'espacement des fissures est égal à 2s et que la déformation axiale de surface moyenne, ε_x entre deux fissures est donnée par :

$$\varepsilon_x = \frac{\int_0^s \varepsilon_x^{(1)} dx}{s} \quad \text{à} \quad y=h \quad (\text{III.74})$$

Finalement, la réduction de rigidité est obtenue à partir de la relation entre la déformation et la contrainte :

$$\frac{E_x}{E_0} = \frac{\sigma_x}{\varepsilon_x E_0} \quad (\text{III.75})$$

III.4. Réduction du coefficient de poisson :

Nous considérons un stratifié métal céramique avec un réseau périodique de fissures transversales dans la couche de la céramique comme illustré dans la figure III.2.

Les contraintes dans un stratifié non endommagé ainsi que sa matrice de rigidité, peuvent être calculés à l'aide de la théorie classique des stratifiés, les relations de contraintes pour les matériaux constitutifs sont

Pour la couche de métal :

$$\varepsilon_{x1} = \frac{1}{E_1} \sigma_{x1} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \sigma_{y1} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \sigma_{z1} \quad (\text{III.76})$$

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$\varepsilon_y = -\frac{\nu_{12}}{E_2} \sigma_{x1} + \frac{1}{E_2} \sigma_{y1} - \frac{\nu_{23}}{E_2} \sigma_{z1} \quad (\text{III.77})$$

Pour la couche de la céramique :

$$\varepsilon_{x2} = \frac{1}{E_2} \sigma_{x2} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \sigma_{y2} - \frac{\nu_{23}}{E_2} \sigma_{z2} \quad (\text{III.78})$$

$$\varepsilon_y = -\frac{\nu_{12}}{E_2} \sigma_{x2} + \frac{1}{E_1} \sigma_{y2} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \sigma_{z2} \quad (\text{III.79})$$

Nous supposons que l'état généralisé de déformation plane est réalisé de sorte que la déformation moyenne sur l'axe y soit la même dans les deux couches et que ε_y soit constant

$$\varepsilon_y = \overline{\varepsilon_{y1}} = \overline{\varepsilon_{y2}} \quad (\text{III.80})$$

Afin d'obtenir le coefficient de poisson pour un stratifié endommagé on doit calculer les paramètres suivants [6]

$$\nu_{xy} = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_{x1}} \quad (\text{III.81})$$

Cette équation contient la valeur moyenne du déplacement d'ouverture de fissure normalisée par rapport à la déformation en champ lointain ε_{x1} . Par conséquent, on a besoin du déplacement moyen d'ouverture de la fissure transversale u_a :

$$u_a = s(\overline{\varepsilon_{x1}} - \overline{\varepsilon_{x2}}) \quad (\text{III.82})$$

Afin d'utiliser les définitions (III.79) (III.80), les déformations moyennes impliquées sont exprimées par la charge appliquée σ_{x1} . Puisque le problème est considéré en tant que linéaire, ils sont tous proportionnels à la charge et finalement l'équation (III.81) ne contient que les propriétés élastiques et géométriques des constituants, la densité de fissure et l'ouverture de fissure normalisée dans le stratifié. L'ouverture de fissure sera obtenue à partir des distributions de contraintes autour de la fissure.

III.4.1 Équations constitutives moyennes :

Après d'avoir écrit les équations d'équilibre des forces dans les directions y et z, on obtient :

$$\varepsilon_y = -\frac{\nu_{12}}{E_1(E_1 h_2 + E_2 h_1)} (E_1 h_2 \overline{\sigma_{x2}} + E_2 h_1 \overline{\sigma_{x1}}) \quad (\text{III.83})$$

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

Ainsi, cette composante de déformation dépend de la contrainte moyenne sur l'axe des x dans les deux couches. En faisant la moyenne des relation constitutives (III.76) – (III.79), on obtient :

Pour la couche du métal :

$$\overline{\varepsilon_{x1}} = \frac{1}{E_1} \overline{\sigma_{x1}} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \overline{\sigma_{y1}} \quad (\text{III.84})$$

$$\varepsilon_y = -\frac{\nu_{12}}{E_1} \overline{\sigma_{x1}} + \frac{1}{E_2} \overline{\sigma_{y1}} \quad (\text{III.85})$$

Pour la couche de la céramique :

$$\overline{\varepsilon_{x2}} = \frac{1}{E_2} \overline{\sigma_{x2}} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \overline{\sigma_{y2}} \quad (\text{III.86})$$

$$\varepsilon_y = -\frac{\nu_{12}}{E_1} \overline{\sigma_{x2}} + \frac{1}{E_1} \overline{\sigma_{y2}} \quad (\text{III.87})$$

En substituant l'expression (III.83) dans (III.85) et (III.87), nous pouvons également exprimer les composantes de contrainte dans les directions y, $\overline{\sigma_{y1}}$ et $\overline{\sigma_{y2}}$ et suivant x, $\overline{\sigma_{x1}}$ et $\overline{\sigma_{x2}}$. Enfin, en substituant les expressions obtenues dans (III.84) et (III.86), les composantes de déformation $\overline{\varepsilon_{x1}}$ et $\overline{\varepsilon_{x2}}$ s'expriment en fonction de $\overline{\sigma_{x1}}$ et $\overline{\sigma_{x2}}$ uniquement :

$$\overline{\varepsilon_{x1}} = \overline{\sigma_{x1}} \frac{1}{E_1} \left(1 - \frac{\nu_{21}^2 E_2 h_2}{E_2 h_1 + E_1 h_2} \right) + \frac{\nu_{12} \nu_{21} h_2}{E_2 h_1 + E_1 h_2} \overline{\sigma_{x2}} \quad (\text{III.88})$$

$$\overline{\varepsilon_{x2}} = \overline{\sigma_{x2}} \frac{1}{E_2} \left(1 - \frac{\nu_{12} \nu_{21} E_1 h_1}{E_2 h_1 + E_1 h_2} \right) + \frac{\nu_{12} \nu_{21} h_1}{E_2 h_1 + E_1 h_2} \overline{\sigma_{x1}} \quad (\text{III.89})$$

On analyse l'état de contraintes à l'aide de coordonnées adimensionnelles introduites de la manière suivante :

$$\bar{x} = \frac{x}{h_2} \quad (\text{III.90})$$

$$\bar{z} = \frac{z}{h_2} \quad (\text{III.91})$$

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$\bar{h} = \frac{h}{h_2} \quad (III.92)$$

$$\bar{h}_1 = \frac{h_1}{h_2} \quad (III.93)$$

$$\bar{s} = \frac{s}{h_2} \quad (III.94)$$

Les contraintes dans le stratifié avec des fissures peuvent être écrites sous la forme :

$$\overline{\sigma x_2} = \sigma x_2^{(0)} - \sigma x_2^{(0)} R(\bar{s}) \frac{1}{2s} \quad (III.95)$$

$$\overline{\sigma x_1} = \sigma x_1^{(0)} - \sigma x_1^{(0)} R(\bar{s}) \frac{1}{2h_1 s} \quad (III.96)$$

La fonction $R(\bar{s})$ qui dépend de s représente, dans un sens moyen, la perturbation des contraintes provoquées par les deux fissures transversales. Cette fonction dépend du modèle utilisé dans l'analyse de l'état de contrainte. Nous remplaçons (III.95) et (III.96) par (III.88) et (III.89). Puisque toutes ces relations sont linéaires par rapport aux déformations et aux contraintes, nous pouvons analyser l'effet des termes de perturbation séparément des termes de solution de champ lointain (les premiers termes de (III.95) et (III.96) correspondant aux contraintes du stratifié non endommagé). Jusqu'à présent, toutes les relations utilisées sont également valables pour les stratifiés non endommagés qui satisfont aux équations du stratifié. Ainsi $\sigma x_2^{(0)}$ et $\sigma x_1^{(0)}$ dans (III.88) et (III.89), on obtient la solution de la théorie des stratifiés pour les déformations.

$$\overline{\varepsilon x_1} = \overline{\varepsilon x_2} = \varepsilon x_0 \quad (III.97)$$

Les termes de perturbation liés à $R(\bar{s})$ donnent des termes supplémentaires dans les expressions de déformation. Enfin, on obtient :

$$\overline{\varepsilon x_1} = \varepsilon x_0 + \frac{\sigma x_2^{(0)}}{E_1} \frac{1}{2s} R(\bar{s}) \frac{h_2}{h_1} (1 - \nu_{12} \nu_{xy0}) \quad (III.98)$$

$$\overline{\varepsilon x_2} = \varepsilon x_0 + \frac{\sigma x_2^{(0)}}{E_2} \frac{1}{2s} R(\bar{s}) (1 - \nu_{12} \nu_{xy0}) \quad (III.99)$$

$$\varepsilon y = \varepsilon y_0 + \sigma x_2^{(0)} h_2 \frac{E_1 - E_2}{E_1 h_2 + E_2 h_1} \frac{\nu_{12}}{E_1} \frac{1}{2s} R(\bar{s}) \quad (III.100)$$

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

En remplaçant (III.98) dans (III.82), on obtient :

$$ua = \frac{\sigma_{x2}^{(0)}}{E2} \frac{h2}{2h1} R(\bar{S}) \frac{Ex0}{E1} (h1 + h2)(1 - \nu12\nu21) \quad (III.101)$$

D'après (III.101) et (III.82), ua est proportionnel à la déformation en champ lointain appliquée et à la taille de la fissure. Afin d'utiliser cette quantité dans les prédictions de rigidité, elle doit d'abord être normalisée par rapport à la déformation en champ lointain et au demie épaisseur de la couche de la céramique $h2$:

$$\bar{ua} = \frac{ua}{\epsilon_{x0}h2} = \frac{h1+h2}{2h1} \frac{Ex0}{E1} (1 - \nu12 * \nu_{xy0}) R(\bar{S}) \quad (III.102)$$

A partir de (III.102), on exprime la fonction de perturbation de contrainte par ua :

$$R(\bar{S}) = \frac{\bar{ua}}{\frac{h1+h2}{2h1} \frac{Ex0}{E1} (1 - \nu12 * \nu_{xy0})} \quad (III.103)$$

Avec :

$$\bar{ua} = \left(1 + \frac{1}{AF}\right) \left(\frac{Ex0}{E1}\right) (1 - 12 \nu_{xy0}) \left(\frac{2.L.h2}{EP}\right) \tanh\left(\frac{EP}{2.L.h2}\right) \quad (III.104)$$

D'où :

$$EP = \sqrt{GB . h2/E2 . \left(1 + \frac{E2}{AF.E1}\right)} \quad (III.105)$$

$$GB = \frac{3.G}{h2} \quad (III.106)$$

$$G = \frac{G2}{1+AF . \frac{G2}{G1}} \quad (III.107)$$

Et :

$$AF = \frac{1}{3} \quad (III.108)$$

Enfin on obtient :

$$\nu_{xy} = \frac{1 - \left(\frac{1}{1 - \nu1\nu2}\right) \left(\frac{E1 - E2}{EX0}\right) \left(\frac{1}{(1+AF) \left(\frac{1}{AF} + 1\right)}\right) ua}{1 + \left(\frac{E2}{EX0}\right) \left(\frac{1 - \nu12 . \nu_{xy0}}{1 - \nu12 . \nu23}\right) \left(\frac{1}{1+AF}\right) ua} \quad (III.109)$$

III.5. Etude du module de cisaillement :

Le modèle développé par Berthelot[23] sera modifié. En introduisant la fonction de perturbation de contrainte

$$R(a) \int_{-a}^{+a} \frac{\cosh(\xi \bar{x})}{\cosh(\xi a)} d\bar{x} = \frac{2}{\xi} \tanh(\xi a) \quad (III.110)$$

Avec
$$\xi^2 = \bar{G} \frac{h_2(h_2 E_2 + h_1 E_1)}{h_1 E_2 E_1} \quad (III.111)$$

Le coefficient \bar{G} dépend de l'hypothèse utilisée pour la couche cisailée et la distribution des contraintes de cisaillement pour le cas d'une variation parabolique,

On a :
$$\bar{G} = \frac{3G}{h_2} \quad (III.112)$$

La diffusion de cisaillement pour une cellule élémentaire est :

$$G = \frac{G_{xz}^{(2)}}{1 - 3 \frac{G_{xz}^{(2)} f(h_2)}{G_{xz}^{(1)} f'(h_2)}} \quad (III.113)$$

La diffusion de cisaillement pour le modèle parabolique est :

$$G = \frac{G_{xz}^{(2)}}{1 - \alpha \frac{G_{xz}^{(2)}}{G_{xz}^{(1)}}} \quad (III.114)$$

On utilise la fonction $f(z)$:

$$f(z) = \frac{\sinh \alpha \eta_t}{\alpha \eta_t} - \cosh \eta_t \left(1 + \alpha - \frac{z}{h_2} \right) \quad (III.115)$$

Avec
$$\eta_t = \frac{E_1}{G_{xz}^{(1)}} \frac{1}{\alpha} \quad (III.116)$$

On aura la formule finale de G :

$$G = \frac{G_{xz}^{(2)}}{1 + 3 \alpha \frac{\alpha \eta_t (\tan \alpha \eta_t)^{-1} - 1}{\alpha \eta_t} \frac{G_{xz}^{(2)}}{G_{xz}^{(1)}}} \quad (III.117)$$

Lorsque la distance entre les fissures est constante, le module de cisaillement longitudinal peut s'écrire sous la forme[4] :

Chapitre III : Modélisation de la fissuration transverse dans un composite sandwich métal céramique

$$\frac{G_{xy}}{G_{xy}^0} = \frac{1}{1 + \frac{\tanh \mu \rho}{\alpha \mu \rho}} \quad (\text{III.118})$$

Tel que :

$$\mu = \sqrt{\frac{3(1 + \frac{1}{\alpha})}{1 + \alpha \frac{G_1}{G_2}}} \quad (\text{III.119})$$

Et :

$$\rho = \frac{1}{2lh^2} \quad (\text{III.120})$$

**Chapitre IV : Simulation et résultats
pour un métal céramique fissuré
avec des fissurations transversales**

IV.1. Introduction :

Etudier le comportement mécanique d'un matériau a pour but de connaître sa réponse à une sollicitation donnée, pour notre cas on va évaluer le comportement d'un métal céramique à microstructure laminaire fissuré avec une fissure transversale, soumis à un effort de traction uni axial, pour cela la détermination du champ de déplacement dans le composite endommagé où la fissuration des couches transverses représentée par des fissures planes de normale parallèle à la direction de traction, est importante.

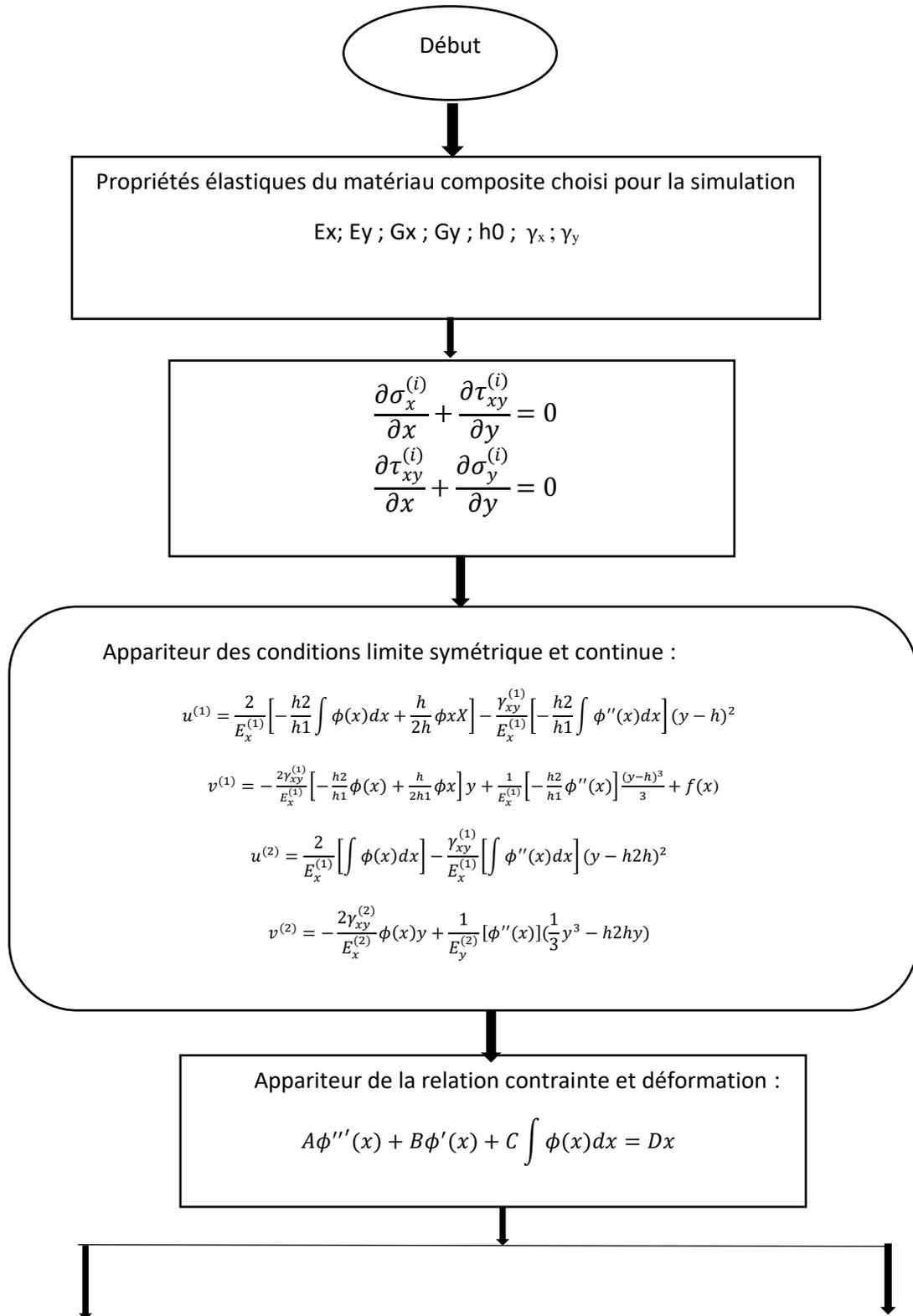
En utilisant le modèle Shear-lag modifié par Zhang [1], on va déduire les différents champs de contrainte, de déformation et du déplacement, pour aboutir à la fin à la formule de la rigidité à partir de la relation entre la déformation et la contrainte.

Après la présentation du champ des contraintes suivant la longueur des stratifiés en utilisant le modèle motionné précédemment, qui a été faite par Outouat Djouadi [9], notre étude vise à représenter le comportement de la rigidité du même matériau, de ce fait dans ce chapitre on va observer une étude du module de Young longitudinal sous différentes conditions hygrothermiques, et ensuite une analyse du coefficient de poisson et du module de cisaillement sera établie.

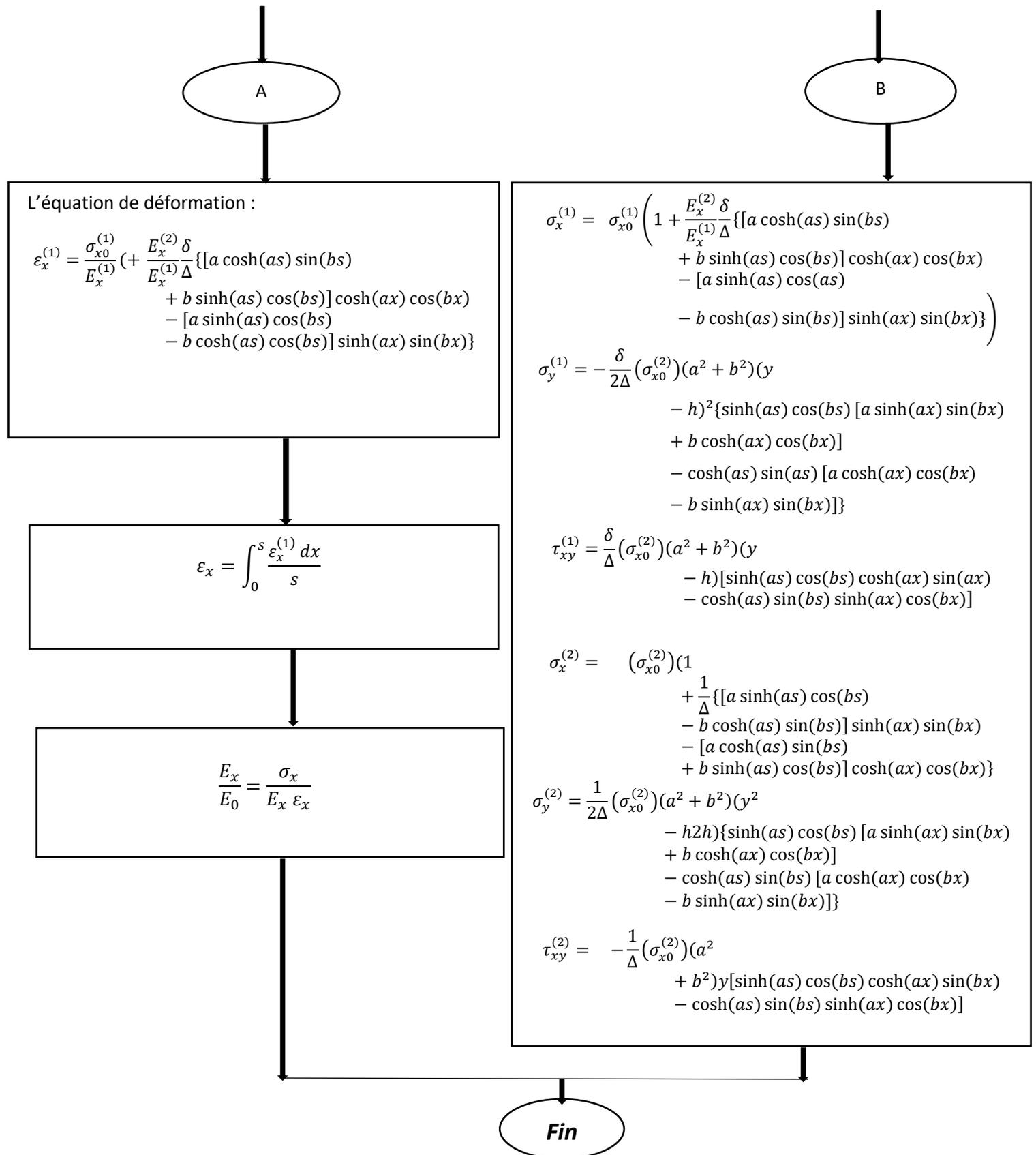
IV.2. Organigramme :

Pour représenter le comportement du matériau composite métal céramique fissuré soumis à une traction uni-axiale, on a élaboré le programme MAPLE en se basant sur le modèle cité précédemment. Notre programme est décrit à travers l'organigramme présenté ci-dessous.

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale



Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale



IV.3. Etude du module de Young longitudinal

IV .3.1 Choix du matériau de simulation :

Considérons une plaque sandwich composée de deux couches, pour la première couche : alliage d'aluminium AL-12SI, et pour la deuxième couche : Alumine AL₂O₃, ayant les propriétés mentionnées dans le tableau suivant :

Tableau IV.1 : Propriétés élastiques des matériaux.

Propriétés	Alumine AL ₂ O ₃	Alliage d'aluminium AL_12SI
Module de Yong	380 GPa	80 GPa
Module de cisaillement	157.26 GPa	30 GPa
Coefficient de poisson	0.24	0.33
L'épaisseur	0.2 mm	0.3 mm

➤ La configuration du stratifié composite est représenté ci-dessous :

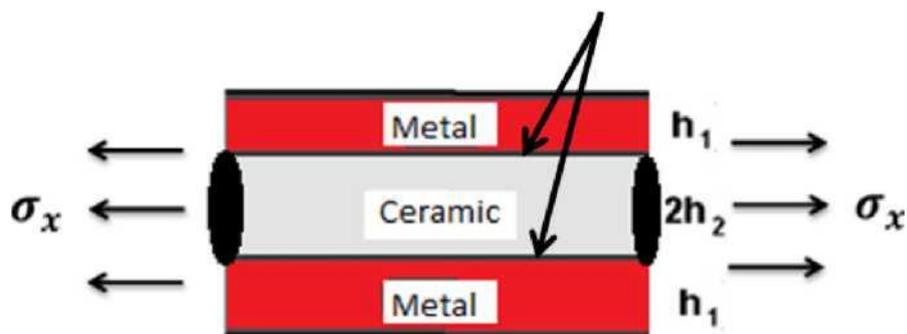


Figure IV.1: Modèle géométrique d'une plaque sandwich métal/céramique avec fissures transversales.

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

- Pour mettre en évidence la réduction de la rigidité provoquée par ce type d'endommagement (fissure transverse) on va étudier la variation du module de Young longitudinale en fonction de la densité de fissure transverse, la charge axiale appliquée est égale à $\sigma_x = 470$ MPA.

IV.3.2 Validation des résultats :

Afin de vérifier la qualité des résultats obtenus par le présent modèle, qui est le modèle Shear-lag modifié par Zhang[1], une validation a été faite avec les résultats publiés par kashtalyan[10] pour un métal céramique. La comparaison de nos résultats et ceux de l'article de kashtalayn[10] ,est représentée dans le tableau et les figures suivants :

Tableau IV.2 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissuration

Densité de fissuration	Modèle utilisé	Modèle proposé par kashtalyan[10]	FEM[1]
0.1	0.78958	0.7805	0.7889
0.2	0.65232	0.6461	0.6514
0.5	0.43004	0.4421	0.4358
0.8	0.33149	0.3571	0.3486

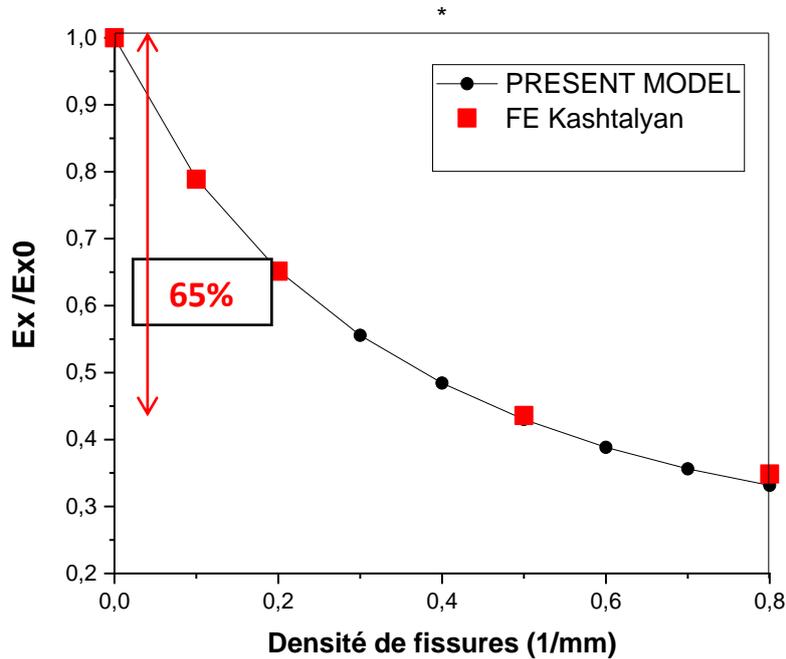
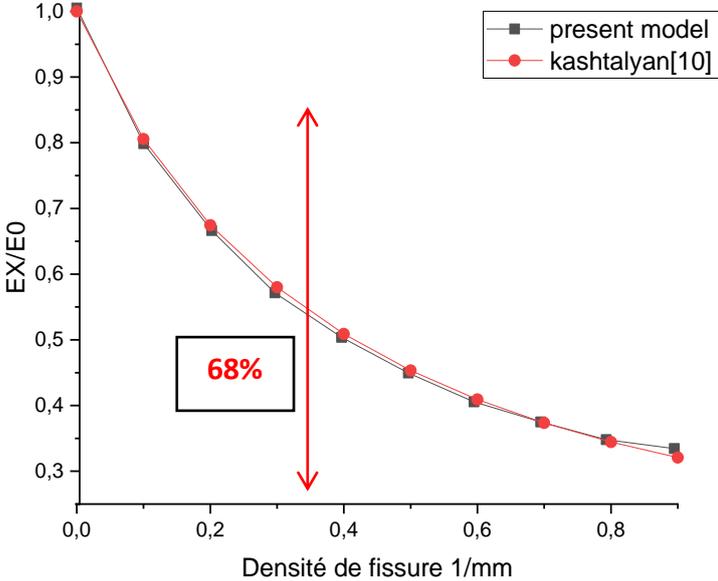


Figure IV.2 Comparaison de l'évolution du module de Young en fonction de la densité de fissuration du métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan[10]

Le tableau (IV.2) et la figure (IV.2) représentent une comparaison des résultats obtenus par le modèle présenté et les résultats publiés par kashtalyan[10], concernant l'évolution du module de Young en fonction de la densité de fissuration d'un composite métal céramique, il est nettement visible que nos résultats sont en excellent accord avec ceux de l'article de kashtalyan[10], la comparaison montre également que nos résultats sont plus proches aux résultats fournis par Élément finis, par rapport ceux qui sont obtenus par le modèle proposé par kashtalyan[10]. On note un taux de réduction de la rigidité de 65% jusqu'à une densité de 0.8 (1/mm).

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

(a)



(b)

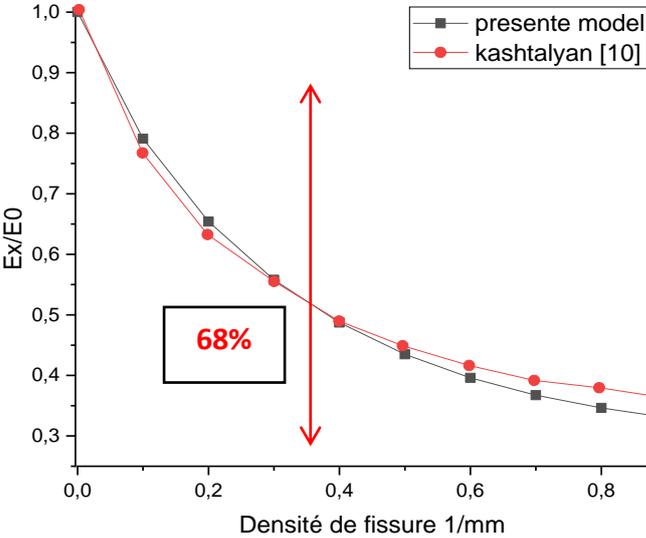


Figure IV.3 Comparaison de l'évolution du module de Young en fonction de la densité de fissuration du métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan [10] :(a) avec une teneur 45% de céramique , (b) avec une teneur 35% de de céramique

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

La figure (IV.3) représente l'évolution du module de Young en fonction de la densité de fissuration d'un métal céramique avec différentes teneurs de la céramique, on remarque que ces résultats sont très proches dans presque toutes les densités de fissures, principalement dans le graphe (a) dans la figure 4.3 dont $P_c=45\%$ où tous les points sont presque identiques. On note un taux de réduction qui arrive à 68% pour une densité de fissure maximale de 0.9 (1/mm) ce qui montre que la rigidité du matériau est largement influencée par les fissures transverses.

Donc la comparaison des résultats obtenus et ceux de l'article publié par kashtalyan [10], prouve une bonne concordance, ce qui nous permet de valider notre modèle.

IV.3.3 Influence de la température sur la réduction du module de Young :

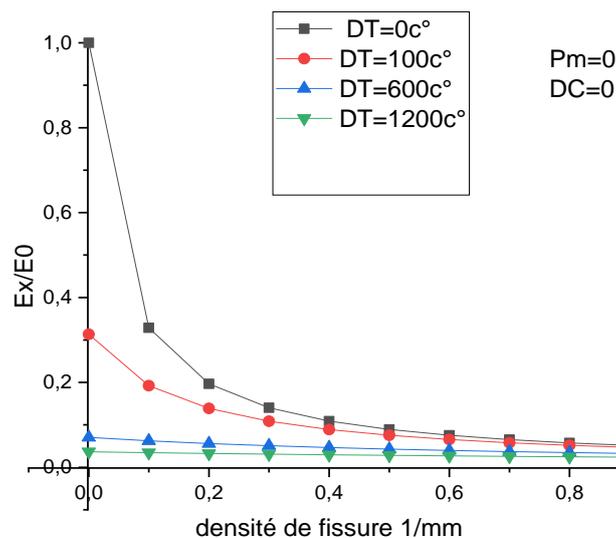


Figure IV.4 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $P_m=0$ et $DC=0$

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

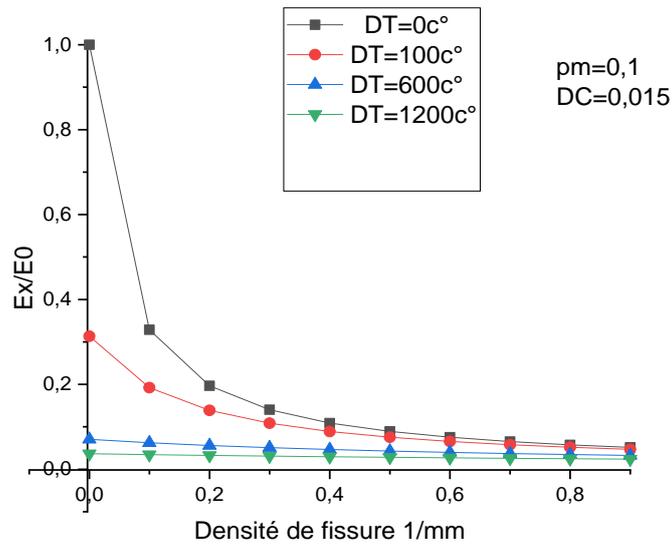


Figure IV.5 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $P_m=0.1$ et $DC=0.015$

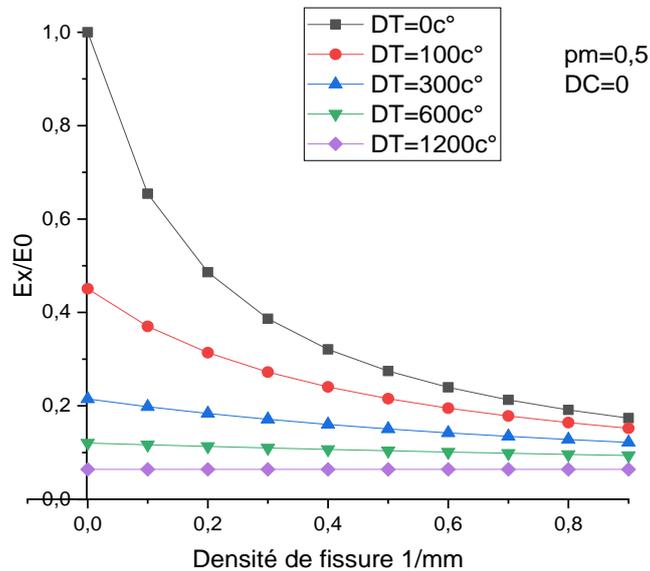


Figure IV.6 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $P_m=0.5$ et $DC=0$

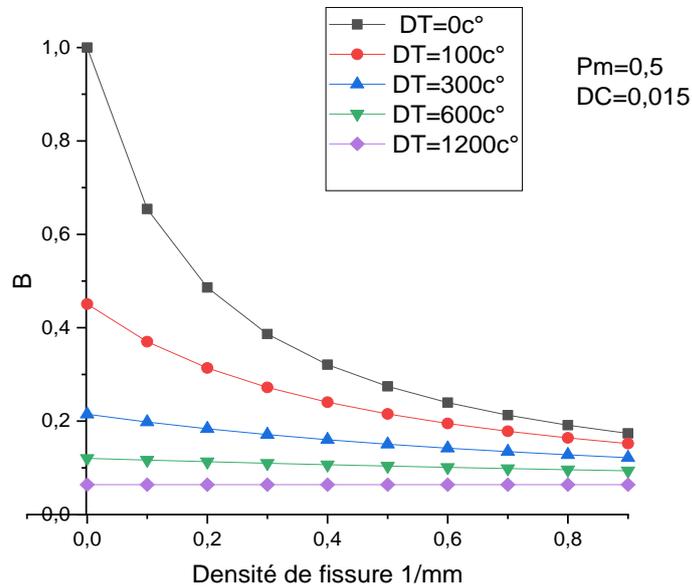


Figure IV.7 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la température, avec $P_m=0,5$ et $DC=0,015$

En analysant les graphes représentés dans les figures ci-haut, (IV.4) jusqu'à (IV.7) qui illustrent la réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure pour différentes valeurs de la température, et avec plusieurs valeurs de la proportion du métal et de l'humidité. En général on remarque que : à mesure que la densité de fissure accroît, la rigidité se diminue, pour le cas où aucun effet de la température n'est imposé ($DT=0^{\circ}C$) le taux de réduction de la rigidité est plus important, il varie entre 80% à 92%, ensuite l'augmentation de la température fait diminuer le taux de réduction jusqu'à ce qu'il très petit avec une chute de même pas 0.01% à $DT=1200^{\circ}C$. Donc on conclut qu'à des températures élevées la rigidité se dégrade lentement en fonction de la densité de fissuration, par contre à basses températures la dégradation est plus importante et plus rapide.

IV.3.4 Influence de l'humidité sur la réduction du module de Young :

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

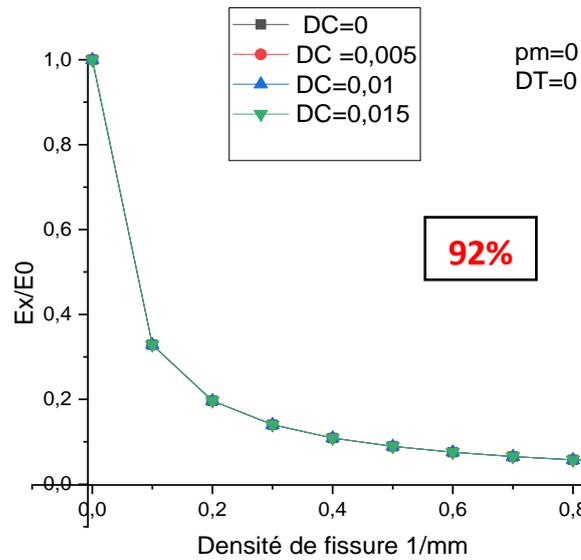


Figure IV.8 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $P_m=0$ et $DT=0^\circ\text{C}$

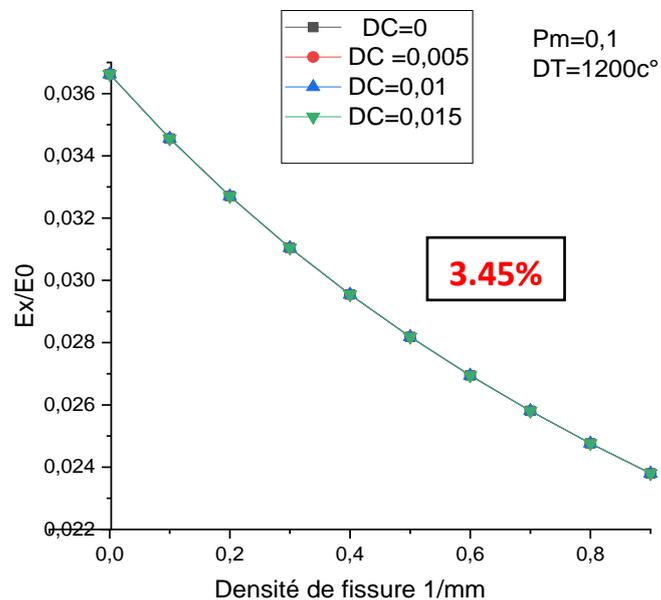


Figure IV.9 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $P_m=0,1$ et $DT=1200^\circ\text{C}$

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

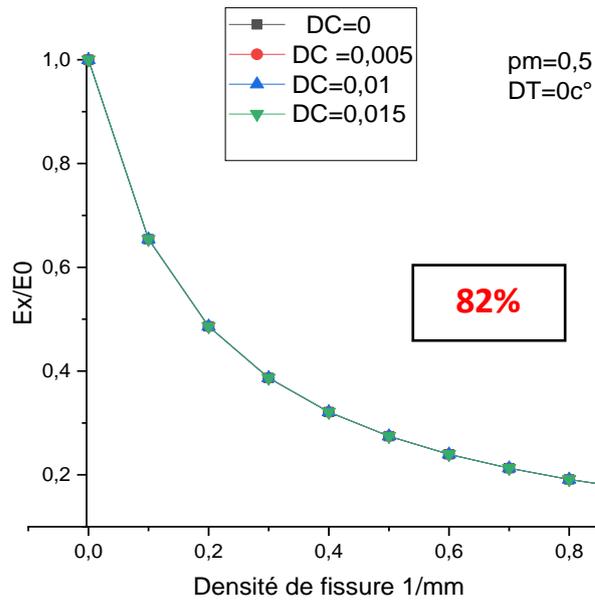


Figure IV.10 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $P_m=0.5$ et $DT=0^\circ\text{C}$

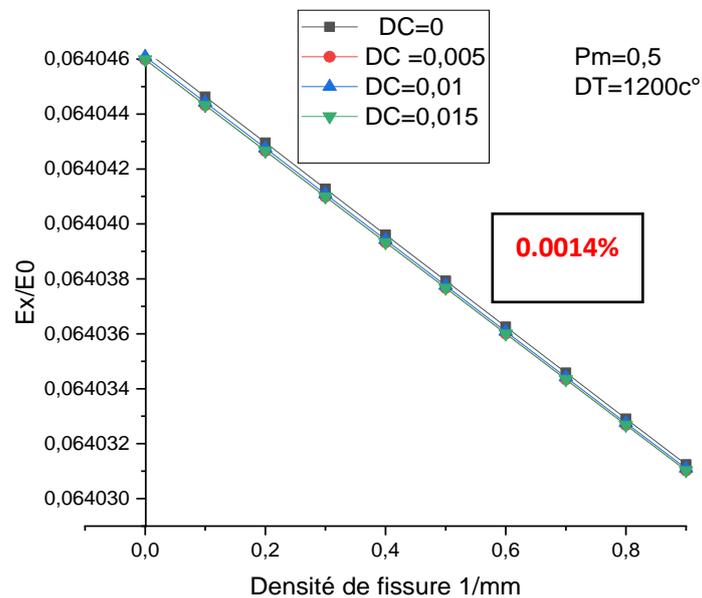


Figure IV.11 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs de la concentration de l'humidité, avec $P_m=0.5$ et $DT=1200^\circ\text{C}$

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

Les figures (IV.8), (IV.9), (IV.10), (IV.11), indiquent la réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure pour différentes concentrations d'humidité, en variant à chaque fois la proportion du métal et de la température. Les résultats obtenus dans cette partie montrent nettement que l'influence de la concentration d'humidité sur la réduction de la rigidité est moins importante que celle de la température, dont il est visible que le taux de réduction de la rigidité n'est pas vraiment affecté par la variation de la concentration de l'humidité, il est presque le même pour toutes les valeurs de la concentration.

IV.3.5 Influence des conditions hygrothermiques sur la réduction du module de Young :

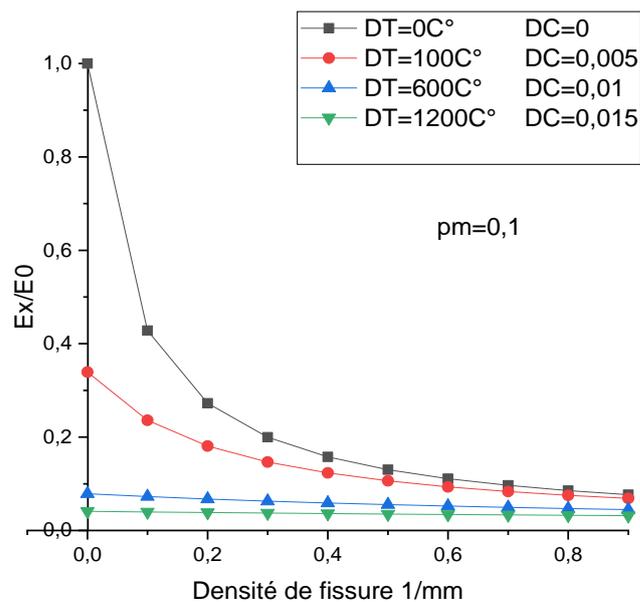


Figure IV.12 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans différentes conditions hygrothermiques avec $P_m=0.1$

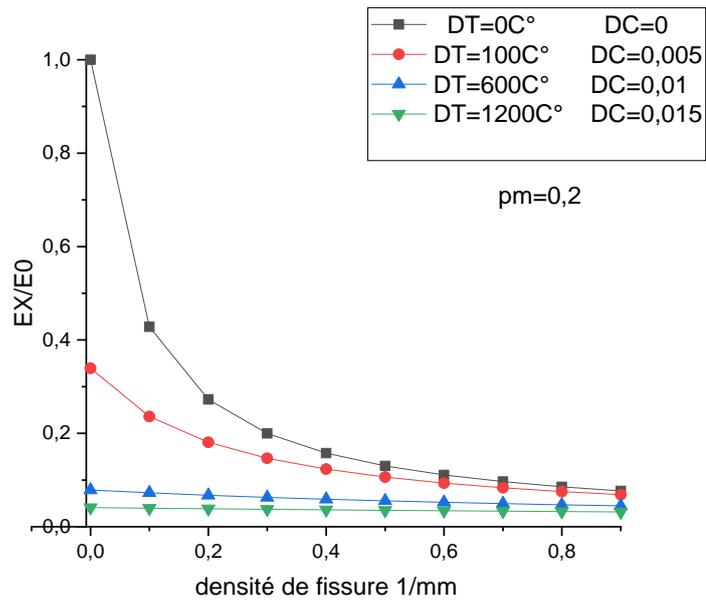


Figure IV.13 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans différentes conditions hygrothermiques avec Pm=0.2

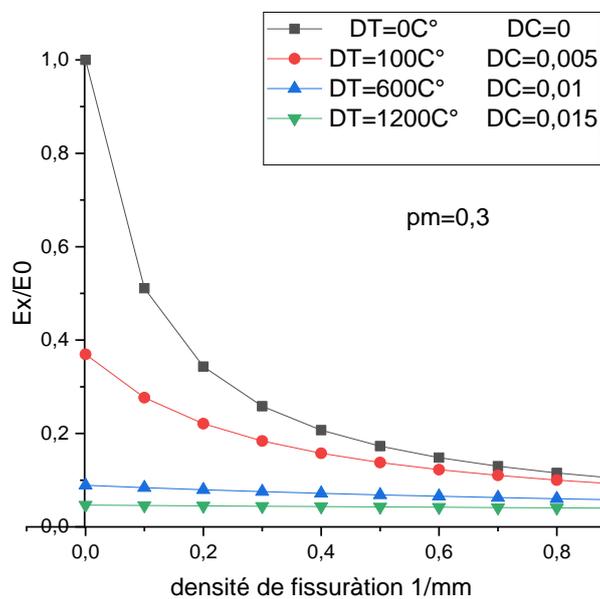


Figure V.14 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans différentes conditions hygrothermiques avec Pm=0.3

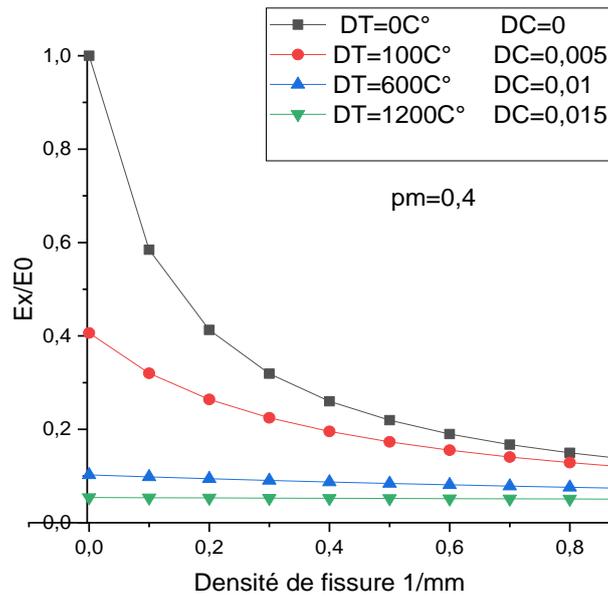


Figure IV.15 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans différentes conditions hygrothermiques avec Pm=0.4

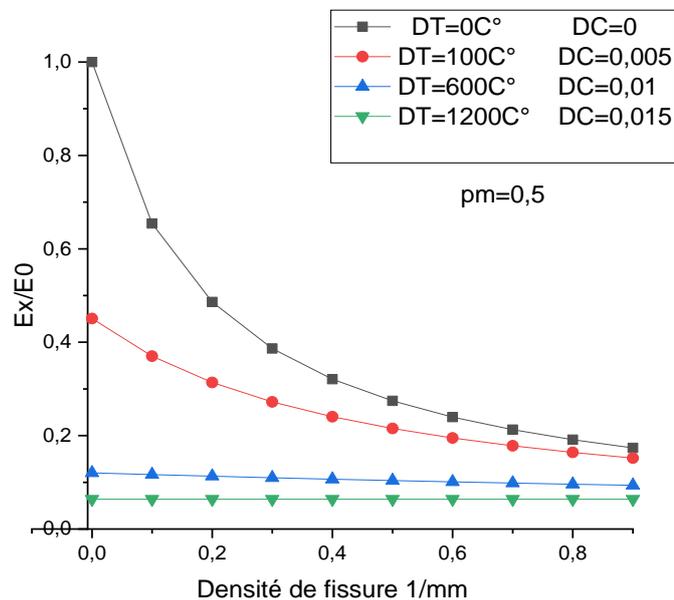


Figure IV.16 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, dans différentes conditions hygrothermiques avec Pm=0.5

L'analyse des figures (IV.12) jusqu'à (IV.16) qui mettent en évidence l'influence des conditions hygrothermiques sur la réduction de la rigidité avec différents rapport

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

d'épaisseur, montre toujours une réduction de la rigidité avec l'augmentation de la densité de fissuration. On remarque également que le taux de réduction de la rigidité est toujours plus élevé et rapide dans les conditions environnementales standards ($\Delta T=0$, $\Delta C=0$), il est approximativement entre 80% et 90%, ensuite en augmentant les valeurs de la température et de l'humidité ; le taux de la réduction commence à se diminuer jusqu'à ce qu'il soit très petit (à $DT=1200c^\circ$, $DC=0.015$) on note un chute qui ne dépasse pas de 0.001%.

Au final on peut dire que la rigidité du métal céramique est largement influencée par la densité de fissures que les conditions hygrothermiques.

4.3.6 Influence du rapport d'épaisseur sur la réduction du module de Young :

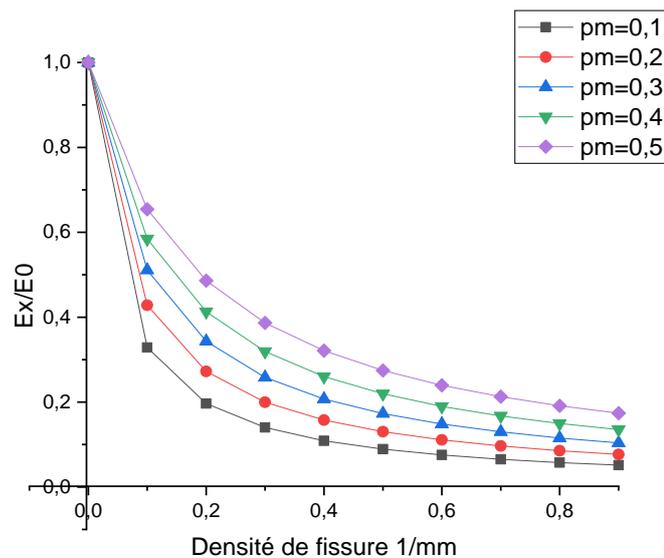


Figure IV.17 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec $DC=0$, $DT=0^\circ C$

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

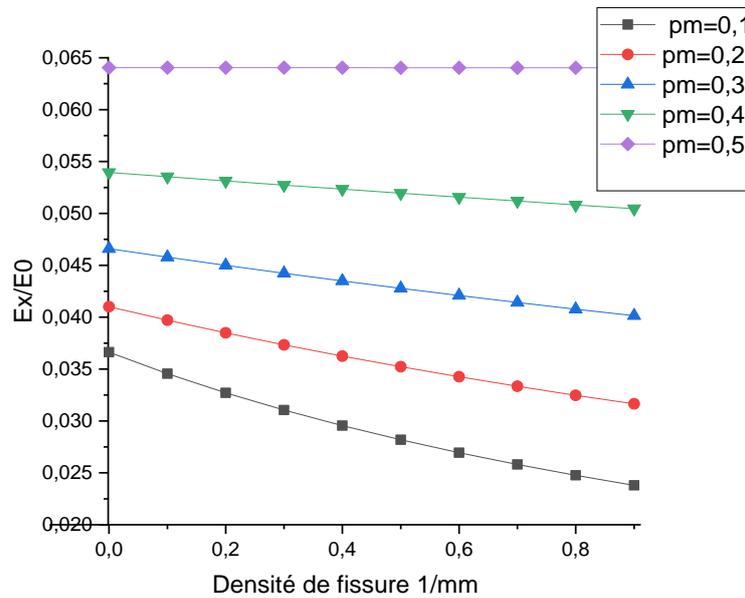


Figure IV.18 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec DC=0, DT=1200°C

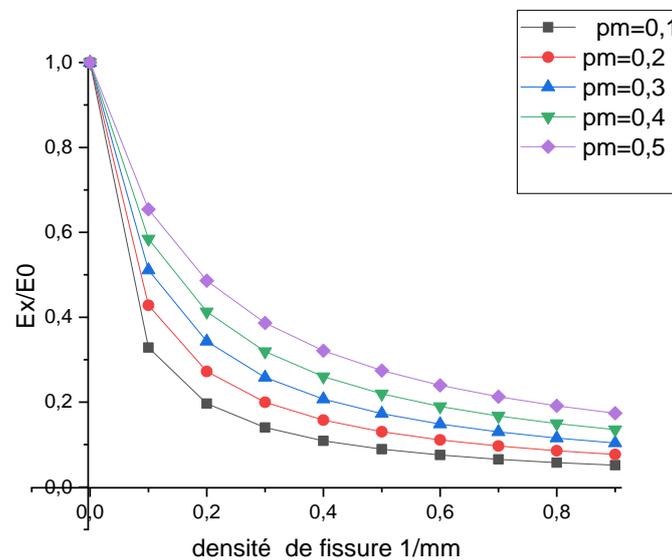


Figure IV.19 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec DC=0.015, DT=0°C

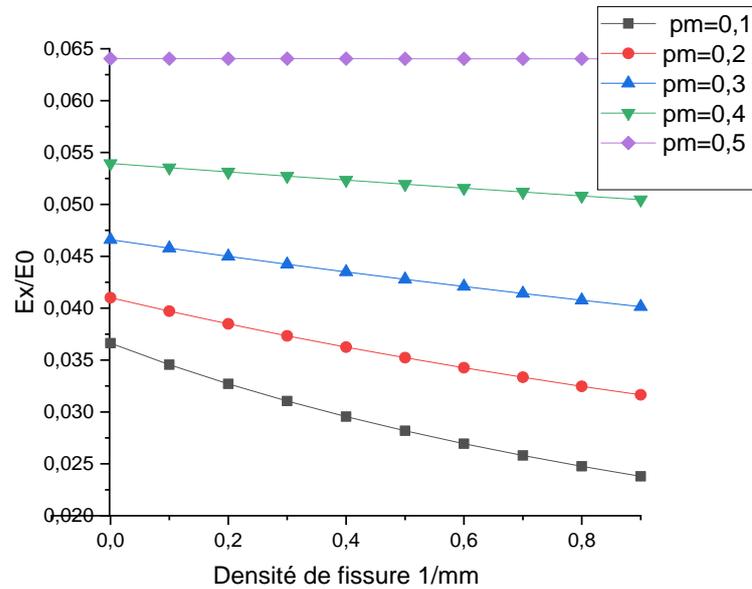


Figure IV.20 Réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur, avec DC=0.015, DT=1200°C

L'influence du rapport d'épaisseur sur la réduction de la rigidité est représentée dans les figures (IV.17), (IV.18), (IV.19), (IV.20), on note que le taux de réduction se diminue en générale avec l'augmentation de la proportion du métal, dont la réduction est toujours maximales à Pm=0.1 où elle arrive jusqu'à plus de 90% à DT=0%, en revanche à DT=1200°C avec Pm=0.1 elle ne dépasse pas 1.2% ,puis à mesure que Pm accroît le taux de dégradation devient moins important ,dont on note une chute de 80% à DT=0c° et presque 0.1% à hautes températures.

- Interprétation : quand on augmente la proportion du métal, on est en train d'augmenter l'épaisseur du métal qui sont les couches intacts, et en revanche la diminution des couches en céramique qui sont fissurées, ce qui rend notre matériau plus rigidité et moins sensible à la fissuration, pour cela on a noté que le taux de réduction est moins important avec des proportions de métal élevée.

IV.4. Etude de la réduction du coefficient de poisson :

IV.4.1 Validation des résultats :

Dans cette partie, une validation des résultats concernant la réduction du coefficient de poisson obtenus par le présent modèle toujours pour un métal céramique à microstructure laminaire qui a les propriétés mentionnés dans la figure (IV.3), est effectuée. La comparaison des résultats avec ceux de l'article de kashtalyan [10] est représentée dans la figure et le tableau qui suivent :

Tableau (IV.3) : Réduction du coefficient de poisson en fonction de la densité de fissuration

Densité de fissure	Modèle utilisé	Modèle proposé par kashtalyan[10]	Erreur (%)
0	1	1	0
0.2	0.64162	0.65868	1.706
0.4	0.51971	0.52096	0.125
0.6	0.45547	0.45509	0.038
0.8	0.42228	0.42515	0.0287
1	0.39917	0.40719	0.802

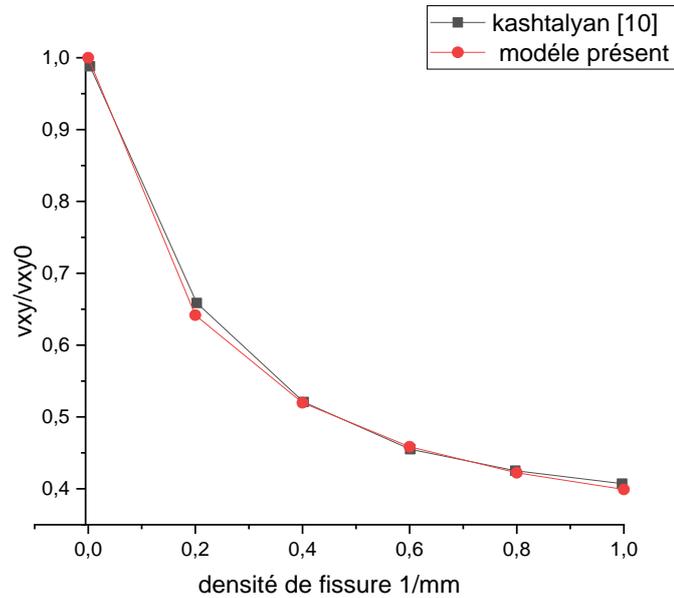


Figure IV.21 Comparaison de l'évolution du coefficient de poisson en fonction de la densité de fissuration d'un métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan[10]

Les résultats dans la figure (IV.21) et le tableau (IV.3) obtenus par le présent modèle sont en bon accord avec ceux publiés par kashtalyan [10], où tous les points sont très proches pour toutes les densités de fissures. On note que le coefficient de poisson se réduit considérablement en fonction de la densité de fissuration avec une chute maximale de 60%.

IV.4.2 Influence du rapport d'épaisseur sur la réduction du coefficient de poisson :

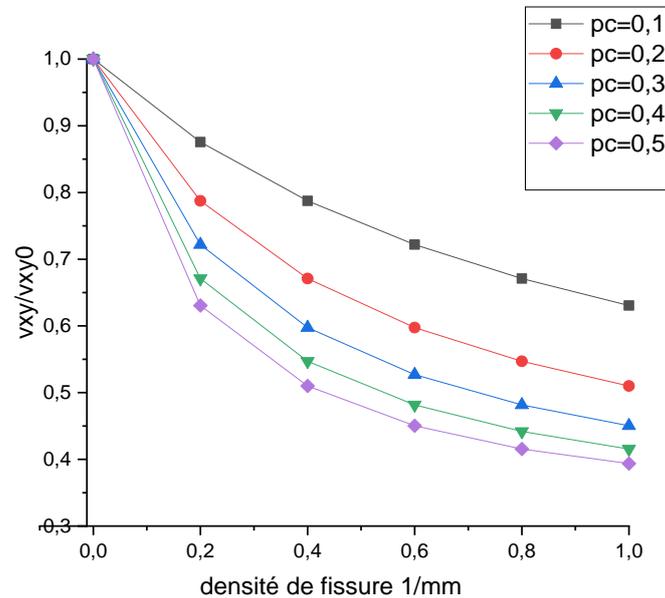


Figure IV.22 Réduction du coefficient de poisson en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur

L'influence du rapport d'épaisseur sur la réduction du coefficient de poisson a été représentée dans la figure (IV.22). Il apparaît clairement que le taux de dégradation est influencé par la variation du rapport d'épaisseur, dont on note que à mesure qu'on augmente la proportion de la céramique, le taux de dégradation se augmente également, où à $P_c=0.1$ le taux de dégradation est minimale à environ 37%, ensuite il commence à s'élever jusqu'à 61% à $pc=0.5$.

IV.5. Etude du la réduction du module de cisaillement :

IV.5.1 Validation des résultats :

Afin de valider le modèle analytique qui a été décrit dans le chapitre précédent concernant l'évolution du module de cisaillement, nous avons établi une

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

comparaison de nos résultats avec les résultats obtenus par la méthode développée par kashtalyan [10], la figure et le tableau ci-dessous montrent la comparaison :

Tableau IV.4 Réduction du module de cisaillement en fonction de la densité de fissuration

Densité de fissure	Modèle utilisé	Modèle proposé par kashtalyan[10]	Erreur (%)
0	1	1	0
0.2	0.848444715	0.86	1.155
0.4	0.736781593	0.74	0.32
0.6	0.651098117	0.64	1.109
0.8	0.583367061	0.56	2.336
1	0.528826667	0.5	2.882

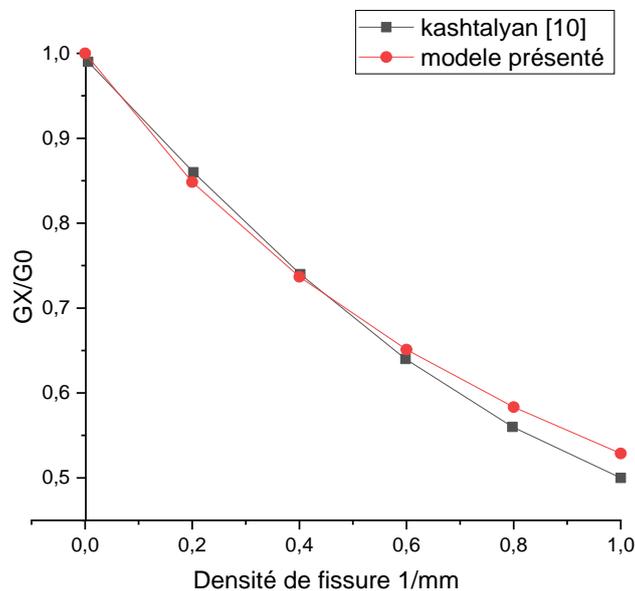


Figure IV.23 Comparaison de l'évolution du module de cisaillement en fonction de la densité de fissuration d'un métal céramique avec les résultats publiés par kashtalyan[10]

Chapitre IV : Simulation et résultats pour un métal céramique fissuré avec une fissuration transversale

La figure (IV.22) et le tableau (IV.4) représentent une comparaison de nos résultats et ceux cités dans l'article de Kashtalyan [10] concernant la dégradation du module de cisaillement en fonction de la densité de fissure. La comparaison montre que les deux résultats sont en bon accord, ce qui permet de valider le présent modèle. Il apparaît bel et bien une baisse importante du module de cisaillement en fonction de la densité de fissuration avec une chute de 51%.

IV.5.2 Influence du rapport d'épaisseur sur la réduction du module de cisaillement:

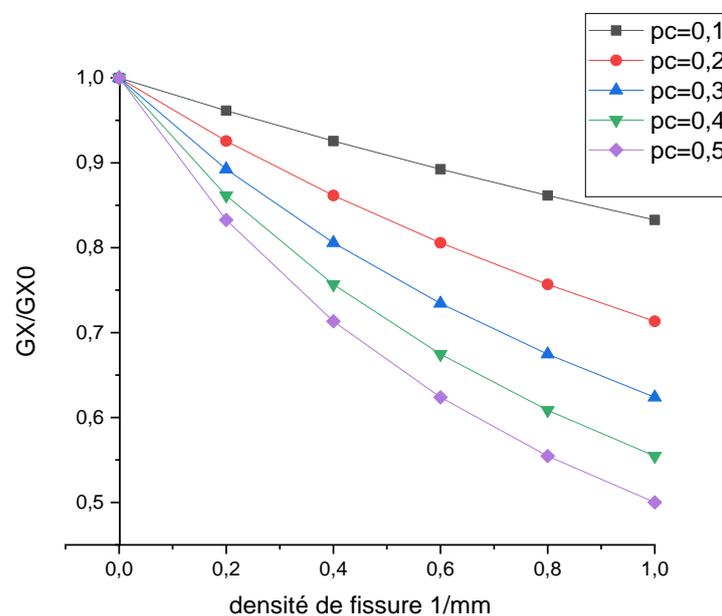


Figure IV.24 Réduction du module de cisaillement en fonction de la densité de fissure, pour différentes valeurs du rapport d'épaisseur

La figure ci-dessus nous montre le comportement du module de cisaillement en fonction de la densité de fissure, en variant à chaque fois le rapport d'épaisseur. On voit que le comportement du coefficient de Poisson et celui du module de cisaillement sont similaires, le taux de dégradation se augmente toujours avec l'augmentation du P_c , dont une chute de 17% est notée à $p_c = 0,1$ tandis que à $P_c = 0,5$ la dégradation dépasse 50%.

Conclusion générale

Conclusion générale :

Tout au long de la présentation de notre projet de fin d'études, nous avons essayé de mettre en pratique les connaissances acquises durant nos études universitaires, et cela pour le but de réaliser une étude sur le comportement d'un matériau composite sandwich métal céramique à microstructure laminaire fissuré avec une fissure transversale soumis à une traction uni axiale. L'objectif principal était dans un premier temps d'analyser l'évolution de la rigidité en fonction de la densité de fissuration, et sous différentes conditions environnementales.

Pour ce faire, nous avons développé notre travail suivant deux axes :

Premièrement, nous avons proposé un modèle analytique performant basé sur la théorie classique des stratifiés, qui est le modèle Shear-lag, pour l'analyse du comportement mécanique d'un composite sandwich métal céramique à microstructures laminaires, soumis à une traction uni axiale. Pour valider ce modèle, nous l'avons comparé avec le modèle développé par Kashtalyan[10], la comparaison a montré qu'un accord qualitatif et quantitatif satisfaisant était obtenu.

Ensuite, le modèle de simulation a été effectué par le logiciel de calcul MAPLE et les résultats sont obtenus sous forme graphique. Ils concernent les courbes de la réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissuration, les courbes de coefficients de poisson et celles du module de cisaillement.

Les résultats les plus significatifs peuvent être rappelés de la manière suivante :

- Le comportement mécanique d'un composite sandwich métal céramique fissuré soumis à des sollicitations, est caractérisé par une réduction importante jusqu'à 65% du module de Young longitudinale, coefficient de poisson et du module de cisaillement en fonction de la densité de fissure.

Conclusion générale

- La réduction du module de Young longitudinale, dépend largement de la densité de fissuration, des conditions hygrothermiques et du rapport d'épaisseur.
- A propos l'influence de la température sur le comportement du module de Young, on a constaté que cette dernière a un effet très important sur le taux de réduction, dont à des températures élevées la rigidité se dégrade faiblement en fonction de la densité de fissuration, par contre à basses températures la dégradation est plus importante. En revanche les résultats qui représentent l'effet de l'humidité sur la réduction du module de Young ont montré que l'influence de l'humidité est négligeable devant celle de la température.
- En ce qui concerne l'effet du rapport d'épaisseur sur la dégradation du module de Young, on déduit que pour un métal céramique, l'augmentation de la proportion du métal fait augmenter la rigidité.
- Dans un métal céramique, le comportement du coefficient de poisson et le module du cisaillement est similaire en quelques sortes à ceux du module de Young.

Comme perspectives futures de cette étude, nous proposons de modéliser le comportement élastique d'un composite sandwich métal céramique sous condition hygrothermique cyclique. Une modélisation numérique avec le logiciel ANSYS ou ABAQUS serai aussi intéressante pour comparer les résultats obtenus.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] C. Zhang, T. Zhu, « on inter-relationships of elastic moduli and strains in cross-ply laminated Composites, Com. Sc. and Tech. » p135-146. 1996
- [2] S.Benbelaid, B.Bezzazi, «Effet de l'évolution de la fissuration transversale sur l'Endommagement des stratifiés composites croises [0/90]s» 2013
- [3] J. Varna* and A. Kraanikovs, « Mechanics of Composite Materials, Vol. 34, No. 2, transverse cracks in cross-ply laminates 2. Stiffness degradation » 1998
- [4] M.Khoudjet Kesba. « Etude des composites fissures veilles sous condition hygrothermique mode transitoire». Thèse de doctorat, Institut d'aéronautique et des études spatiales, 2016.
- [5] AV Pocius, DA Dillard « Adhesion Science and Engineering: surface chemistry and applications » 2002
- [6] E.A. Adda-bedia, M. Bouazza, A. Tounsi, A. Benzair et M. Maachou, « Prediction of stiffness degradation in hygrothermal aged [θ m/90n]s composite laminates with transverse cracking» Journal of Materials processing, vol199, pp 199-205, 2008.
- [7] N. El Meiche, A. Tounsi, E.A. Adda-Bedia et A. Megueni, Analysis of the transverse cracking in hybrid cross-ply composite laminates, Comp. Mat. Sci.» 461102-1108. (2009)
- [8] R.Belmana, M.Laghouati, «Etude des matériaux composites hybrides fissurés et soumis à des conditions hygrothermiques», Mémoire de master, Institut d'aéronautique et des études spatiales, 2016.
- [9] Outouat et Djouadi «Effet de la distribution linéaire et non linéaire de la température et humidité dans un composite métal/céramique », Mémoire de master, Institut d'aéronautique et des études spatiales, 2021.
- [10] M. Kashtalyan, Yuriy Sinchuk, Romana Piat, I. Guz, «Analysis of multiple cracking in metal/ceramic composites with lamellar microstructure, Archive of Applied Mechanics» 177-188. (2015)
- [11] Roy, S., Butz, B., Wanner, A. « Damage evolution and domain-level anisotropy in metal ceramics composites exhibiting lamellar microstructures » Acta Mater. 58, 2300–2312 (2010)

Références bibliographiques

- [12] M. Khodjet Kesba, N.El Meiche et A. Benkhedda , « Stress Distribution on the Cracked Sandwich Plate with Non-Linear Thermal and Moisture Concentration» (2021).
- [13] El-Shear Y ; Derby B. « The transverse from single to multiple cracking in ceramic metal laminates » , article 38, volume 13, the international conference on applied mechanics and mechanical engineering , DOI : 10.2160/amme.2008.39258
- [14] Tsai, S.W. et Hanh, H.T «Introduction to composite Materials. Technomic, Lancaste » PA, 1980.
- [15] H.S. Kim, X. M. Wang et N.Abdullah, « Effect of temperature on fatigue crack growth in the polymer ABS », Fatigue & fracture of engineering materials & structures, vol 17. N°3, pp361-367, 1994
- [16] J.Mercier « prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structure en matériaux composites. »
- [17] Lila Mansouri, Arezki Djebbar, Samir khatir, Magd Abdel wahab « effect of hygrothermal aging in distilled water on the mechanical behaviour of mixed short fibre/woven composites »
- [18] Vincent Guipont « Déterminations expérimentales de contraintes résiduelles au sein d'assemblages céramique/métal réalisés par brasage: Application au couple nitrure de silicium/acier doux » Ecully, Ecole centrale de Lyon, 1994.
- [19] Vincent Cazajus, Hélène Weleman, Bernard Lorrain, Yann Paranthoen, Moussa Karama. «Comportement mécanique des assemblages céramique métal brasés: Influence des contraintes de fabrication sur la tenue mécanique. 8e Colloque national en calcul des structures» Giens, France. hal-01495805. , May 2007.
- [20] Farida Bouafia, Boualem Serier, Hamida Fekirini et Sidi Ahmed Bouafia «Analyse numérique des contraintes résiduelles dans les bi-matériaux » , Novembre 2012.
- [21] Dessarthe A. « Assemblage des matériaux composites, structures sandwichs et matières plastiques. » Nantes : CETIM, 1992. - 102 p.
- [22] Laurent Gornet, « Généralités sur les matériaux composites », Ecole Centrale d'ingénieur de Nantes (2008),

Références bibliographiques

- [23] Jean-Marie Berthelot, « Mécanique des Matériaux et Structures Composites », Institut Supérieur des Matériaux et Mécaniques Avancés, ISMANS, Le Mans, France, (2013).
- [24] The American Peoples Encyclopaedia, Grolier Inc., 1964.
- [25] Encyclopaedia Britannica, vol 10, 15th edition, Encyclopaedia Britanica Inc., 1985.
- [26] W. Fairbairn, John Weale et al. « Account of the Construction of the Britannia and Conway Tubular Bridges » London, 1849.
- [27] A. Marouene. «Comportement sous choc des composites sandwichs et influence des paramètres des matériaux et du test » Mémoire pour Maîtrise. Montréal Ecole Polytechnique de Montréal, 2010.
- [28] M. Courbiere, D.Treheux, C. Beraud, and C. Esnouf, « Annales de chimie,vol. 12, no. », pp. 295-312, 1987.
- [29] Chino, YD, David C, « Mousse de titane moulée par congélation directionnelle avec des pores alignés et allongés. » Acta Materialia, 2008. 56(1) : p. 105-113.
- [30] Nguyen, Ptnu, Joachim, « Comprimés de cacao à dispersion rapide : Une étude de cas de cryocoulage appliquée aux aliments. Génie chimique et technologie.» 2014. 37(8) : p. 1376-1382.
- [31] Lune, JWH, HJ ; Awano, M.Maeda, K., « Préparation d'un support tubulaire avec des canaux de pores alignés radialement. Lettres sur les matériaux » 2003. 57(8) : p. 1428-1434.
- [32] Maxwell, WG, RS ; Francisco, AC, «Enquête préliminaire sur la méthode de "coulée par congélation" pour former des poudres réfractaires. » 1954.
- [33] Kim, Myung, Lugay, Castro, Fibrous protein materials, brevet américain n° 4 001 459, Washington, DC : Office américain des brevets et des marques. 4 janvier 1977.
- [34] T.Fukasawa, M.Ando, T. Ohji, S. Kanzaki, « Synthèse de céramiques poreuses à structure poreuse complexe par lyophilisation. » 2001. 84[1] : p. 230-232.

Références bibliographiques

- [35] T.Fukasawa, M.Ando, T.Ohji, S.Kanzaki « Synthesis of porous Silicon Nitride with unidirectionally aligned channels using freeze-drying process. » J. Am. Ceram. Soc. 85, 2151–2155 (2002)
- [36] Deville, S, Saiz, E, Nalla, R.K., Tomsia, A.P. « Freezing as a path to build complex composites. » Science 31, 515–518 (2006)
- [37] Roy, S, Wanner, A « Metal/ceramic composites from freeze-cast ceramics preforms: domain structure and elastic properties. Compos. Sci. Technol. » 68, 1136–1143 (2008)
- [38] Hwu, K.L., Derby, B, « Fracture of metal/ceramic laminates, Crack growth resistance and toughness. Acta Mater. » 47, 545–563 (1999)
- [39] Parlevliet P., Bersee H., and Beukers A. « Residual stresses in thermoplastic composites - a study of literature. Part III: Effects of thermal residual stresses. Composites » Part A, 38, 1581–1596, 2007
- [40] S.G Lekhnitskii, Anisotropic plates, Gordon and Breach, New York, 1968.
- [41] R. de Oliveira, S. Lavanchy, R. Chatton, D. Costantini, V. Michaud, R. Salathé, et J.- A. E. Månson, « Experimental investigation of the effect of the mould thermal expansion on the development of internal stresses during carbon fibre composite processing », Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 39, no 7, p. 1083-1090, 2008
- [42] J. SPRAUEL, « Etude par diffraction X des facteurs mécaniques influençant la corrosion sous contraintes d'aciers inoxydables » Université Paris VI, Paris, Thèse de doctorat 1988.
- [43] Sellam Souad « Analyse par la méthode des éléments finis, des contraintes résiduelles dans les matériaux composites » thèse de doctorat Université djillali liabes de sidi-bel-abbes, Faculté de Technologie Département de Génie Mécanique.
- [44] Lamine Hattali. « Caractérisation et modélisation thermo-mécanique des assemblages métal-céramique élaborés par thermocompression. » Ecole Centrale de Lyon, 2009. Français. tel-00505340
- [45] C. Hsueh and A. Evans, J.Eur.Ceram.Soc, vol. 13, no. 1, pp. 35-48, 1999

Références bibliographiques

- [46] Lovato G. « Rhéologie des joints brasés : étude expérimentale et détermination par méthode inverse. » Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. 1995.
- [47] Guipont V. « Déterminations expérimentales de contraintes résiduelles au sein d'assemblages céramique-métal réalisés par brassage : application au couple nitrure silicium-acier doux. » Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon. 1994
- [48] Castex L. Lebrun J.L., Maeder G. et Sprauel J.M. «Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X » Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Publication Scientifique et Technique, No. 22. 1981.
- [49] Lu J. Handbook of measurement of residual stresses, Society for Experimental Mechanics, 238 pages. 1996.
- [50] Marshall D.B. et Lawn B.R. «An indentation technique for measuring stresses in tempered glass surfaces» Journal of the American Ceramic Society, Vol. 60, p. 86-87. 1977
- [51] M. Nicholas et R. Crispin, Proc.Brit.Ceram.Soc, vol. 32, pp. 33-40, 1982
- [52] K. Saganuma, T. Okamoto, M. Koizumi, et M. Shimada , J.Mater.Sci, pp. 648-650, 1985.
- [53] K. Saganuma, T. Okamoto, M. Koizumi, et M. Shimada , J.Amer.ceram.Soc, 1983.
- [54] K. Saganuma, T. Okamoto, M. Koizumi, et M. Shimada , J.Amer.ceram.Soc, J.Mater.Sci, vol. 2, pp. 1156-1161, 1986.
- [55] T. Yamada, K. Yokoi, and A. Kohno, J.Mater.Scia, vol. 25, pp. 2188-2192, 1990