

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR

ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBES

FACULTE DE TECHNOLOGIE

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE



THESE DE DOCTORAT

Filière :

Génie Mécanique

Spécialité :

Mécanique des matériaux

Présentée par :

M^{me} ZAOUI BOUCHRA

Thème :

Analyse du comportement thermomécanique des matériaux composés : type FGM, Bimatériaux, matériaux composites

Soutenue le 08/07/2021 devant le jury composé de :

Président :

Mr Belaid MECHAB

Professeur, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès

Directeur de Thèse :

Mr Mohammed BELHOUARI

Professeur, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès

Co-directeur de Thèse :

Mr Boualem SERIER

Professeur, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès

Examineurs :

Mr Mokadem SALEM

MCA, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès

M^{me} Hamida FEKIRINI

Professeur, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès

Mr Ali MERDJI

Professeur, Université de Mascara

REMERCIEMENTS

- Le travail présenté dans cette thèse a été effectué au Laboratoire de Mécanique Physique des Matériaux (LMPM) de l'Université Djilali Liabes de Sidi Bel Abbès.

- Avant tout je voudrais remercier « ALLAH » de m'avoir donné la patience et la volonté pour réaliser ce travail.

- Je tiens à exprimer mes remerciements en vers mon directeur de thèse Mr M. BELHOUARI, Professeur à l'université de Djilali Liabes de Sidi Bel Abbès, pour son soutien et sa disponibilité.

- Je tiens à exprimer mes respects les plus distingués ainsi que ma gratitude et ma profonde reconnaissance en vers mon co-directeur de thèse Mr Serier Boualem, Professeur à l'université de Djilali Liabes de Sidi Bel Abbès et Directeur du laboratoire (LMPM), pour ses conseils avisés, pour son exigence de clarté et de rigueur qui m'a beaucoup apporté, pour la confiance qu'il m'a témoignée lors des moments décisifs ainsi que pour son soutien tout au long de ces années.

- J'exprime toute ma gratitude à Monsieur B. MECHAB, Professeur à l'université de Sidi Bel Abbès, en acceptant la présidence de jury de cette thèse. Qu'il trouve ici l'expression de mon respect et de ma gratitude. Qu'il soit assuré de mes remerciements les plus respectueux pour son aide permanente.

- Madame H. FEKIRINI, Professeur à l'université de Sidi Bel Abbès, m'a fait l'honneur de juger cette thèse. Qu'elle trouve ici l'expression de ma très profonde gratitude.

- Je suis infiniment reconnaissante à Monsieur M. SALLEM, Maître de conférence classe A, à l'université de Sidi Bel Abbès, d'avoir bien voulu juger ce travail.

- Mes remerciements vont également au Professeur A. MERDJI, Professeur à l'université de Mascara, qui m'a fait l'honneur de juger cette thèse.

- Enfin, Je tiens à remercier tous les membres du Laboratoire qui, par leur collaboration, m'ont permis de mener à bien ce travail.

Merci beaucoup ...



À mes chers parents qui sont la joie de ma vie et qui me procurent tant de soutien, d'amour et d'affection , ma moindre réussite est le fruit de leur sacrifice, dévouement et persévérance , je leurs dédie ce travail en signe d'une sincère reconnaissance et d'une gratitude éternelle.

À mes chers frères, Iheb et Abdel Djalil.

À Oussama pour ses aides précieuses et son encouragement, à qui je dois offrir ma réussite, qu'il trouve ici l'expression de mon affection.

À tous les membres de la famille ZAOUI et FEZAZI sans aucune exception.

A tous ceux qui m'aiment et m'estiment j'adresse mes sentiments les plus chaleureux.

« Là où la volante est grande, les difficultés diminuent »

Nicolas Machiavel.

ملخص

تحتل المواد المركبة بأهمية خاصة في الميدان الصناعي ؛ فهي تحل بشكل متزايد محل المواد التقليدية المتجانسة في معظم التطبيقات الصناعية. لتعزيز خواص المقاومة الميكانيكية للمادة (المصفوفة) ، من الضروري تقويتها بمواد عالية الصلابة على شكل (ألياف) أو جزيئات (تقوية).

يتم هذا التعزيز في درجات حرارة عالية نسبياً. يؤدي تبريد الرابطة مصفوفة - ليفة ذات خصائص فيزيائية مختلفة إلى ظهور الضغوط داخلية بين مواد هذه الرابطة. من ناحية أخرى ، لتحقيق أقصى استفادة من الخصائص الميكانيكية والفيزيائية المتعارضة تماماً للسيراميك والمعادن ، يتعين علينا تجميعها. يؤدي تطوير هذا التجميع (ثنائي المواد) في درجات حرارة عالية إلى حدوث ضغوط داخلية في المعدن والسيراميك بالقرب من واجهتهما.

بالإضافة إلى الضغوط الناجمة أثناء العمل و المتزايدة بدورها ، فإن هذه الضغوط مسؤولة بشكل عام عن التلف المبكر للمواد المركبة بنوعيتها. هذا السلوك يحد من استخدام هذه المواد في الصناعات الإستراتيجية. وبالتالي ، فإن تحليل هذه الضغوط له فائدة صناعية كبيرة. تتلاءم هذه الدراسة مع هذا السياق وتهدف إلى المساهمة في النمذجة العددية بواسطة FEM للتلف من خلال تشقق المواد المركبة المنتجة في درجات حرارة عالية. الهدف هو التنبؤ العددي بحجم المنطقة المتأثرة بهذه الضغوط. يتم تحليل هذه المنطقة من حيث اختلاف معايير انتشار الشقوق. المواد المستخدمة في هذه الدراسة هي أساساً مواد ثنائية معدن - سيراميك وسيراميك - سيراميك بالإضافة إلى المواد المركبة ذات المصفوفات المعدنية.

تظهر النتائج التي تم الحصول عليها أن طريقة انتشار الشقوق ترتبط ارتباطاً وثيقاً بالضغوط الناتجة بالقرب من الواجهة. يشكل إضافة ضغوط التكليف إلى الضغوط الداخلية خطر عدم استقرار الشقوق في الأنماط الأول والثاني والثالث. تم إجراء هذا التحليل من حيث تباين عامل شدة الإجهاد ، في نهج مرن ، وتكامل J في نهج المطاط المرن.

أظهر تحليل تجريبي، تم إجراؤه على مواد ثنائية المعدن والسيراميك، أن قوة الشد الميكانيكية للسيراميك المرتبط بالمعدن قد انخفضت بمقدار خمس مرات وانخفضت صلابة النمط الأول للسيراميك بنسبة 50%. يرجع هذا التدهور في الخصائص بشكل أساسي إلى تفاعل المواد بين الواجهة. يتوافق بشكل جيد جداً تحديد عمق المنطقة التالفة من السيراميك بشكل تجريبي عن طريق الماسح المجهر الإلكتروني مع تلك التي تم الحصول عليها رقمياً. تسمح المحاكاة العددية بواسطة FEM بالتنبؤ الجيد بمدى الضرر الذي يلحق بالسيراميك المرتبط بالمعادن.

في النهج المطاطي المرن ، يكون عمق المنطقة المتأثرة بوجود الضغوط الداخلية أصغر بشكل ملحوظ من تلك الناتجة عن النهج المرن ، بغض النظر عن طبيعة المادة الثنائية.

يؤدي إدراج الوصلات المعدنية ، أو FGM بين السيراميك والمعدن ، إلى استرخاء قوي للضغوط الحرارية للإنتاج وإلى الاختفاء التام لمنطقة تلف السيراميك. حيث لوحظ الغياب التام للتفاعل بين السطح والسيراميك.

الكلمات المفتاحية: سيراميك - معدن ، مرن ، مطاطي مرن ، عامل شدة الإجهاد ، MEF ، التكامل J ، شق ، سطح ، FGM ، ضغوط داخلية ، تلف ، صلابة ، ألياف ، مصفوفة.

Abstract

Composed materials are of particular interest to industry; they are increasingly replacing traditional homogeneous materials in most industrial applications. To improve the mechanical strength properties of a material (matrix), it is necessary to reinforce it with high stiffness materials in the form of fibers or particles (reinforcement).

This reinforcement takes place at relatively high temperatures. The cooling of the fiber-matrix link with different physical properties leads to the birth of residual stresses in these two protagonists.

On the other hand, to make the most of the diametrically opposed mechanical and physical properties of ceramics and metals, we have to assemble them. The elaboration of this assembly (bimaterial) at high temperatures induces internal stresses in the metal and the ceramic near their interface.

Added to the increasingly severe commissioning constraints, these constraints are generally responsible for the premature damage of composed materials (composite and bimaterial types). This behavior limits the use of these materials in strategic industries.

Thus, the analysis of these constraints is of great industrial utility. This study fits into this context and aims to contribute to the numerical modeling by FEM of the cracking damage of composed materials produced at high temperatures.

The objective is the numerical prediction of the weakened zone size by these constraints. This zone is analyzed in terms of variation of the crack propagation criteria. The materials used in this study are essentially bimaterials type ceramic-metal and ceramic-ceramic as well as composite materials with metallic matrix.

The results obtained show that the crack propagation mode is closely related to the residual stresses induced near the interface. The superposition of the commissioning stresses on the residual stresses constitutes a risk of cracks instability in modes I, II and III. This analysis was done in terms of variation of the stress intensity factor, in elastic approach, and integral J in elastoplastic approach.

An experimental analysis, carried out on ceramic-metal bimaterials, shows that the mechanical tensile strength of the ceramic bonded to the metal has dropped by five times and the mode I toughness of the ceramic by 50%. This degradation of properties is mainly due to the interface-materials interaction. In the case of elastic-plastic behaviour of the structure, it

has been shown that the simulation results are coherent with the experimental findings. This indicates that FEM allows an accurate prediction and estimation of the weakening effect of residual stresses on the bonding interface of Alumina.

In elastoplastic approach, the depth of the weakened zone affected by the presence of residual stress is significantly lower than that resulting from the elastic approach regardless of the bimaterials nature.

The interposition of metallic joint, or of FGM between the ceramic and the metal leads to a strong relaxation of the residual stresses and to the complete disappearance of the weakened zone of the ceramic. A complete absence of the interface-ceramic interaction is observed.

KEYWORDS: ceramic-metal, elastic, elastoplastic, stress intensity factor, FEM, J integral, crack, interface, FGM, internal constraints, damage, tenacity, fiber, matrix.

RESUME

Les matériaux composés présentent un intérêt particulier pour l'industrie, ils se substituent de plus en plus aux matériaux traditionnels homogènes dans la plupart des applications industrielles. Pour améliorer les propriétés mécaniques de résistance d'un matériau (matrice) on est emmené à le renforcer par des matériaux de fortes rigidités sous forme de fibres ou de particules (renfort). Ce renfort s'effectue à des températures relativement élevées. Le refroidissement de la liaison fibre-matrice de propriétés physiques différentes conduit à la naissance dans ces deux protagonistes des contraintes résiduelles. D'autres parts, pour profiter au maximum des propriétés mécaniques et physiques diamétralement opposées des céramiques et des métaux, on est amené à les assembler. L'élaboration de cet assemblage (bimatériau) à des températures élevées, induit dans le métal et la céramique près de leur interface des contraintes internes.

Ajoutées aux contraintes de mise en service de plus en plus sévères, ces contraintes sont généralement responsables du dommage prématuré des matériaux composés de types composites et bimatériaux. Ce comportement limite l'utilisation de ces matériaux dans des industries stratégiques. Ainsi, l'analyse de ces contraintes est d'une grande utilité industrielle. Cette étude rentre dans ce contexte et vise à contribuer à la modélisation numérique par la MEF de l'endommagement par fissuration des matériaux composés élaborés à de hautes températures. L'objectif visé est la prédiction numérique de la taille de la zone affectée par ces contraintes. Cette zone est analysée en termes de variation des critères de propagation de fissures. Les matériaux utilisés dans cette étude sont essentiellement les bimatériaux types céramique-métal et céramique-céramique ainsi que les matériaux composites à matrices métalliques.

Les résultats obtenus montrent que le mode de propagation des fissures est étroitement lié aux contraintes résiduelles induites près de l'interface. La superposition des contraintes de mise en service aux contraintes résiduelles constitue un risque d'instabilité des fissures en modes I, II et III. Cette analyse a été faite en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes, en approche élastique, et d'intégrale J en approche élastoplastique.

Une analyse expérimentale, menée sur les bimatériaux type céramique-métal, montre que la résistance mécanique à la traction de la céramique liée au métal a chuté de cinq fois et la ténacité en mode I de la céramique de 50%. Cette dégradation des propriétés est essentiellement due à l'interaction interface-matériaux. La profondeur de la zone

endommagée de la céramique déterminée expérimentalement par microscopie électronique à balayage est en très bon accord avec celle obtenue numériquement. La simulation numérique par la MEF permet une bonne prédiction de l'étendue du dommage de la céramique liée au métal.

En approche élastoplastique, la profondeur de la zone affectée par la présence des contraintes résiduelles est nettement plus faible que celle résultante de l'approche élastique et ce quelle que soit la nature du bimatériau.

L'interposition de joints métalliques, ou de FGM entre la céramique et le métal conduit à une forte relaxation des contraintes thermiques d'élaboration et à la disparition entière de la zone de dommage de la céramique. Une absence totale de l'interaction interface-céramique est observée.

MOTS CLES : céramique-métal, élastique, élastoplastique, facteur d'intensité de contrainte, MEF, intégrale J, fissure, interface, FGM, contraintes internes , dommage, ténacité, fibre, matrice.

Introduction générale

Les céramiques possèdent des propriétés mécaniques et physiques diamétralement opposées à celles des métaux comme le montre le tableau I.

Céramiques	Métaux
Comportement fragile : absence de déformation plastique	Comportement ductile
Résistantes à la corrosion	Corrosifs
Haute rigidité	Faible rigidité
Faible résistance à la fissuration	Bonne résistance à la fissuration
Bonne résistance à la dégradation thermique et chimique	Mauvaise résistance à la dégradation thermique et chimique
Coefficients de dilatation thermique faibles	Coefficients de dilatation thermique élevés
Bonne résistance à la compression qu'à la traction	Bonne résistance à la traction qu'à la compression
Faible résistance aux chocs mécaniques et thermiques	Bonne résistance aux chocs mécaniques et thermiques
Isolantes électriques et thermiques	Conducteurs électriques et thermiques
Bonne résistance à l'usure	Mauvaise résistance à l'usure

Tableau I : Propriétés mécaniques et physiques des céramiques comparées à celles des métaux.

Pour profiter de ces propriétés opposées et pour des applications spécifiques, ces deux groupes de matériaux sont conjointement assemblés. Le développement des matériaux composés (matériaux composites, bimatériaux) est né de la volonté d'allier ces qualités techniques dans un même matériau, qui par la suite doit s'adapter aux solutions technologiques des problèmes à résoudre. Un matériau composé résulte de l'association d'un minimum de deux matériaux différents aussi bien par leur forme que par leurs propriétés mécaniques, physiques et thermiques dont le but est d'améliorer leurs performances et leurs efficacités. Ces propriétés sont souvent contradictoires les une avec les autres.

L'élaboration des matériaux composés, type composites ou bimatériaux, à des températures relativement élevées, induit dans les deux matériaux au voisinage de leur

interface des contraintes internes thermiques. La différence des coefficients de dilatation thermique entre les deux matériaux à assembler détermine le niveau de ces contraintes.

Ajoutées aux contraintes de mise en service de plus en plus sévères, ces contraintes sont généralement responsables du dommage des matériaux composés par amorçage et propagation de fissures. A cet effet, l'analyse de ces contraintes s'avère utile pour l'amélioration de la performance et de la durabilité des matériaux composés. C'est pourquoi, dans le domaine des Matériaux Avancés, la relaxation de ces contraintes suscite un intérêt particulier pour diverses applications dans le domaine de l'aérospatial, de l'aéronautique, la thermomécanique etc.

Cette étude rentre dans ce contexte et a pour objectif la contribution à la modélisation par la méthode des éléments finis du comportement mécanique des matériaux composés (composites et bimatériaux) soumis à des contraintes internes thermique d'élaboration. Ce comportement est analysé, en approches élastique et élastoplastique, en termes de variation des critères de rupture (facteurs d'intensité de contraintes et intégrale J) en têtes de fissures initiées généralement dans le constituant du bimatériau présentant une faible résistance à la fissuration (ténacité) et dans la matrice dans le cas du composite. La prédiction expérimentale de la taille de la zone, près de l'interface, de la céramique, affectées par les contraintes thermiques d'élaboration est comparée à celle estimée numériquement par la méthode des éléments finis. La superposition contraintes internes-contraintes de mise en service est simulée dans cette étude par un chargement thermomécanique.

Pour atteindre les objectifs fixés, ce travail se subdivise en deux grandes parties :

- La première concerne l'étude bibliographique relevant du domaine des matériaux composés. Cette partie est composée de quatre chapitres :
 - Le premier traite essentiellement un aperçu général sur les matériaux composés.
 - Le second est consacré à la présentation des problèmes d'endommagement inhérent à la réalisation des assemblages céramique/métal.
 - Le cœur du problème est abordé au troisième chapitre, à savoir l'estimation des contraintes résiduelles dans les matériaux composés. Des méthodes expérimentales et numériques seront présentées pour tenter de minimiser et déterminer la répartition et le niveau de ces contraintes dans les matériaux composés.

- Le quatrième porte sur la présentation des nouveaux matériaux à gradient de fonction (F.G.M), qui est venu comme solution pour traiter et minimiser le problème de l'interface.
 - La seconde partie est entièrement consacrée aux résultats expérimentaux et à la modélisation numérique du comportement mécanique des matériaux composés élaborés à des températures relativement élevées. que nous avons obtenus dans le cas des matériaux composés en faisant varier différents paramètres.
- L'objectif vise à :
- Mettre en évidence, numériquement par la MEF, l'effet des contraintes résiduelles d'élaboration sur la performance des composites à matrices métalliques. Ces dernières sont analysées en termes de variation des facteurs d'intensité de contraintes en mode d'ouverture (mode I) et en modes de cisaillement (modes II et III).
 - Prédire numériquement par la méthode des éléments finis la taille de la zone endommagée «h» de la céramique liée au métal. Les résultats obtenus sont comparés aux résultats expérimentaux obtenus par microscopie électronique à balayage (MEB).
 - Prédire numérique, par la méthode des éléments finis, la profondeur de la zone pré endommagée en fonction de la température d'élaboration de la liaison alumine-zircone.
 - Relaxer les contraintes résiduelles dans un bimatériau par interposition d'un joint métallique de propriétés physiques intermédiaires, entre les deux protagonistes (matériau I et II).
 - Analyser le comportement des fissures initiées dans une poutre en matériau FGM type alumine-aluminium ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al}$) composé de 1000 couches.

Enfin, une conclusion portant essentiellement sur les résultats numériques et expérimentales de cette étude permet de clôturer ce travail.

1^{ère} partie

Bibliographie

Chapitre I

Matériaux composés

I.1 Introduction

Le développement des matériaux composés est né de la volonté d'allier les qualités techniques dans un même matériau, qui par la suite doit s'adapter aux solutions technologiques des problèmes à résoudre. Un matériau composé résulte de l'association d'un minimum de deux matériaux différents aussi bien par leur forme que par leurs propriétés mécaniques ou chimiques pour tenter d'accroître leurs performances. Ce chapitre est consacré à la présentation des matériaux composés, les bimatériaux et les matériaux composites.

I.2 Bimatériaux

Si les matériaux métalliques sont couramment utilisés dans les structures mécaniques, la majorité des matériaux céramiques sont en comparaison de meilleurs isolants électriques, thermiques et chimiques. L'enjeu est alors de parvenir à créer une liaison entre deux pièces de nature très différente et que cette liaison soit résistante mécaniquement voire hermétique pour certaines applications. En effet, il est intéressant de pouvoir créer une pièce composite dont chacune des parties aurait les propriétés recherchées. Néanmoins, la difficulté de l'association de ces matériaux réside précisément dans la différence de comportement entre ceux-ci [1].

I.2.1 Historique des liaisons céramique-métal

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 [2]:

-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 mentionnons 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 (Al_2O_3 et ZrO_2 essentiellement) offre de réels espoirs pour la chirurgie osseuse.

I.2.2 Technique de formation des liaisons céramique-métal

La céramique doit être très souvent associée à d'autres matériaux et plus particulièrement à des métaux et alliages. Il est en effet relativement délicat de créer des liaisons entre des matériaux aux propriétés si différentes. Cependant, plusieurs techniques ont été proposées dans la littérature [3,4,5,6,7]. Ceci confère souvent à cette technologie un caractère empirique.

I.2.2.1 Méthode où intervient un alliage liquide

Parmi ces méthodes deux grandes catégories peuvent être retenues [8]:

- Celles nécessitant une métallisation préalable de la céramique suivie d'un brasage classique.
- Celles permettant une réaction directe entre le métal et la céramique.

a) Métallisation : Ces méthodes consistent à déposer sur la surface de la céramique une couche métallique permettant un bon accrochage de la brasure utilisée ultérieurement. Deux catégories de métaux sont principalement employées pour la métallisation : les métaux « réfractaires » dont les coefficients de dilatation thermique sont proches de ceux de la céramique, tels que le molybdène, le tungstène et les métaux « actifs » (Ti, Zr) pouvant réagir avec la céramique [9,10]. Après métallisation, il est souvent nécessaire de faire un dépôt électrolytique de nickel ou de cuivre de façon à favoriser le mouillage par les brasures classiques (Ag, Ag- Cu, Au...).

b) Brasage réactif :

-Brasage par métaux actifs : Contrairement aux méthodes précédentes (métallisation), cette technique ne nécessite pas la réalisation d'un dépôt préalable sur la surface de la céramique : l'alliage d'apport qui servira de brasure contient les éléments ayant une réactivité chimique

vis-à-vis de la céramique. Ces éléments sont introduits dans le métal d'apport lors de son élaboration. Un métal pur réactif peut donc être utilisé comme métal d'apport [11]. L'assemblage des matériaux céramiques de type oxydes, nitrures, carbures à des alliages ferreux, des alliages de nickel... peut s'effectuer par la technique de brasure réactif [12].

-Brasage eutectique : Cette méthode est utilisée pour des couples dont le métal présente un eutectique de la forme métal/oxyde, métal/sulfure ou métal/phosphore. Le principe consiste à utiliser la formation de cet eutectique sous la forme d'un film liquide qui vient mouiller entièrement les surfaces des deux matériaux à lier [13].

Les brevets [14,15] indiquent qu'il est possible d'obtenir une telle phase liquide dans le cas de systèmes métal/céramique pour lesquels un eutectique métal gaz existe. L'exemple le plus étudié dans la littérature et le plus largement utilisé dans l'industrie, qui est celui du couple cuivre/alumine [5,9,16,17]. Dans le cas du couple $\text{Cu}/\text{Al}_2\text{O}_3$, la formation de la phase intermédiaire liquide peut se faire soit in situ dans le four sous une atmosphère réactive de quelques pour cent d'oxygène, ou par une préoxydation du cuivre thermique ou chimique. On introduit au préalable l'oxygène nécessaire à la formation d'un mélange eutectique ou proche de l'eutectique qui couvre la surface du cuivre au dessus de 1065 °C et qui vient mouiller de façon très intime la surface de la céramique (le cuivre liquide saturé en oxygène mouille parfaitement l'alumine) [18,19]. De bons résultats sont obtenus avec l'alumine, mais aussi avec l'AIN, la silice, le saphir, l'oxyde de béryllium, les spinelles, différents métaux notamment le cuivre lui-même. Par contre, la technique est inopérante sur le graphite, le nitrure de bore et les métaux très avides d'oxygène tels que le titane, le zirconium etc [20,21].

I.2.2.2 Méthodes où intervient une céramique ou un verre liquide

Deux types de méthodes peuvent être cités [8] :

a) Utilisation d'une brasure céramique : obtenue à partir d'un mélange d'oxydes permettant l'assemblage entre la céramique et le métal en recherchant une accommodation des coefficients de dilatation dont plusieurs brasures peuvent alors être utilisées.

b) Réalisation d'un dépôt en céramique : par émaillage ou projection thermique de céramiques sur la surface d'un substrat métallique.

-Emaillage : permet de déposer un revêtement minéral sur la surface d'un substrat métallique lui donnant un éclat brillant. Les matériaux utilisés sont : les matériaux réfractaires composé

(soit de Silice pure, soit combinés à d'autres matériaux), les fondants, les carbonates alcalins, les oxydes de type SnO_2 , ZrO_2 , TiO_2 ... ayant pour but de donner aux revêtements la couleur désirée.

-Projections thermiques : ces techniques utilisent une flamme dans laquelle on injecte les constituants à projeter. Ces derniers sont fondus et accélérés par la flamme et sont plaqués à grande vitesse sur le substrat. Il est généralement nécessaire de revêtir le substrat d'une couche intermédiaire dite d'accrochage qui permet d'accommoder les dilatations thermiques, de projeter le substrat de la corrosion et d'améliorer l'adhésion métal-céramique.

I.2.2.3 Méthodes à l'état solide

Jusqu'à présent, nous avons décrit des procédés de liaison métal-céramique en utilisant une phase liquide. Il est aussi possible de réaliser des jonctions à l'état solide par :

a) Thermocompression : Cette technique peut être rencontrée dans la littérature comme « diffusion bonding », « pressure bonding », « pressure welding », « roll bonding » et plus souvent « solid state bonding » [2,3,22,23]. La thermocompression est une technologie qui permet d'assembler des matériaux hétérogènes sous l'action simultanée de la température et de la pression sans qu'aucune phase liquide ne se forme au cours du processus d'assemblage, le tout dans une atmosphère variable selon les cas (fig.I.1)

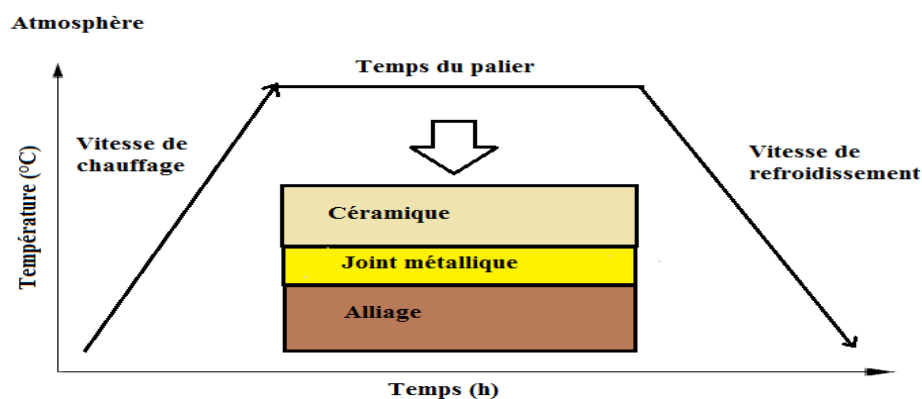


Figure I.1 : Représentation schématique d'un assemblage métal/céramique réalisé dans un four-presse de thermocompression [23].

Le contact des deux surfaces à lier est assuré par l'application d'une pression uniaxial. Entre les deux surfaces à lier, est intercalé un joint métallique malléable pour favoriser l'adhérence métal/céramique. De nombreuses précautions doivent alors nécessairement être apportées dans le choix du joint. Ainsi, sa température de fusion doit être supérieure à la

température d'utilisation du couple et inférieure aux températures de transformation de phase de la céramique et du métal. Il faut éviter d'utiliser des métaux ou des alliages susceptibles de former des composés définis ou intermétalliques avec les substrats à relier, pour ne pas risquer de fragiliser les jonctions aux interfaces de liaison. De nombreuses études ont été effectuées pour déterminer l'influence des différents paramètres de réalisation, en particulier sur la tenue mécanique de la liaison selon le cycle de la figure I.1 : pression appliquée [24,25] et la géométrie [26,27,28], température, temps du palier à la température de thermocompression [29], rugosité [9,30] et influence du taux d'écrouissage initial du joint métallique [8,28,31].

b) Soudage par diffusion : C'est une technique largement utilisée industriellement pour de nombreuses applications. Le principe de ce procédé consiste à mettre en contact les surfaces de deux pièces à assembler, correctement préparées (sur le plan de leur physico-chimie, de la micro géométrie et de l'ajustement des surfaces). Puis à chauffer l'ensemble, éventuellement sous vide ou sous une atmosphère protectrice, à une température déterminée en fonction des caractéristiques physico-chimiques des matériaux, ainsi que des contraintes techniques, pendant une durée suffisante, en fonction des autres paramètres opératoires et du résultat souhaité [2,3].

I.2.3 Application des liaisons métal/céramique

Les bimatériaux et en particulier, Les liaisons métal céramique ont ouvert un large champ de recherche et d'application dans de nombreux secteurs industriels, ils interviennent dans de nombreux domaines parmi lesquels [26]:

- Domaines électrique et électronique (tubes électroniques, isolateurs électriques, valves à vides, condensateurs...).
- Domaine biomédical (dentaire, prothèses diverses...).
- Domaine mécanique et thermomécanique (utilisation des céramiques thermomécaniques comme barrière thermique dans les turbines à gaz, les moteurs thermiques et comme pièces d'usure ...).

I.3 Matériaux composites

Un matériau composite peut être défini comme l'assemblage d'un minimum de deux constituants, de nature différente à l'échelle microstructurale, ce qui lui confère des propriétés originales et potentiellement supérieures à celles des constituants pris séparément [32,33,34]. Cet assemblage a pour objectif d'obtenir un matériau dont les propriétés spécifiques (propriétés mécaniques rapportées à la masse volumique) sont supérieures à celles de la matrice non renforcée. Le concept de matériau composite, par le choix des constituants et de leurs proportions respectives, ainsi que par le choix de la forme, des dimensions et de la disposition des renforts, permet donc de concevoir un matériau présentant les caractéristiques spécifiques recherchées [35].

I.3.1 Constituants des matériaux composites

Les principaux constituants des matériaux composites sont la fibre et la matrice, qui doivent être compatibles entre eux et se solidariser. Pour cela, un agent de liaison, appelé interface, est nécessaire (fig.I.2). Des charges et des additifs peuvent être ajoutés au composite sous forme d'éléments fragmentaires, de poudres ou liquide, afin de modifier une propriété de la matière à laquelle on l'ajoute (par exemple la tenue aux chocs, la résistance aux UV, la résistance au feu...) [36].

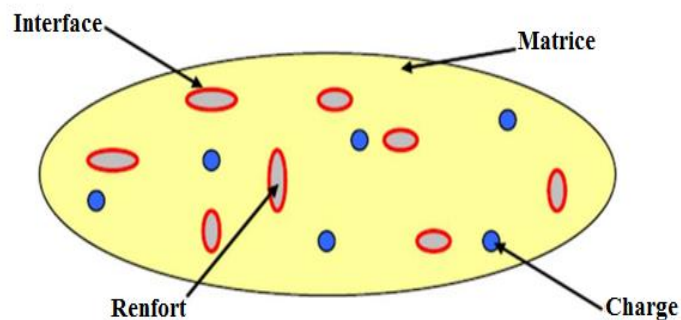


Figure I.2 : Représentation schématique d'un matériau composite [36,37].

I.3.1.1 Fibre

La rupture des matériaux hautes résistances ou hauts modules est généralement provoquée par la propagation des défauts. Les matériaux en forme de fibre sont intrinsèquement plus résistants à la rupture qu'en forme massive car la taille des défauts est limitée par le diamètre faible [38]. Dans un composite fibreux, la tenue mécanique est assurée principalement par les fibres. Par sa nature filamenteuse, la rupture de quelques fibres a pour

résultat la redistribution du chargement sur les autres fibres, ce qui empêche la rupture catastrophique de la structure [39]. La figure I.3 présente les principaux matériaux de renfort.

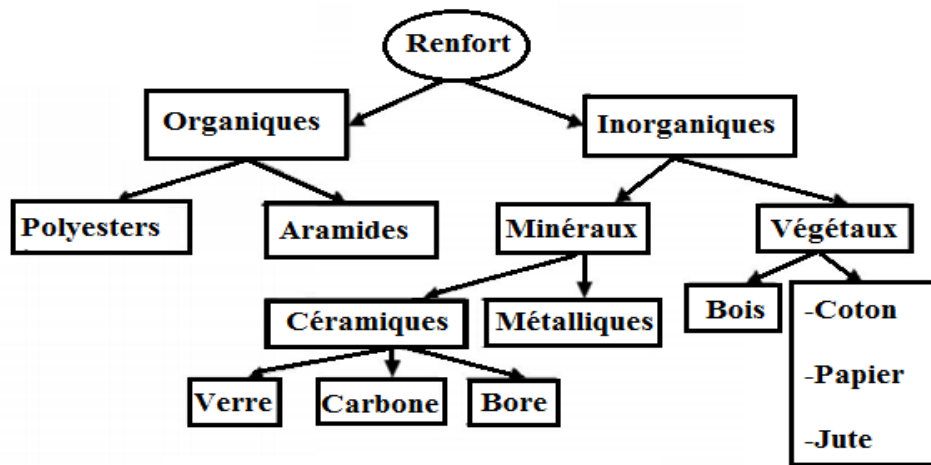


Figure I.3 : Principaux matériaux de renfort [40].

I.3.1.2 Matrice

La matrice réunit les fibres par ses caractéristiques cohésive et adhésive. Elle maintient les fibres dans leur orientation et leur position prévues pour les charges appliquées. Ses autres rôles consistent à distribuer les efforts entre les fibres, fournir une résistance à la propagation de fissure et fournir toutes les résistances en cisaillement du composite [38]. La matrice détermine en général la limite de la température d'utilisation et l'environnement de service du matériau [39]. Les différentes familles de matrices sont représentées sur la figure I.4.

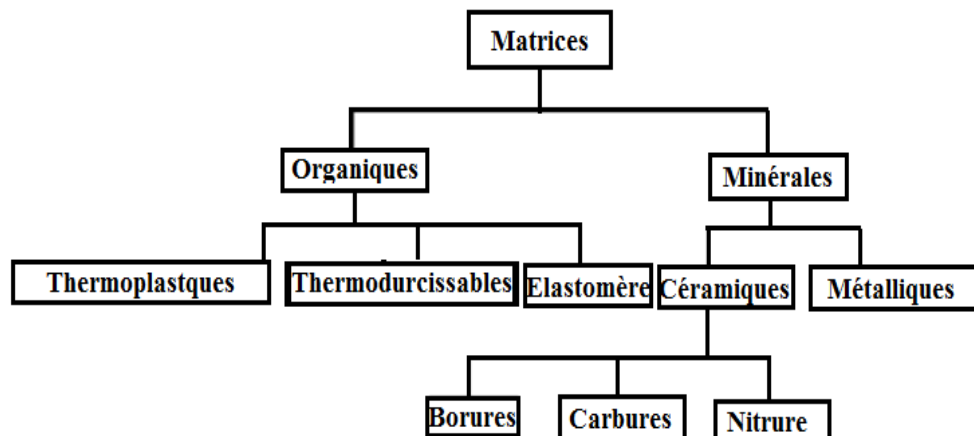


Figure I.4 : Différentes familles de matrices [41].

I.3.1.3 Interface

Il est reconnu que le comportement mécanique des composites dépend fortement de la liaison fibre/matrice qui s'établit entre les constituants lors de l'élaboration du composite [42, 43,44,45]. L'interface peut être considérée comme un troisième constituant avec des propriétés mécaniques particulières, si son épaisseur n'est pas négligeable. Elle assure la compatibilité renfort-matrice, transfère les efforts de la matrice au renfort et doit être adaptée aux propriétés visées à l'aide d'un ensimage. Ses propriétés ont donc une influence importante sur les propriétés du composite. L'interface joue un rôle primordial dans la résistance à la propagation des fissures [36].

I.3.2 Classification des matériaux composites

A partir de la nature de la matrice, les matériaux composites sont classés en trois catégories, considérées ici par ordre croissant de tenue en température :

I.3.2.1 Composites à matrice polymérique (C.M.P)

Les pièces en composite à matrice polymère prennent des formes variées (coques, plaques, pièces de révolution...) grâce aux nombreux procédés de formage mis au point (moulage, pultrusion, estampage...) [46]. Ces types de composites permettent un allégement des pièces de structure habituellement fabriquées en alliages métalliques. Les C.M.P présentent néanmoins un vieillissement sous l'action de l'eau et de la chaleur [47], [48], [49], [50] [51]. L'utilisation des C.M.P reste limitée au domaine de températures inférieures à 200°C.

I.3.2.2 Composites à matrice métallique (C.M.M)

Pour des applications qui nécessitent plus haute température jusqu'à 600°C, on fait appel aux C.M.M. Des matériaux métallique sont souvent utilisés pour la fabrication des C.M.M comme l'aluminium et le titane, renforcés par des renforts généralement non-métalliques, souvent des céramiques. Ces Composites présentent de bonnes caractéristiques mécaniques spécifiques, une bonne résistance en température et aux chocs thermiques ainsi qu'une bonne résistance à l'usure et à l'abrasion [52]. Enfin, lorsque les températures d'utilisation sont supérieures à 1000°C, on a recours aux :

I.3.2.3 Composites à matrice céramique (C.M.C)

Leur développement a pour but d'améliorer les propriétés mécaniques telles que la ténacité et la résistance au choc thermique des céramiques monolithiques. Ces composites sont utilisés dans des environnements sévères, par exemple comme moteurs de fusées, boucliers thermiques, ou turbines à gaz et dans le domaine aérospatial en tant que structure thermique (disques de frein, tuyères, volets, tuiles ablatives...) en raison de leur haute résistance thermomécanique spécifique [53], [54].

I.3.3 Architecture des matériaux composites

Il est possible d'élaborer différentes architectures de matériaux composites, Selon les types de renforts et de matrices choisis, avec des niveaux de performance très différents et/ou de renforcer des directions privilégiées en jouant sur l'orientation des fibres. La figure 1.5 présente quatre configurations fréquemment rencontrées [55]:

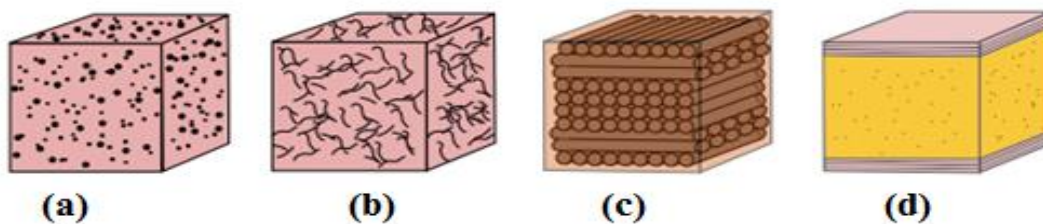


Figure I.5 : Architectures courantes de matériaux composites : a) composite chargé, b) composite à fibres courtes, c) composite stratifié à plis unidirectionnels, d) structure sandwich [55].

I.3.3.1 Composites à charges ponctuelles

Les charges et additifs n'ont pas vraiment vocation de renfort. Ils sont généralement utilisés pour améliorer l'adhérence fibre/matrice, ou pour ajouter au composite des propriétés particulières (pigments de coloration, agents anti-UV, etc.)

I.3.3.2 Composites à fibres courtes

Les composites à fibres courtes sont principalement utilisés pour des applications non structurales. Selon la longueur des fibres, il est toutefois possible d'atteindre des performances augmentées de 20 à 30% par rapport à celles de la matrice d'origine non

chargée. Le matériau obtenu peut alors quasiment être considéré comme isotrope.

I.3.3.3 Composites stratifiés

Un composite stratifié est un assemblage de différents plis superposés avec des orientations potentiellement différentes. On peut ainsi renforcer de nombreuses directions en adaptant la séquence d'empilement. Les composites stratifiés sont généralement utilisés pour la réalisation de pièces structurelles.

I.3.3.4 Structures sandwichs

Les panneaux sandwichs sont particulièrement adaptés à la réalisation de pièces à hautes propriétés spécifiques (propriétés mécaniques rapportées à la masse). Deux peaux (souvent en composites) sont collées de part et d'autre à une âme légère (mousse, nid d'abeilles, etc.). L'âme n'a pas vocation à renforcer mécaniquement la structure. Elle doit juste supporter le cisaillement, si la structure est sollicitée en flexion et éventuellement les efforts de compression. Elle permet ainsi d'accroître le moment quadratique de la pièce, augmentant considérablement sa rigidité et sa résistance en flexion.

I.3.4 Procédés de mise en œuvre des matériaux composites

L'élaboration d'un matériau composite consiste en trois opérations indispensables qui sont [56]:

- Imprégnation du renfort par le système résineux.
- Mise en forme à la géométrie de la pièce.
- Durcissement du système.

Il existe de multiples procédés pour la fabrication des composites dont le moulage reste le procédé le plus utilisé [57]:

I.3.4.1 Moulage au contact

C'est un procédé manuel pour la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables, à température ambiante et sans pression. Les renforts sont déposés sur le moule et imprégnés de résine liquide, accélérée et catalysée. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et détournée (fig.I.6).

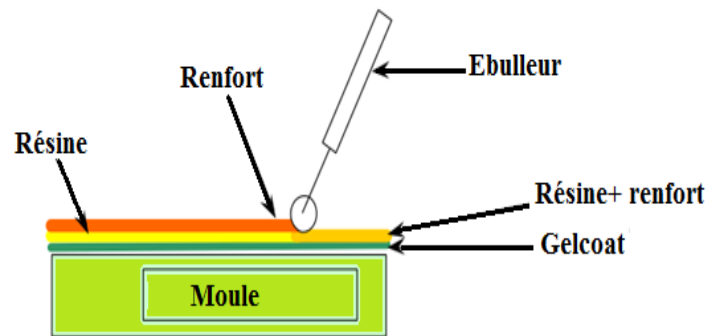


Figure I.6 : Moulage au contact [56].

Domaines d'application : Nautisme, Génie chimique, Transport, Carrosserie (petites séries), Bâtiment, Travaux public (coffrage).

I.3.4.2 Moulage par projection simultanée

C'est un procédé manuel ou robotisé permettant la réalisation de pièces à partir de résines thermodurcissables à température ambiante et sans pression. Les matières premières sont mises en œuvre à l'aide d'une machine dite "de projection" comprenant :

- Un dispositif de coupe - projection du renfort (roving).
- Un ou deux pistolets projetant simultanément la résine. Les fils coupés et la résine sont projetés sur la surface du moule puis compactés et ébullés à l'aide de rouleaux et d'ébulleurs. La résine préaccélérée est catalysée en continu lors de sa projection (fig.I.7).

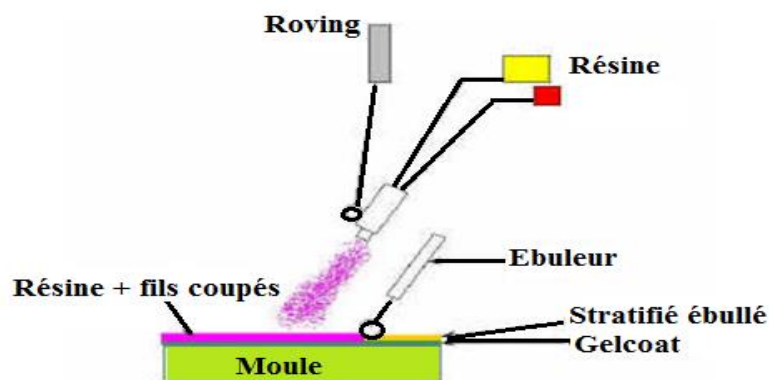


Figure I.7 : Moulage par projection simultanée [56].

Domaines d'applications : Production de bateaux, Revêtements, Bâtiments : façade- articles sanitaires - Travaux public : coffrages - Capotage industriel - Panneaux sandwichs pour camions isothermes.

I.3.4.3 Moulage sous vide

Le moulage sous vide s'effectue entre moule et contre-moule rigide, semi-rigide ou souple suivant la technologie de mise en œuvre. Le renfort (mat, tissu, préforme) est placé à l'intérieur du moule ; la résine catalysée est versée sur le renfort. On utilise la pression qui s'exerce sur le moule lors de la mise sous vide pour répartir la résine et imprégner le renfort. La résine peut également être injectée par l'aspiration consécutive au vide (fig.I.8).

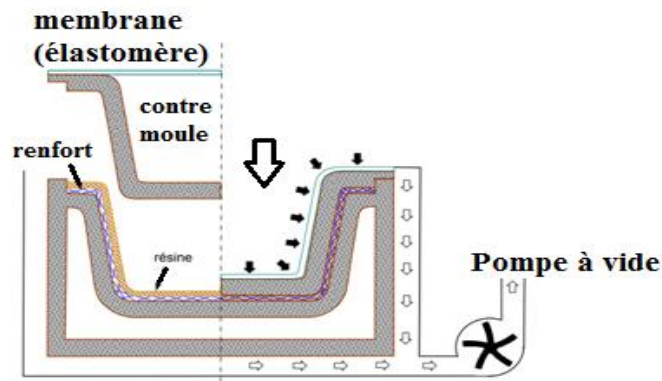


Figure I.8 : Moulage sous vide [33].

Domaines d'application : Bâtiment : coupoles d'éclairage zénithal, Transports : panneaux sandwichs pour camions isothermes et conteneurs, Pièces diverses : casques de protection enveloppants et capotages.

I.3.4.4 Moulage par injection basse pression de résine – RTM

Le moulage par injection de résine liquide RTM (Résine Transfert Molding) s'effectue entre moule et contre-moule rigides. Le renfort (mats, préforme, éventuellement tissus) est disposé dans l'entrefer du moule. Une fois celui-ci solidement fermé, la résine accélérée et catalysée, est injectée sous faible pression (1.5 à 4 bars) à travers le renfort jusqu'au remplissage complet de l'empreinte. Après durcissement de la résine, le moule est ouvert et la pièce démoulée.

Domaines d'application : Eléments de carrosserie pour véhicules de tourisme ou utilitaires, Petits articles sanitaires, Cuves de petites et moyennes dimensions, Capotages, Pièces industrielles diverses, Fourches de vélo, Raquettes de tennis.

I.3.4.5 Moulage à la presse à froid "voie humide" basse pression

Moulage à l'aide d'une presse à compression entre moule et contre-moule rigides en composite, initialement sans apport thermique extérieur. Moule ouvert, le renfort (mat) est posé sur la partie inférieure du moule et la résine, dotée d'un système catalytique très réactif, est versé en vrac sur le renfort. La fermeture du moule sous pression (2 à 4 bars) entraîne la répartition de la résine dans l'empreinte et l'imprégnation du renfort. Le durcissement de la résine est accéléré progressivement par l'élévation de température du moule due à l'exothermie de la réaction, ce qui permet un démoulage rapide (fig.I.9).

Domaines d'application : Capotages divers - Bacs de manutention.

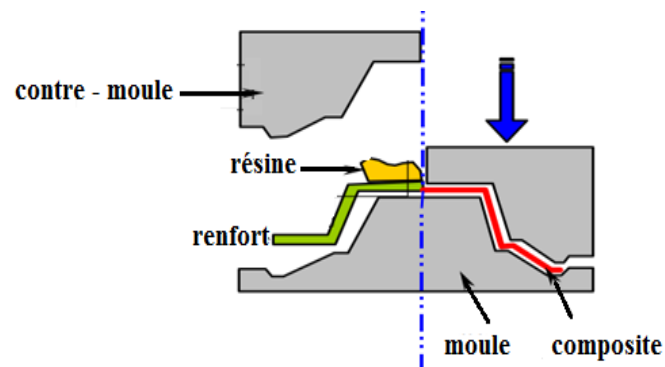


Figure I.9 : Moulage à la presse à basse pression [56].

Nous avons cité que quelques procédés jugés importants, il en existe d'autres tels que : le drapage en autoclave, le thermoformage sous vide et l'estampage...

I.3.5 Application des matériaux composites

Aujourd'hui, l'utilisation des matériaux composites se développe rapidement dans le monde, ils sont largement employés dans divers secteurs d'activité industrielle, grâce à leurs performances et intéressantes propriétés mécaniques. Le développement des matériaux composites dans les industries touche désormais de plus en plus de nombreux domaines tels que : l'industrie nautique, spatiale (notamment militaire), automobile [58], aéronautique [59] [60], secteurs de génie civil, construction navale, électricité et électronique ainsi que la santé (instrumentation médicale) [61]. L'intérêt de ces matériaux réside dans leur anisotropie aisément contrôlable par le concepteur qui peut ainsi ajuster la rigidité et la résistance en fonction des sollicitations extérieures.

I.4 Conclusion

Les matériaux composés sont d'un intérêt particulier pour l'industrie, ils se substituent de plus en plus aux matériaux traditionnels dans la plupart des applications industrielles.

La diversité des secteurs d'activité et la forte expansion de la demande ont conduit à une évolution rapide de ces matériaux. Néanmoins, l'endommagement des matériaux composés est un verrou technologique qui s'oppose à leur utilisation à l'échelle industrielle dans des secteurs stratégiques.

Pour cela, nous allons détailler dans le chapitre suivant les différents problèmes qui conduisent à leur endommagement, car la méconnaissance de leur durabilité rend leur emploi souvent limité.

Bibliographie chapitre I :

- [1] V. CAZAJUS, Institut National Polytechnique de Toulouse, thèse de doctorat 2007.
- [2] M. COURBIERE, D. TREHEUX, C. BERAUD, and C. ESNOUF, Annales de chimie, vol. 12, p. 295-312, 1987.
- [3] G. LASCAR, Colloque liaisons céramique-métal, Tarbes, 1987.
- [4] G. LASCAR, Soudage et Techniques connexes, p. 9-20, 1987.
- [5] C. BERAUD, INSA Lyon, Thèse de doctorat 1986.
- [6] J. PETIT, Matériaux et Techniques, p. 13-21, 1989.
- [7] G. LASCAR, Verres réfract, vol. 39, no. 4, p. 569-585, 1985.
- [8] B. SERIER, Ecole Centrale de Lyon, Thèse de doctorat 1991.
- [9] M. COURBIERE, Ecole centrale de Lyon, Thèse de doctorat 1986.
- [10] G. R. VAN HOUTEN, Ceram. Bull, 38 (301), 1959.
- [11] K. SUGANUMA, T. OKAMOTO, M.KOISUMI, T.FUIJITA, K.NIHARA, Joining of silicon nitride with metallic interlayers, High technology joining, 5^{ème} conference international pp.10/1-10/8,3-5, 1987.
- [12] E. LUGSCHEIDER, M. BORETIUS, W. GRELINER, H.KRAPPITZ , The joining of silicon carbide to metal by active brazing high technologie joining, 5^{ème} conference international , 1987.
- [13] J. BURGESS, C. NEUGEBAUER, and E. FLANAGAN, J.Electrotech.Soc, vol. 122, p. 689, 1975.
- [14] G. BABCOCK, W. BRUYANT, C. NEUGEBAUER, and J. BURGESS, Brevet US N° 3 766 634, 1990.
- [15] D. CUSANO, J. LOUGHRAN, and Y. SUN, Brevet US N° 3 944 430.
- [16] S. MELLUL, Université de Paris VI, Paris, Thèse de doctorat 1988.
- [17] Y. YOSHINO, J.Amer.Ceram, vol. 72, no. 8, p. 1322-1327, 1985.

- [18] B. GALOIS, University of Pittsburg USA, Thèse de doctorat 1980.
- [19] A. CHAKLADER, W. GILL, and S. MERMOTRA, J.Mater. Sci.res, vol. 14, p.421- 432, 1981.
- [20] P. DRILLET, Université de Rennes, Thèse de doctorat 1996.
- [21] J. DICKSON, Int.J.Hybrid.Microelect, vol. 5, no. 2, p. 103-109, 1982.
- [22] J. KLOMP, Ceram.Bull, vol. 51, no. 9, p. 683-688, 1972.
- [23] M. Hattali, Ecole Centrale de LYON, Thèse de doctorat 2009.
- [24] P. LOURDIN, D. JUVE, and D. TREHEUX, J. Euro.Ceram.Soc, vol. 16, pp. 745-752, 1996.
- [25] C. COLIN, Ecole Normale Supérieure des Mines de Paris, Thèse de doctorat 1991.
- [26] B. MBONGO, Ecole Centrale de Lyon, Thèse de doctorat 1991.
- [27] J. RITTER and M. BURTON, Trans of the Metall Soc of Aim, vol. 239, p. 21-26, 1967.
- [28] P. LOURDIN, Ecole Centrale de Lyon, Thèse de doctorat 1991.
- [29] J. DUH and W. CHIEN, J.Mater.Sci, vol. 25, pp. 1529-1536, 1990.
- [30] B. DERBY, J.Mater.Sci, pp. 319-328, 1986.
- [31] G. ELSSNER, T. SUGA, and M. TURWITT, Journal de physique, vol. C4, p. 597, 1985.
- [32] J. RENARD, Elaboration, microstructure et comportement des matériaux composites à matrice polymère, Lavoisier, 2005.
- [33] J-M. BERTHELOT, Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures, 4^{ème} édition, Lavoisier, 2005.
- [34] Th. Cédric, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, Thèse de doctorat 2011.
- [35] D.DUCRET, Ecole Centrale de Lyon, Thèse de doctorat 2000.
- [36] J. Aucher. Engineering Sciences. INSA de Rouen, Thèse de doctorat 2009.

- [37] Centre d'animation régional en matériaux avancés, glossaire des matériaux composite, 2004.
- [38] T.J. REINHART, L.L. CLEMENTS, Introduction to composites, Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA : ASM International, p. 27-34. ISBN 0871702797 (v.1), 1993.
- [39] P. PROMBUT, Université Toulouse III – Paul Sabatier, Thèse de doctorat 2007.
- [40] A. BOUDENNE, Université PARIS XII, Thèse de doctorat 2003.
- [41] J.E. JULES, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers, Thèse de doctorat 2001.
- [42] R. J. KERANS, R. S. HAV, J. N. PAGANO & T. A. PARTHASARATHY, The role of the fiber-matrix interface in ceramic composites. Am. Ceram. Soc. Bull., vol. 68, n° 2, p. 429-42, 1989.
- [43] D. ROUBY, G. NAVARRE, Interface et micromécanismes dans les composites fibreux à matrice céramique. Silicates Ind., n° 78, p. 201-16, 1990.
- [44] A. G. EVANS, F. W. ZOK, Review: The physics and mechanics of fiber reinforced brittle matrix composites; J. Mater. Scivol, 29, p. 3857-96, 1994.
- [45] M.H. IBRAHIM, INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON, Thèse de doctorat 1997.
- [46] M. REYNE, Technologie des composites. 2^{eme} édition. Paris : Hermès, p.190, 1995.
- [47] A. CHATEAUMINOIS, Université Lyon I, Thèse de doctorat 1991.
- [48] A. CHATEAUMINOIS, B. CHABERT, J.P. SOULIER and L. VINCENT, Hygrothermal ageing effects on the static fatigue of glass/epoxy composites. Composites, Vol. 24, N° 7, p. 547-555, 1993.
- [49] A. CHATEAUMINOIS, B. CHABERT, J.P.SOULIER and L. VINCENT, Study of the interfacial degradation of a glass-epoxy composite during hygrothermal ageing using water diffusion measurements and dynamic mechanical thermal analysis. Polymer, Vol. 35, N° 22, p. 4766-4774, 1994.

- [50] A. CHATEAUMINOIS, and L.VINCENT, Hygrothermal ageing effects on the static fatigue behaviour of a glass epoxy composite : damage mechanisms mapping. *Revue de l'Institut Français du Pétrole*, Vol. 50, N° 1, p. 97-104, 1995.
- [51] E. VAUTHIER, Ecole Centrale de Lyon, Thèse de doctorat 1996.
- [52] E. MAIRE , Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Thèse de doctorat 1995.
- [53] A. DALMAZ, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Thèse de doctorat 1997.
- [54] A. DALMAZ, D. DUCRET , R. EL GUERJOUMA , P. REYNAUD , P. FRANCIOSI , D. ROUBY, G. FANTOZZI, and J.C. BABOUX, Elastic modulus of a 2.5D CF/SiC composite : experimental and theoretical estimates. *Composites Science and Technology*, Vol. 60, n° 6, p. 913- 925, 2000.
- [55] M. Arthur, Université du Maine, Thèse de doctorat 2016.
- [56] N. BAHLOULI, université de strass bourg, Thèse de doctorat 1994.
- [57] Centre d'animation régional en matériaux avancés, glossaire des matériaux composite, 2006.
- [58] L. Gornet, Généralités sur les matériaux composites. Engineering school, France, 2008.
- [59] C. SOUTIS: Fibre reinforced composites in aircraft construction. *Progress in Aerospace Sciences*, 41(2):143–151, 2005.
- [60] M. VICTOR ALFONSO MUNOZ CUARTAS, Institut National Polytechnique (INP Toulouse) de Toulouse, Thèse de doctorat 2015.
- [61] L. Berreur, B. d. Maillard, and S. Nösperger, L'industrie française des matériaux composite, 2002.

Chapitre II

Endommagement des matériaux composés

II.1 Introduction

L'étude du comportement mécanique d'un matériau conduit souvent à prendre en compte la détérioration progressive qui mène à sa rupture macroscopique. Cet endommagement peut trouver son origine dans le développement de défauts, présents dès l'étape d'élaboration ou induits par des sollicitations diverses lors de son utilisation.

L'évolution du comportement mécanique d'un matériau, depuis son état initial jusqu'à sa rupture, est décrit par la théorie de l'endommagement [1,2,3,4,5]. Après avoir rappelé la définition de l'endommagement, il est nécessaire de présenter dans ce chapitre les différents mécanismes d'endommagement des matériaux composites.

II.2 Endommagement des bimatériaux

La nécessité de comprendre l'endommagement des bimatériaux, nous a conduit de voir quels sont les différents paramètres et facteurs qui influent la tenue des interfaces métal/céramique. Dans cette partie nous présentons les principaux facteurs contrôlant la création et la qualité d'une interface céramique/métal et nous nous intéressons plus particulièrement au comportement mécanique à l'interface et à l'influence des sollicitations extérieures sur la rupture des assemblages métal/céramique.

II.2.1 Création d'une interface céramique/métal

II.2.1.1 Travail d'adhésion

Toute surface ou interface est associée à l'apparition d'un excès d'énergie libre appelée énergie de surface ou d'interface selon les cas. Une liaison entre le métal et la céramique, est alors donnée par le travail d'adhésion (W_{ad}), qui s'exprime par l'équation de Dupré [6] :

$$W_{ad} = \lambda_c + \lambda_m - \lambda_{m/c} \quad (II.1)$$

Avec :

λ_c : Énergie de surface libre de la céramique.

λ_m : Énergie de surface libre du métal.

$\lambda_{m/c}$: Énergie de l'interface métal-céramique.

Il y a formation d'interface Si le gain énergétique est positif : $\lambda_{m/c} < \gamma_m + \lambda_c$.

La plupart des mesures de travail d'adhésion sont effectuées à partir d'un système métal liquide/céramique à partir de la notion de mouillabilité. La mouillabilité correspond en fait à la variation d'énergie libre produite lors de la rupture du contact d'un solide et d'un liquide sur une unité de surface. Lorsqu'un solide est en contact avec un liquide, l'énergie libre du système diminue de cette quantité par unité de surface [7]. Elle peut être définie à l'aide de l'angle de contact liquide/solide θ formé à la ligne triple du système composé du métal liquide (γ_m), de la céramique solide (γ_c) et de l'interface solide/liquide ($\gamma_{m/c}$) (fig. II.1).

Deux configurations peuvent apparaître :

- Un mouillage partiel caractérisé par un angle de contact compris entre 0 et 180°. Le liquide tend à prendre la forme d'une calotte sphérique. Si l'angle de contact est supérieur à 90° le liquide est dit non-mouillant, dans le cas contraire il est dit mouillant [7].
- Un mouillage parfait, caractérisé par un angle de contact nul, conduit à la formation d'un film liquide recouvrant le solide. Dans le cas des systèmes de type métal liquide/céramique, le mouillage parfait reste un cas exceptionnel [8, 9,10].

L'angle θ est relié aux trois énergies de surface par la relation de [11]:

$$\gamma_c = \gamma_{m/c} + \gamma_m \cos \theta \quad (\text{II.2})$$

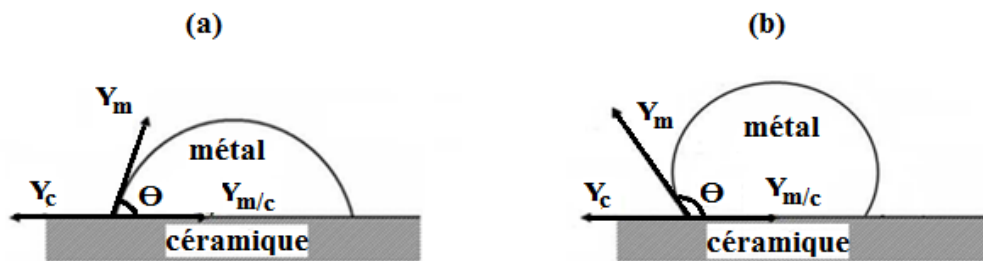


Figure II.1: Représentation géométrique des conditions d'équilibre solide-liquide-vapeur dans le cas d'une bonne (a) et d'une faible (b) mouillabilité [12].

Dans ce cas, le travail d'adhésion est défini par la relation de Young-Dupré :

$$W_{ad} = \gamma_m (1 + \cos \theta) \quad (\text{II.3})$$

Il est possible de calculer le travail d'adhésion (W_{ad}) en considérant une liaison céramique/métal en phase solide. Cette méthode consiste à mesurer les angles de contact au niveau d'un pore présent à l'interface céramique/métal (fig.II.2). La somme des forces est nulle à l'équilibre et en utilisant la loi des sinus :

$$\frac{\gamma_{m/c}}{\sin \theta} = \frac{\gamma_m}{\sin \theta_c} = \frac{\gamma_c}{\sin \theta_m} \quad (\text{II.4})$$

Avec : θ_m et θ_c : les angles de contact avec l'interface plane et les tangentes métal/pore et céramique/pore respectivement (fig.II. 2).

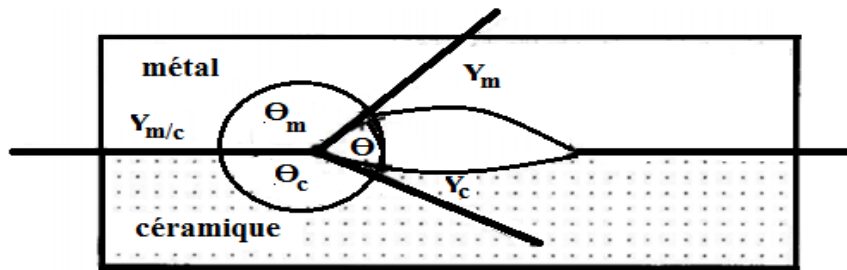


Figure II.2 : Définition de l'angle de contact à un pore [12].

Dans ce cas le travail d'adhésion est défini par :

$$W_{ad} = \gamma_c \left(1 + \frac{\sin \theta_c - \sin \theta}{\sin \theta_m} \right) \quad (\text{II.5})$$

Le tableau II.1 présente les valeurs de travail d'adhésion W_{ad} sur un substrat d'alumine, calculées en considérant l'interface métal/céramique solide $W_{ad}(S/S)$ ou liquide $W_{ad}(S/L)$.

Métal	Solide/liquide		Solide/solide		
	Angle $\Theta(^{\circ})$	$W_{ad}(S/L) (J.m^2)$	$\gamma_m(J.m^{-2})$	$\gamma_{m/c}(J.m^{-2})$	$W_{ad}(S/S) (J.m^2)$
Ag	130	0.323	1.040	1.630	0.435
Au	140	0.265	1.260	1.725	0.530
Cu	128	0.490	1.390	1.925	0.475
Ni	141	0.340	1.790	2.140	0.645
Al	82	0.950	0.740	0.810	0.880

Tableau II.1 : Energies d'adhésion solide/liquide et solide/solide pour différents couples métal/alumine [14].

Le travail d'adhésion est généralement inférieur à $1 J/m^2$, et ce quelle que soit la méthode utilisée pour le déterminer. La valeur du travail d'adhésion diffère d'une méthode à l'autre pour un couple métal/céramique donné. Cependant, la température de mesure est propre à chaque méthode et les atmosphères à lesquelles ces expériences sont menées peuvent être différentes [13,14].

II.2.1.2 Travail d'adhérence métal/céramique

En pratique l'énergie de rupture interfaciale céramique/métal est plus grande que l'énergie d'adhésion calculée. Cette différence est expliquée par une contribution qui peut être décomposée en trois facteurs multiplicatifs [15] :

-L'interface céramique/métal créée n'est pas une réaction thermodynamique réversible. Ce premier facteur est estimé entre 1 et 10.

-La rugosité de la surface entraîne une aire de contact plus importante. Ce second facteur est en général légèrement supérieur à 1.

Ces deux premiers facteurs peuvent s'appliquer lors d'une rupture fragile pure. Cependant, même dans le cas d'une rupture fragile, des zones de déformation plastiques peuvent avoir lieu à l'interface en front de fissure (fig.II.3.a).

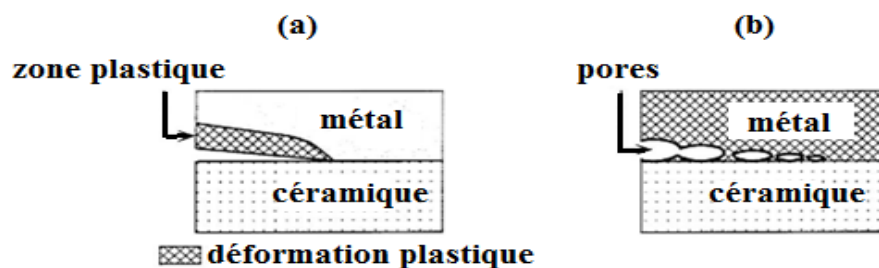


Figure II.3 : Mécanisme de décohésions fragile (a) et ductile (b) à l'interface céramique/métal [15].

Dans le cas d'une rupture ductile, il y a nucléation, croissance et coalescence de pores dans le métal à l'interface en raison de la déformation plastique du métal (fig.II.3.b).

Ce mécanisme de rupture est gouverné par les contraintes présentes dans le métal et par la formation des pores.

II.2.2 Comportement mécanique d'un bimatériau

La théorie classique de l'endommagement développée pour les matériaux isotropes est insuffisante pour rendre compte des phénomènes qui interviennent par exemple dans un assemblage métal/céramique. La nécessité de comprendre l'endommagement des bimatériaux sous l'effet de sollicitations extérieures a conduit à la mise en place de nouveaux concepts en mécanique de la rupture. Les premiers chercheurs à s'être intéressés aux mécanismes de fissuration à l'interface entre deux matériaux sont [16] et [17].

On considère deux matériaux liés ; chacun des matériaux possède des propriétés élastiques isotropes. [18] a démontré que pour ce type de problème la solution en déformation plane ne dépend que de deux paramètres à savoir :

$$\alpha = \left[\frac{G_1(1-\nu_2) - G_2(1-\nu_1)}{G_1(1-\nu_2) + G_2(1-\nu_1)} \right] \quad (\text{II.6})$$

$$\beta = \left[\frac{G_1(1-\nu_2) + G_2(1-\nu_1)}{G_1(1-\nu_2) - G_2(1-\nu_1)} \right] \quad (\text{II.7})$$

Où :

G : Module de cisaillement des matériaux 1 et 2.

ν : Coefficient de poisson des matériaux 1 et 2.

α et β tendent vers 0 si la différence des propriétés élastiques des deux matériaux devient nulle.

Cependant les paramètres α et β peuvent avoir des valeurs négatives ou positives, selon les valeurs des constantes élastiques des deux solides.

Pour un couple de matériaux, on peut écrire le champ de contrainte agissant sur l'interface à une distance r du front de fissure (fig.II.4) sous la forme complexe suivante [6]:

$$\sigma_{22} + i\sigma_{12} = \frac{(K_I + iK_{II})}{\sqrt{2\pi r}} r^{i\varepsilon} \quad (\text{II.8})$$

Avec : $\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left[\frac{1-\beta}{1+\beta} \right] \quad (\text{II.9})$

K_I et K_{II} sont des facteurs d'intensité de contrainte définis pour être compatibles avec les facteurs d'intensité de contrainte des matériaux homogènes. Ils dépendent linéairement des charges appliquées et de la forme des assemblages. Lorsque $\varepsilon \neq 0$, K_I et K_{II} ne peuvent pas être interprétés comme des facteurs d'intensité de contrainte en mode I (ouverture) et II (cisaillement) directement liés aux contraintes normales et de cisaillement, mais pour la plupart des couples présentant un intérêt, ε reste faible. Par conséquent, un développement de la mécanique de la rupture interfaciale directement applicable à la détermination de la tenacité critique à partir des essais expérimentaux, ou bien permettant de prédire les ruptures à partir des données expérimentales n'est possible qu'en prenant $\beta = 0$ et donc $\varepsilon = 0$ [19]. Notons que dans ce cas de figure ($\beta = 0$ et donc $\varepsilon = 0$), K_I représente la composante normale de la singularité de contrainte en traction à l'interface, K_{II} correspond à la composante de cisaillement.

La figure II.4 présente une fissure située sous l'interface à une distance h petite par rapport à la longueur l de la fissure. Lorsque h tend vers 0 avec l fixe, la solution du problème se rapproche de celle à l'interface. [20] a pu développer une relation mettant en jeu les modes I et II des facteurs d'intensité de contraintes complexes au voisinage de l'interface. Le champ de contrainte en fond de fissure est de la forme :

$$\sigma_{\alpha\beta} = R_e \left[\frac{K}{\sqrt{2\pi r}} r^{i\varepsilon} \sigma_{\alpha\beta}(\theta) \right] \quad (\text{II.10})$$

Où: r et θ sont les coordonnées polaires par rapport à l'origine, K : facteur d'intensité de contrainte au voisinage de l'interface ($K = K_I + K_{II}$) avec une dépendance angulaire pour un couple de matériaux donné.

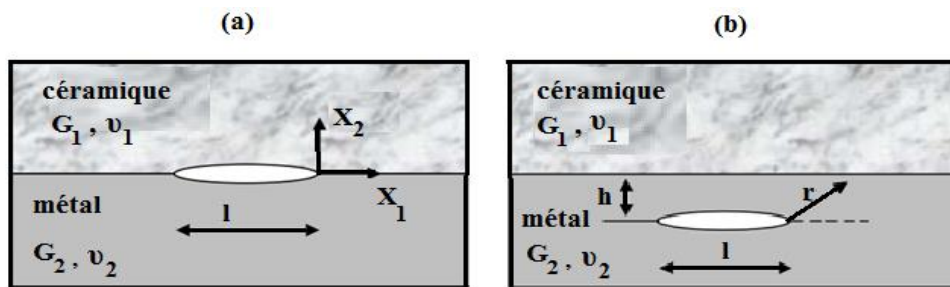


Figure II.4 : Représentation du problème de fissuration à l'interface (a), sous l'interface (b) [6].

La rupture du bimatériau peut se produire à l'interface, mais aussi, dans le cas d'une interface de grande cohésion, dans le volume d'un des deux matériaux. En général, la rupture a lieu dans la céramique. Pour une céramique et, plus précisément, pour une alumine polycristalline, les défauts sont les points de départ des fissures [21].

II.2.2.1 Contraintes résiduelles dans les assemblages céramique-métal

Durant le procédé d'assemblage, la différence de comportement entre les différents matériaux (céramique et métallique) génère des contraintes résiduelles. Ces contraintes résiduelles peuvent modifier le comportement mécanique des assemblages voire nuire directement à leur l'intégrité [22]. [23] a montré que la différence de dilatation thermique entre les matériaux métallique et céramique conduit à la création de contraintes au sein de l'assemblage pendant la phase de refroidissement du procédé de brasage. Ces contraintes résiduelles peuvent réduire considérablement la résistance mécanique de ces structures durant leur fonctionnement.

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, entre la céramique et le métal lors de la formation de la liaison céramométallique [24].

Les contraintes résiduelles générées lors de l'assemblage d'un métal et d'une céramique proviennent principalement, de la différence des coefficients de dilatation thermique des deux matériaux à assembler. Après un assemblage à chaud, la contraction du métal génère des contraintes de compression dans la céramique, le métal étant lui-même en tension (fig.II.5) [25].

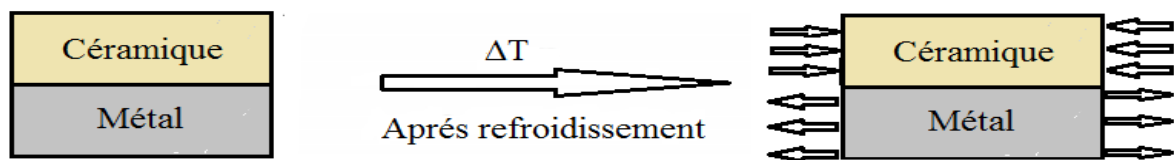


Figure II.5 : Genèse des contraintes résiduelles dans une liaison céramique/métal [25].

Akelsen propose un calcul rapide de ces contraintes en considérant le comportement élastique des deux matériaux [25]:

$$\sigma_m = -\sigma_c \quad (\text{II.11})$$

$$\sigma_m = \frac{E_m E_c}{E_m + E_c} (\alpha_m - \alpha_c) \Delta T \quad (\text{II.12})$$

Avec :

σ_m et σ_c : contraintes dans le métal et la céramique respectivement.

E_m et E_c : modules de Young du métal et de la céramique respectivement.

α_m et α_c : coefficients de dilatation thermique du métal et de la céramique respectivement.

ΔT : la variation de température au cours du refroidissement.

D'après l'équation (II.12), des contraintes dans les bimatériaux existent dès que les matériaux présentent des coefficients de dilatation thermique différents. Les métaux possèdent généralement des coefficients de dilatation thermique élevés devant ceux des céramiques. C'est pourquoi, de nombreux assemblages sont réalisés à l'aide d'invar (alliages à base Fe/Ni) ou de ses dérivés, car ils sont caractérisés par un coefficient α très faible.

Dans le cas d'un assemblage alumine/aluminium la contrainte de compression dans la céramique, $\sigma_{Al_2O_3}$, peut être exprimée de la manière suivante :

$$\sigma_{Al_2O_3} = \frac{400 \times 70}{400 + 70} 10^3 (24.5 - 8.4) 10^{-6} \Delta T \approx 1 MPa \cdot \Delta T \quad (\text{II.13})$$

Avec : ΔT la variation de température au cours du refroidissement.

II.2.2.2 Proportion relative de métal par rapport à la céramique

Les déformations élastiques et plastiques augmentent lorsque l'épaisseur du joint métallique augmente (entre deux céramiques par exemple [26]). [22] a déterminé les contraintes résiduelles dans l'alumine lorsqu'elle est associée à un alliage d'inconel, en utilisant un model élastoplastique. La figure II.6 montre que la quantité du métal nécessaire pour induire des contraintes de compression dans la céramique est d'autant plus importante que la céramique est épaisse.

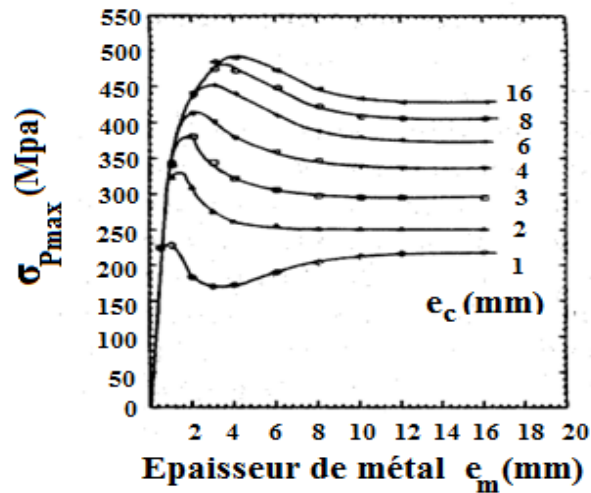


Figure II.6 : Evolution de la contrainte maximale dans la céramique en fonction de l'épaisseur d'Inconel pour différentes épaisseur d'alumine (e_c) [22].

II.3 Endommagement des matériaux composites

II.3.1 Généralités sur l'endommagement des matériaux composites

L'endommagement d'un matériau est un processus irréversible qui conduit à l'apparition de défauts locaux. Un des points faibles des matériaux composites est la tolérance aux dommages, du fait de leur hétérogénéité et structure, il n'existe pas de mécanisme unique mais des dommages de diverses natures peuvent se produire en fonction de leur nature et leur mode de développement [27]. Ces dégradations apparaissent à différentes échelles (fig.II.7). Ainsi, on distingue [28] :

II.3.1.1 À l'échelle microscopique

Apparaissent des ruptures d'adhérence entre les fibres et la matrice (décohésion fibres/matrice) ou de porosité.

II.3.1.2 À l'échelle macroscopique

Ou échelle du pli, on observe des fissures intra/laminaires transverses (perpendiculaires à la direction de sollicitation) ou longitudinales (dans la direction de l'application de l'effort) et des ruptures de fibres au stade ultime de la ruine du matériau.

II.3.1.3 À l'échelle macroscopique

On observe le phénomène de délaminage qui correspond à une séparation locale entre deux couches, liée à une concentration importante des contraintes en cisaillement, s'amorçant généralement aux bords libres de la structure. La ruine du matériau est le résultat de la combinaison potentielle de l'ensemble des mécanismes élémentaires du pli unidirectionnel (décohésion fibre/matrice, fissures intralaminaires, ruptures de fibres) et à l'interface entre les plis (délaminage).

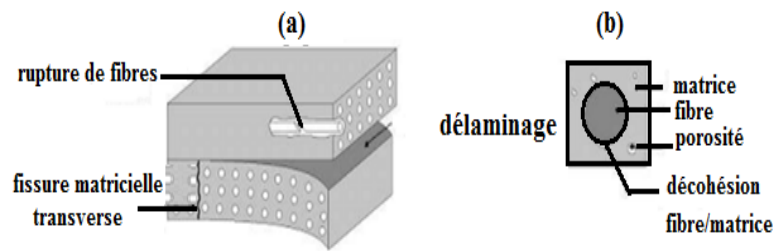


Figure II.7 : Principaux endommagement rencontrés dans un matériau composite à l'échelle macroscopique (a) et à l'échelle microscopique (b) [28].

II.3.2 Mécanismes d'endommagement des matériaux composites

Les mécanismes d'endommagement potentiels d'un matériau hétérogène, soumis à une sollicitation mécanique, peuvent se regrouper en quatre principaux modes différents selon le site où ils opèrent [29]:

II.3.2.1 Fissuration matricielle

La complexité des matériaux composites introduit plusieurs types d'endommagements à l'échelle microscopique. Les microfissures se produisant au sein de la matrice apparaissent aux niveaux des porosités et des inclusions soit par fissuration transverse (fig.II.8), soit par fissuration longitudinale [30, 31, 32]. Ce dernier mode de rupture se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à celle de cisaillement. Cette fissuration se propage selon la direction perpendiculaire à la sollicitation et elle peut provoquer une décohésion fibre-matrice.

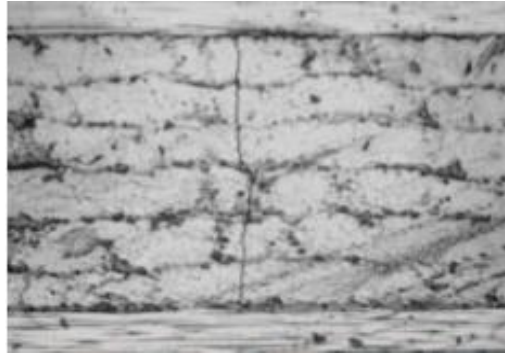


Figure II.8 : Exemple de fissuration transverse de la matrice d'un stratifié carbone/époxyde [33].

II.3.2.2 Rupture de fibre

La rupture de fibre intervient lorsque la contrainte de traction σ_f dans une fibre atteint la contrainte à la rupture σ_{fr} de la fibre. Elle se produit souvent dans les plis les moins désorientés par rapport à la direction de sollicitation. L'excès d'effort provoquera la rupture des constituants voisins, et ce de proche en proche jusqu'à la ruine du volume sollicité (fig.II.9).

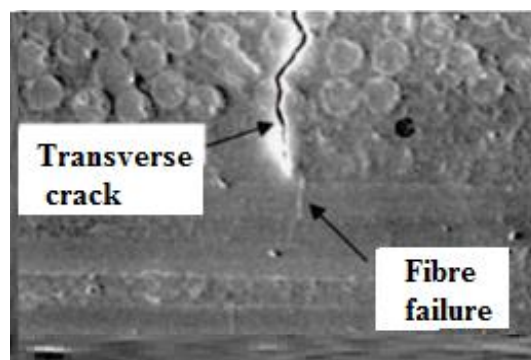


Figure II.9 : Rupture de fibres suite à une déformation transverse de la matrice d'un composite carbone/époxyde [34].

II.3.2.3 Décohésion fibre-matrice

C'est dans la zone de l'interface où s'effectue le transfert de charge de la matrice vers le renfort ou vice versa. Après initiation, la propagation de la rupture change suivant la nature de l'adhésion fibre-matrice (fig.II.10). Dans le cas d'un composite à fibres unidirectionnelles sollicité parallèlement aux fibres, on peut distinguer les cas suivants [35] :

-Cas d'une interface très forte : Si l'adhérence entre fibres et matrice est très forte, on aura une propagation de la fissure initiée soit par rupture de fibres, soit par rupture de la matrice comme si elle n'avait rencontré aucun obstacle, la rupture observée sera de type fragile.

-Cas d'une interface très faible : La fissuration matricielle est déviée à l'interface, la décohésion fibre-matrice s'étend sur une très grande distance.

-Cas d'une interface ayant des propriétés intermédiaires : La fissure au contact d'une fibre se dévie dans un plan perpendiculaire en provoquant un décollement de la matrice au niveau de l'interface.

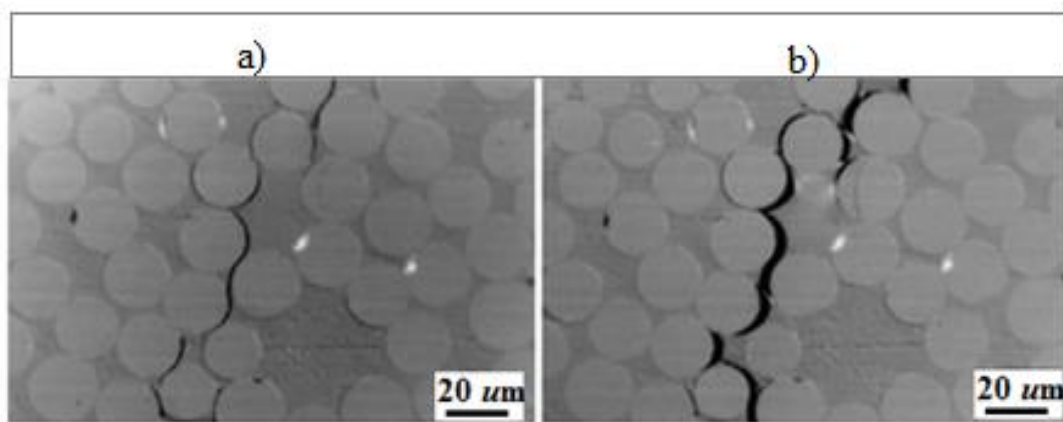


Figure II.10 : Exemple de décohésion fibre-matrice d'un composite verre/époxyde vinyilester : décohésion fibre-matrice (a), propagation de la décohésion (b) [36].

II.3.2.4 Délaminage

Le délaminage progresse essentiellement par fissuration interlaminaire considéré comme le premier responsable du dédoublement de son épaisseur. A cela on associe un réseau très important de fissures intralaminaires qui sont eux aussi induites par les fissures interlaminaires par différents moyens (rupture de matrice, de fibre et d'interface) allant jusqu'au décollement total des deux plis. Ce type d'endommagement contribue largement à la dégradation des propriétés mécaniques de la structure [37]. La figure II.11 montre un délaminage observé dans une cornière.

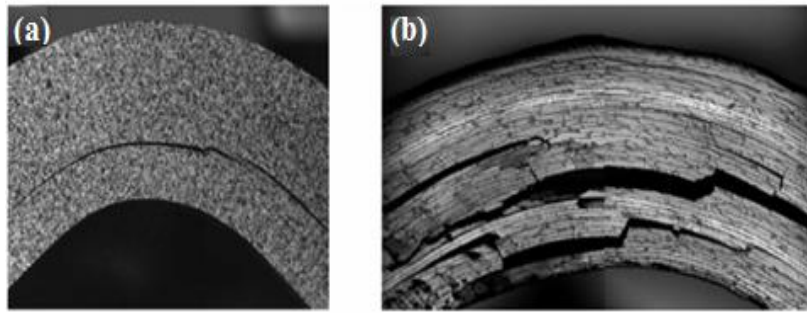


Figure II.11 : Délaminage observé dans une cornière : sans fissuration matricielle (a) et avec fissuration (b) [37].

On peut distinguer plusieurs approches théoriques et analytiques qui modélisent le délaminage comme par exemple le shear lag développé par [38,39,40]. Les modèles d'endommagement les plus avancés comme le mésomodèle de Cachan [41] ou celui de l'ONERA [42] incorporent ce type d'endommagement dans leur formulation. D'autres approches modélisent le délaminage par éléments cohésifs [43,44,45,46]. Malgré tout, le délaminage est encore un des endommagements qui fait l'objet de nombreuses études et qui pose des questions tant au niveau expérimental que numérique [47].

II.3.3 Contraintes résiduelles dans les matériaux composites

Dans le cadre d'application industrielle, les matériaux composites présentent de nombreux avantages comparativement aux métaux traditionnels. En raison de leurs bonnes caractéristiques ces matériaux sont des solutions technologiques privilégiées dans de nombreux domaines. Cependant, il est connu que les composites se déforment après avoir été fabriqués. La distorsion des structures composites, après la fabrication, est une conséquence du développement des contraintes résiduelles. De plus, les contraintes résiduelles peuvent nuire à la longévité de la structure composite (délaminage, fissuration) [48].

On peut distinguer trois types de contraintes thermiques résiduelles (fig.II.12) [49] :

-Contraintes radiales σ_r^{th} : Si le coefficient de dilatation radiale de la matrice α_m est supérieur à celui des fibres α_f , l'interface est mise en compression radiale et le glissement fibre-matrice devient difficile. Dans le cas inverse $\alpha_m < \alpha_f$, l'interface est mise en tension radiale et l'extraction des fibres sera plus facile que dans le premier cas. En effet, dans ce dernier cas la décohésion à l'interface est plus facile à cause de l'existence de la force motrice

supplémentaire. En ce qui concerne le frottement, il est nul si l'interface était lisse, sinon la rugosité est la seule source de la résistance au glissement [48].

La contrainte radiale d'origine thermique peut être calculée par la relation suivante :

$$\sigma_r^{th} = \frac{\Delta\alpha \cdot \Delta T}{A} \quad (II.14)$$

Avec : $\Delta\alpha = \alpha_m - \alpha_f$ et $\Delta T = T - T_0$

Où : T est la température d'essai mécanique et T_0 : température d'élaboration du composite et $\sigma_r^{th} = 0$.

Le coefficient de flexibilité (A) peut être obtenu à partir du calcul de Lamé, explicié pour des disques concentriques par [50], ce qui revient à négliger l'effet des contraintes thermiques longitudinales :

$$A = \frac{1 - \nu_f}{E_f} + \frac{V_f(1 - \nu_m)}{E_m V_m} \quad (II.15)$$

Avec : E_f , ν_f et V_f : module de Young, coefficient de Poisson et fraction volumique de la fibre.

E_m , ν_m et V_m : module de Young, coefficient de Poisson et fraction volumique de la matrice.

-Contraintes longitudinales σ_f^{th} : Elles sont dans le sens longitudinal des fibres et peuvent être en tension si $\alpha_m < \alpha_f$, ou en compression si $\alpha_m > \alpha_f$. Ces contraintes sont calculées, en négligeant les effets radiaux, par les relations suivantes :

$$\sigma_f^{th} = \frac{E_f}{1 + \eta} \Delta\alpha \Delta T \quad \text{et} \quad \sigma_m^{th} = -E_m \frac{\eta}{\eta + 1} \Delta\alpha \Delta T \quad (II.16)$$

$$\text{Où :} \quad \eta = \frac{E_f V_f}{E_m V_m} \quad (II.17)$$

La contrainte σ_f^{th} joue aussi un rôle très important sur la décohésion, car il y a une force motrice qui s'ajoute à la contrainte critique de décohésion.

-Contraintes circonférentielles σ_θ : Dans le cas où $\alpha_m > \alpha_f$ l'interface est soumise à des contraintes de tension circonférentielles pouvant provoquer une fissuration radiale.

Si $\alpha_m < \alpha_f$ l'interface est soumise à des contraintes circonférentielles en compression.

Ces contraintes sont calculées selon [50] par :

$$\sigma_\theta = \sigma_r \quad (\text{II.18})$$

Ces trois types de contraintes résiduelles jouent donc un rôle très important dans les conditions de décohésion et les conditions de frottement. S'il existe une grande différence entre les valeurs de α_m et α_f , la matrice se fissure lors du refroidissement. C'est le cas rencontré dans le composite $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ où $\Delta\alpha = -5,7 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$.

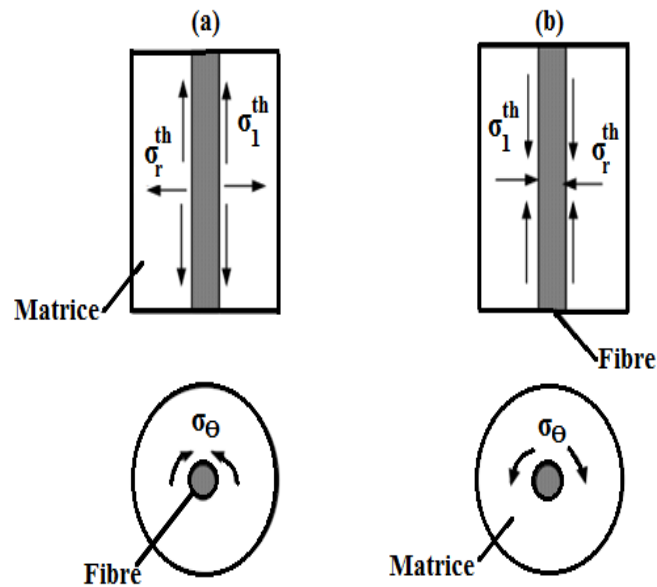


Figure II.12 : Contraintes thermiques résiduelles exerçantes sur la fibre après refroidissement : cas de $\alpha_m < \alpha_f$ (a) et cas de $\alpha_m > \alpha_f$ (b) [49].

II.4 Conclusion

Les matériaux composites sont généralement plus fragiles que les matériaux métalliques conventionnels. L'assemblage des pièces en matériaux composites pose toujours un problème de faible résistance à cause de la concentration des contraintes. Ces contraintes résiduelles peuvent réduire considérablement la résistance mécanique de ces structures durant leur fonctionnement. Cette réduction peut conduire à la rupture brutale des matériaux composites.

A la lumière des problèmes qui sous tendent cet assemblage, il est naturel de se demander comment déterminer ces contraintes résiduelles pour assurer l'intégrité des pièces en service et caractériser leurs capacités à la rupture. Objet de notre prochain chapitre.

Bibliographie chapitre II :

- [1] J. LEMAITRE et J.L. CHABOCHE, Mécanique des matériaux solides. 2^{ème} édition. Paris: Bordas, p.544, 1988.
- [2] J.L. CHABOCHE, Continuum damage mechanics (part I & II), Journal of Applied Mechanics, Vol. 55, p.59-72, 1988.
- [3] D. FRANCOIS, A. PINEAU, et A. ZAOUI, Comportement mécanique des matériaux, Paris : Hermès, Vol 2 p.496, 1993.
- [4] J. LEMAITRE, A course on damage mechanics. 2nd edition. Berlin : Springer-Verlag, p.228, 1996.
- [5] D. DUCRET, École Doctorale de Lyon, Thèse de doctorat 2000.
- [6] M. Hattali, École Doctorale de Lyon, Thèse de doctorat 2009.
- [7] M. LAVALOU, Les céramiques industrielles, Application industrielles et développements potentiels dans les alpes-Maritimes, C.A.R.M.A Centre d'animation régional en matériaux avancés, 1999.
- [8] Y. NAIDICH, Progress in surface and membrane science, vol. 14, p.353, 1981.
- [9] D. CHATAIN, I. RIVOLLET, and N. EUSTATHOPOULOS, J.Chim.Phys, vol. 84, p. 201, 1986.
- [10] D. CHATAIN, I. RIVOLLET and N. EUSTATHOPOULOS, J.Chim. Phy, vol. 84, p. 201, 1987.
- [11] Young. T, Philosophical transactions of the royal Society of London, vol.95, p.65-87, 1805.
- [12] Cédric Morin, Université de Bourgogne, Thèse de doctorat 2012.
- [13] J.E.Mc. Donald, J.G. Eberhart, Adhesion in Alumina Oxide-Metal Systems, Transaction of the Metallurgical Society of aime, 512 p.233, 1965.
- [14] R.D. Lide, Handbook of chemistry and physics 72nd Edition, CRC press 1991.

- [15] F. Ernst, Reports: A review journal Metal-Oxide Interfaces, Materials Sciences and Engineering R14 97-156, 1995.
- [16] F. ERDOGAN and G. SIH, ASME.J. Appl. Mech, vol. 32, pp. 418-423, 1965.
- [17] J. RICE and G.C.SIH, ASME. J.Appl. Mech, vol. 32, pp. 418-423, 1965.
- [18] J. DUNDERS, ASME. J.Appl. Mech, vol. 36, pp. 1923-1931, 1989.
- [19] M. HE and J. HUTCHINSON, ASME.J.Appl.Mech, vol. 56, no. 2, pp. 270-278, 1989.
- [20] M. COMNINOU, ASME.J.Appl.Mech, vol. 44, pp. 631-636, 1977.
- [21] R.W. Rice, Pores as Tracture origins in Ceramics, Journal of Materials Sciences,19, p.895-914, 1984.
- [22] C. Colin, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Thèse de doctorat 1991.
- [23] G. S. Schajer, Résiduelles de pratical Mesures stress Méthodes, Wiley, p.1-27, 2013.
- [24] A. Souto-Lebel, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, Thèse de doctorat 2014.
- [25] J. PATRU, UNIVERSITE DE LIMOGES ECOLE DOCTORALE Science Technologie, Thèse de doctorat 2005.
- [26] E. Saiz, A.P. Tomsia, K. Suganuma, Wetting and Strength Issues at Al/ α -Alumina Interfaces, Journal of the Europeen Ceramic Society, 23 p. 2787-2796, 2003.
- [27] Anh Tuan Tran. Arts et Métiers Paris Tech 2011.
- [28] J. Mercier, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Thèse de doctorat 2006.
- [29] H. NECHAD, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon 2004.
- [30] J. PAYAN, Université d'Aix-Marseille II. Faculté des Sciences, Thèse de doctorat 2004.
- [31] S. BASTE & R. EL BOUAZZAOUI, Cracking orientation and induced anisotropy of a ceramic matrix composite under off-axis loading. Journal of materials science, 31(6):1575–1584, 1996.

- [32] C. GRUESCU, Université des Sciences et Technologies de Lille, Thèse de doctorat 2004.
- [33] A.T. VU, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, Thèse de doctorat 2009.
- [34] J.C. ABRY, Y.K. CHOI, A. CHATEAUMINOIS, B. DALLOZ, G. GIRAUD et M. SALVIA: In-situ monitoring of damage in CFRP laminates by means of AC and DC measurements. *Composites Science and Technology*, 61(6):855–864, 2001.
- [35] C.A.H. SAWADOGO, Université de Lille 1, Thèse de doctorat 2009.
- [36] E.K. GAMSTEDT et B.A. SJÖGREN, Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composites Science and Technology*, 59(2):167–178, 1999.
- [37] S. HUGUET, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Thèse de doctorat 2002.
- [38] S. Ogihara, N. Takeda, Interaction between transverse cracks and delamination during damage progress in CFRP cross-ply laminates. *Composites Science and Technology*, 54:395-404, 1995.
- [39] J.F. Le Corre, Université du Maine, Thèse de doctorat 1999.
- [40] J.M. Berthelot, A. El Mahi, J.F. Le Corre, Developpement of transverse cracking in cross - ply laminates during fatigue test. *Composite Science and Technology*, 61 p.1711 – 1721, 2001.
- [41] F. Laurin, N. Carrere, C. Huchette, J.F. Maire, A multiscale hybrid damage and failure approach for strength predictions of composite structures. *Journal of Composite Materials*, sous presse, 2013.
- [42] P. Maimí, P.P. Camanho, J. Mayugo, C.G. Dávila, A Thermodynamically Consistent Damage Model for Advanced Composites. *Nasa Report*, 2006.
- [43] P. Maimí, P.P. Camanho, J.A. Mayugo, A. Turon, Mechanics of Materials Matrix cracking and delamination in laminated composites . Part I: Ply constitutive law, first ply failure and onset of delamination. *Mechanics of Materials*, 43 p.169–85, 2011.

- [44] P. Maimí, P.P. Camanho, J.A. Mayugo, C.G. Dávila, A continuum damage model for composite laminates: Part I – Constitutive model. *Mechanics of Materials*, 39 p.897–908, 2007.
- [45] P. Maimí, P.P. Camanho, J.A. Mayugo, C.G. Dávila, A continuum damage model for composite laminates: Part II – Computational implementation and validation. *Mechanics of Materials*, 39:909–19, 2007.
- [46] J.P. Berro Ramírez, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique , Poitiers, Thèse de doctorat 2013.
- [47] E. Capello, Residual stresses in turning: Part I : Influence of process parameters, *Journal of Materials Processing Technology*, 2 p.160, 2005.
- [48] M. BENBOIT, P. BRENET et D. ROUBY, Comportement des interfaces dans des composites céramique-céramique. *Revue des Composites et des Matériaux Avancés*, vol. 3, p. 235-251, 1993.
- [49] M.H. IBRAHIM, INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES DE LYON, Thèse de doctorat 1997.
- [50] OEL H. & FRECHETTE V. D. (1986). Stress distribution in multiphase systeme : II, composite disks with cylindrical interfaces. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1991, vol. 69, p. 342-46.

Chapitre III

Contraintes résiduelles

III.1 Introduction

La connaissance des contraintes résiduelles permet d'améliorer de manière fiable les performances mécaniques d'une structure, ainsi que sa durée de vie en fatigue.

L'analyse des contraintes résiduelles dans les structures mécaniques joue un rôle de plus en plus important en conception mécanique. La détermination des contraintes résiduelles permet aujourd'hui de faire plus finement des choix de matériaux ou des choix de procédés. Pour cela, plusieurs méthodes sont disponibles souvent classées en trois catégories, soit destructives, semi destructives ou non destructives [1,2].

III.2 Définition des contraintes résiduelles

Selon la définition de Mura [3], dans les conditions normales de température, les contraintes résiduelles sont « des contraintes internes auto-équilibrantes qui existent dans un matériau soumis à aucune force extérieure. Les contraintes résiduelles apparaissent dans le matériau dès le processus de fabrication, pendant l'usinage notamment, ou bien alors à chaque fois que celui-ci subit des traitements thermiques. En effet, lors des traitements thermiques, la surface et le cœur du matériau considéré ne se trouvent pas dans le même état de contrainte. Les contraintes résiduelles ont la caractéristique de s'auto-équilibrer. La somme des forces et des moments dans n'importe quelle direction et selon n'importe quel plan est donc nulle [4].

Les contraintes résiduelles peuvent être définies comme étant des contraintes macro ou micro et les deux peuvent être présents dans un composant en une seule fois [5,6].

III.3 Origine et classification des contraintes résiduelles

Ces contraintes peuvent avoir différentes origines, toutes liées au procédé de fabrication de la pièce [7]:

-Origine mécanique : qui peut être liée à l'usinage d'une pièce par exemple.

-Origine thermique : lorsqu'un matériau est fondu, des contraintes résiduelles peuvent apparaître : elles sont dues à la rétractation des métaux suite à la baisse de température.

-Origine métallurgique : (par exemple lors du soudage).

Trois types de contraintes résiduelles peuvent être distingués [8]:

-Contraintes de types I : sont les contraintes macroscopiques. Elles peuvent être mesurées

par la plupart des techniques et elles ont donc été plus souvent étudiées.

-Contraintes de type II : sont les contraintes microscopiques qui existent par exemple entre les grains dans les matériaux métalliques. Elles peuvent être mesurées par les méthodes de diffractions, magnétiques ou encore à l'aide d'ultrasons.

-Contraintes de type III : se situent à l'échelle atomique au niveau des dislocations et des interfaces cristallines.

Les contraintes résiduelles générées lors de la fabrication peuvent être à la fois d'origine mécanique, thermique ou structurelle. Le tableau III.1 résume l'origine des principaux mécanismes d'apparition des contraintes résiduelles. Dans le cas de matériaux réels, l'état de contraintes résiduelles résulte de la superposition des contraintes d'ordre I, II et III (fig. III.1) dans le cas d'un matériau polyphasé [9].

Localement, la contrainte totale est la résultante des contraintes des ordres I, II et III.

$$\sigma_{résiduelle}^{Totale} = \sigma_{résid}^I + \sigma_{résid}^{II} + \sigma_{résid}^{III} \quad (III.1)$$

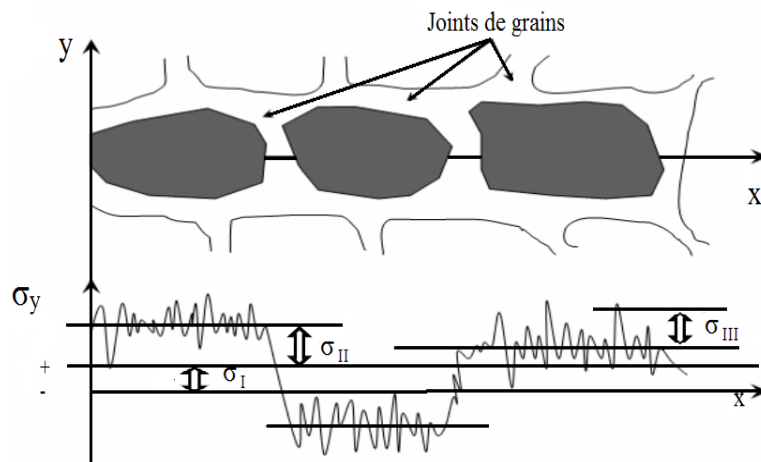


Figure III.1 : Différents ordres des contraintes pour un matériau polyphasé [11,12].

Procédé	Mécanique	Thermique	Structural
Fonderie Moulage	—	Gradient de température	Changement de phase
Grenailage, Martelage, Galetage, Pilage, Roulage, Repoussage, Forgeage,	Déformation plastique hétérogène entre le cœur et la surface de la pièce	—	—
Rectification, Tournage, fraisage, Perçage, Alésage	Déformation plastique due à l'enlèvement du copeau	Gradient de température pendant et après usinage	Transformation de phase possible
Trempe	—	Gradient de température	Transformation de phase possible
Soudage	Bridage	Gradient thermique	Modification microstructurale
Brasage	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Nouvelle phase de l'interface
Projection à chaud	Incompatibilité mécanique, Microfissuration	Incompatibilité thermique Gradient de température	Changement de phase de dépôt
Dépôt de films minces	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	Changement de phase
Composite	Incompatibilité mécanique	Incompatibilité thermique	—

Tableau III.1 : Origine des contraintes résiduelles [10].

III.4 Détermination des contraintes résiduelles

Etant donné l'importance de l'analyse et la détermination des contraintes résiduelles dans les composants mécaniques en service, plusieurs méthodes expérimentales ont été développées afin de les mesurer.

Les procédés expérimentaux peuvent être divisés en fonction du degré de dommage qui se traduit. En particulier, ils sont divisés en méthodes non destructives et destructives.

III.4.1 Méthodes non destructives

Les méthodes non destructives sont les méthodes de mesure des contraintes résiduelles qui ne provoquent pas une conception superficielle lorsque la surface du composant est analysée. Ces méthodes ont l'avantage de ne pas endommager le composant mécanique examiné. De tels procédés sont généralement basés sur des techniques XRD (rayons X, neutrons, sincrotronic), magnétique ou ultrasonique [13].

III.4.1.1 Technique de diffraction des rayons X et des neutrons

La méthode de diffraction par rayons X est la plus utilisée parmi les méthodes non-destructives existantes [1].

La méthode par diffraction des rayons X, bien que relativement compliquée à mettre en œuvre, est une des plus efficaces méthodes. Elle est basée sur la loi de Bragg, qui est vérifiée lors de la diffraction d'un faisceau RX tombant avec une incidence Θ sur une famille de plans cristallins de distance inter réticulaire d , d'ordre de la diffraction n et de longueur d'onde du faisceau λ [14]:

$$2d \sin \Theta = n\lambda \quad (\text{III.2})$$

La direction 2Θ (Θ étant la direction du faisceau incident) est caractérisée par un pic d'intensité des rayons diffractés. Cet angle de diffraction dépend de la distance entre les plans cristallins, et varie donc en fonction des déformations de la matière (fig.III.2).

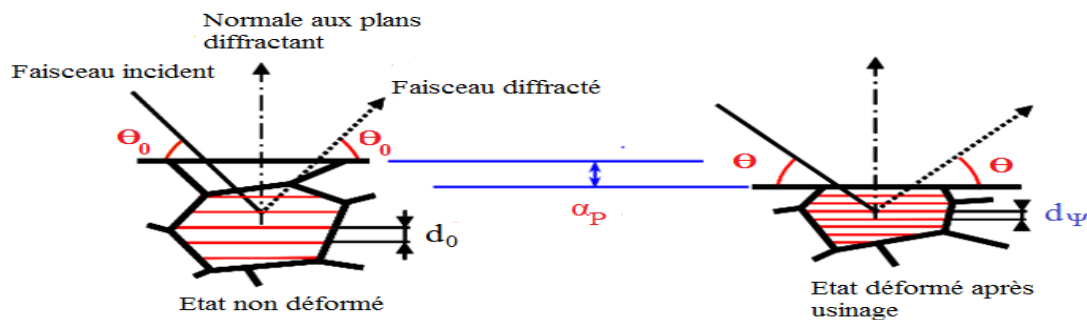


Figure III.2 : Influence des déformations sur la diffraction [14].

En appliquant la loi de Bragg à l'état initial et à l'état déformé, il est possible d'écrire la relation suivante :

$$\varepsilon = \frac{d \Psi - d_0}{d_0} = \frac{\sin \Theta_0}{\sin \Theta} - 1 \quad (\text{III.3})$$

Dans un montage de DRX tel que celui utilisé au Laboratoire de Mécanique et Technologie de Paris (LMT), l'orientation relative entre l'échantillon étudié et le système de mesure est généralement caractérisée par des angles de pivotement Φ et d'inclinaison Ψ . Le premier correspond à la position angulaire de l'éprouvette, et le second à l'incidence du collimateur voir (fig.III.2).

Pour un couple (Φ, Ψ) donné, des rayons X sont émis, puis diffractés et réfléchis par la matière. Un récepteur permet de mesurer l'intensité sur une plage de valeurs de l'angle Θ . Un pic d'intensité est observé, centré sur une valeur particulière de l'angle Θ . En pratique, c'est l'angle 2Θ qui est utilisé. En répétant la procédure dans une position Φ donnée et pour différentes valeurs de l'angle Ψ , cet angle 2Θ est mesuré à plusieurs reprises. Le dépouillement classique de ces mesures consiste à placer les points ainsi obtenus dans un diagramme 2Θ vs $\sin^2\Psi$, qui permet de déterminer une ellipse. Cette ellipse est ensuite utilisée pour déterminer les composantes voulues du tenseur des déformations et, moyennant certaines hypothèses, le tenseur des contraintes résiduelles. L'ellipse ainsi identifiée correspond à l'équation suivante :

$$\varepsilon(\Phi, \Psi) = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{x_\Phi x_\Phi} - \sigma_{z_\Phi z_\Phi})\sin^2\Psi + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{z_\Phi z_\Phi} - \frac{\nu}{E}\text{Tr}(\sigma) + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{x_\Phi z_\Phi}\sin^2\Psi \quad (\text{III.4})$$

Où E et ν représentent respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson du matériau. La composante $\sigma_{z_\Phi z_\Phi}$, qui est normale à la surface, est supposée nulle. Ainsi, en supposant qu'un angle $\Phi = 0^\circ$ correspond à la direction x de l'éprouvette, l'équation précédente devient :

$$\varepsilon(\Psi) = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{xx}\sin^2\Psi - \frac{\nu}{E}\text{Tr}(\sigma) + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{xz}\sin^2\Psi \quad (\text{III.5})$$

Les composantes σ_{xx} et σ_{xz} peuvent ainsi être déterminées à partir des mesures effectuées pour plusieurs valeurs de l'angle Ψ . Une autre série de mesures avec un angle $\Phi = 90^\circ$ permet de calculer les composantes σ_{yy} et σ_{yz} . Enfin, la composante σ_{yz} peut être obtenue

en complétant les mesures par une série à 45°. Les contraintes ainsi évaluées dans les aciers correspondent à l'état mécanique à environ 5 μm sous la surface. Le seul moyen d'évaluer les contraintes résiduelles plus en profondeur est donc d'enlever une certaine épaisseur de matière. Ceci est fait par polissage électrochimique sur une zone d'environ 1,5 cm de diamètre, afin de ne pas générer d'autres déformations. L'épaisseur ainsi enlevée est vérifiée au comparateur.

III.4.1.2 Méthode de synchrotron

La méthode du synchrotron « Hard X-Rays » utilise les mêmes principes que la diffraction par rayons X. La différence se situe au niveau du faisceau projeté. Le synchrotron produit un faisceau d'énergie beaucoup plus puissant. Ces rayons X ont une plus grande pénétration dans le matériau que les rayons X conventionnels (environ 1 à 2 mm pour la plupart des matériaux) [15]. Cette augmentation de la profondeur de pénétration permet à la méthode du synchrotron de fournir une résolution spatiale élevée. Ainsi, il est possible de tracer une représentation tridimensionnelle des déformations. L'augmentation de la profondeur de pénétration constitue le premier avantage de cette méthode par rapport à celle du rayon X conventionnel [15].

III.4.1.3 Méthode ultrasonique

Les techniques ultrasoniques utilisent la sensibilité de la vitesse des ondes ultrasoniques voyageant à travers le solide par rapport au niveau des contraintes. Un changement de vitesse des ondes ultrasoniques dans un matériau est directement affecté par la magnitude et la direction des contraintes présentes. Cette technique peut donc tenir compte des trois types de contraintes résiduelles (I, II et III), mais sans les différencier. La pénétration peut être très élevée (> 10 cm). Par contre, la résolution est médiocre (environ 5 mm) puisque les changements de vitesses dépendent du champ de contraintes se trouvant sur la trajectoire de l'onde toute entière. De plus, le coefficient « acousto-élastique » nécessaire pour l'analyse est généralement calculé expérimentalement. Cette méthode offre l'avantage de pouvoir mesurer les macros contraintes à travers un volume important de matériel. Elle est surtout utilisée pour des opérations de maintenance [16].

III.4.1.4 Méthode magnétique

Les propriétés des matériaux ferromagnétiques sont sensibles à l'état de contrainte interne dû à la striction magnétique qui provoque des effets magnéto-élastiques. La striction magnétique est le phénomène par lequel chaque domaine magnétique est étiré selon la direction de la magnétisation. À un niveau d'énergie minimum, la magnétisation est alignée avec les directions cristallines. C'est ce qu'on appelle les lignes d'axes magnétiques. Un changement dans le niveau de contraintes engendre une variation du nombre de domaines magnétiques alignés selon chaque ligne d'axe magnétique. Cela mène à une réduction de l'énergie magnéto-élastique. Même si la dépendance des contraintes par rapport aux paramètres magnétiques est forte, il y a plusieurs autres variables à considérer, tel que, la dureté du matériau, la texture, la grosseur du grain... qui vont également affecter les mesures. Pour cette raison, une combinaison de plusieurs techniques est nécessaire pour éliminer les variables indésirables. Les principaux avantages de cette méthode sont sa rapidité d'exécution, la portabilité de l'équipement, la possibilité de mesurer les contraintes bi-axiales, et la profondeur de pénétration de l'ordre de 6 à 10 mm. Les principales lacunes sont le nombre limité de matériaux que la méthode peut couvrir (ferromagnétiques seulement) et sa sensibilité inhérente envers une variété d'éléments microstructuraux [17].

III.4.1.5 Effets piezo-spectroscopiques (Raman)

L'effet de Raman fait appel à l'interaction de la lumière avec la matière. Un rayon laser provoque la vibration des liens atomiques. L'analyse de la lumière dispersée, connue sous le nom de spectre de Raman, révèle certaines informations sur l'état physique de l'échantillon et sur sa structure chimique. Cette technique possède une excellente résolution spatiale (environ 1 mm). Avec l'utilisation d'un microscope optique, il est possible de sélectionner ce qui nous intéresse sur une distance de seulement quelques microns. Cette méthode est essentiellement surfacique [18].

III.4.2 Méthodes destructives

Les méthodes destructives pour la mesure des contraintes résiduelles sont basés sur la mesure de la déformation à la suite de l'élimination (découpe, rotation) d'une partie du matériau constituant l'échantillon.

III.4.2.1 Hole-Drilling et Ring Core

Les méthodes « Hole-Drilling » sont les plus communes pour mesurer les contraintes résiduelles. Elles impliquent toutes deux un enlèvement de matière localisé et le mesurage des déformations aux abords de la zone soustraite. Les déformations sont généralement mesurées à l'aide de jauges de déformation. La méthode « Hole-Drilling » s'effectue en perçant un trou de petit diamètre, généralement entre 1 et 4 mm, jusqu'à une profondeur approximativement égale à 1.2 fois le diamètre utilisé. Une jauge de déformation à trois éléments appelée rosette est utilisée pour mesurer les déformations aux abords du trou. Cette méthode permet d'atteindre une profondeur d'environ 25 à 150% de la valeur du diamètre intérieur. Les deux méthodes sont illustrées dans la figure III.3 [19].

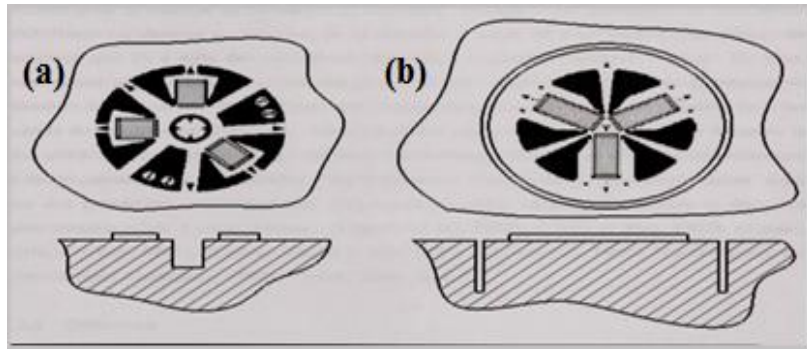


Figure III.3 : Méthodes de Hole-drilling (a) et de Ring Core (b) [19].

III.4.2.2 Méthode de sectionnement

La méthode de sectionnement fait appel au principe de relaxation des contraintes. Lorsqu'une composante est sectionnée, les contraintes résiduelles présentes à l'intérieur du matériau se relâchent. On peut alors mesurer ces relâchements et calculer les contraintes résiduelles. Il existe deux approches pour mesurer les contraintes résiduelles avec la méthode du sectionnement : l'utilisation des contraintes ou des déformations surfaciques comme paramètres [20]. De nos jours, c'est cette approche qui est la plus utilisée. Elle permet de mesurer plus facilement un modèle tridimensionnel et elle permet également de prévenir la propagation des erreurs de mesures [21].

III.4.2.3 Méthode du contour

Cette méthode destructive est basée sur la mesure des surfaces découpées, de certaines composantes du déplacement induites par la redistribution des contraintes [22] (fig. III.4).

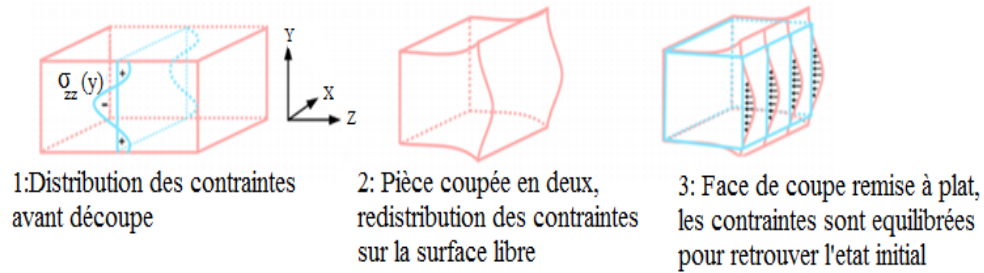


Figure III.4 : Principe de la méthode du contour [22].

La mise en œuvre de cette méthode nécessite une découpe soignée du joint soudé qui peut être effectuée par électroérosion (EDM) (fig. III.5). Cette technique de découpe effectuée sans contact génère très peu de modifications de l'état de contrainte de la pièce à découper [22].



Figure III.5 : Découpe EDM d'un joint soudé en Té [22].

Selon [23] bien qu'il existe différentes méthodes pour les évaluer, le choix judicieux d'une méthode appropriée à un problème donné est essentiel. Ceci exige une bonne connaissance de chaque méthode ainsi que de ses limitations en application. La plupart du temps, on s'intéresse aux contraintes résiduelles dans une pièce en service donc sur site, où les points de mesure sont souvent d'accès difficile. La facilité de transport et donc la taille et le poids de l'appareil de mesure sont alors des paramètres importants à prendre en compte. La vitesse de mesure (temps de mise en œuvre+ dépouillement) est également un des paramètres importants.

III.5 Conclusion

Cette partie du travail permet de conclure qu'il est important de déterminer et essayer de minimiser les contraintes résiduelles qui s'additionnent aux contraintes de mise en service ; pouvant diminuer la durée de vie du matériau et entraîner des comportements inattendus ou des ruptures qui ne sont pas apparentes et difficiles à quantifier.

L'importance de la liaison à l'interface a suscité de nouvelles études portant sur l'utilisation d'un nouveau matériau à gradient de fonction (F.G.M), qu'on va le découvrir dans le prochain chapitre.

Bibliographie chapitre III:

- [1] J. Lu, Handbook of measurements of residual stress, SEM, Edited by Jian Lu, 1996.
- [2] G. Montay, A. Cherouat, J. Lu, N. Baradel & L. Bianchi, Development of high precision incremental step hole drilling method for the study of residual stress in multi-layer materials: influence of temperature and substrate on $\text{ZrO}_2 - \text{Y}_2\text{O}_3$ 8wt.% coating, Surface and coating technology, 155, pp 152-160 , 2002.
- [3] T. Mura, Micromechanics of Defects in Solids, Martinus Nijhoff Publishers, the Hague, Netherlands, 1982.
- [4] R. George, complementarity of experimental and numerical methods for determining residual stress states , Powder Diffraction, vol. 24, no suppl.S1, p. S3- S10, 2009.
- [5] Y.F. Kudryavtsev, Residual stress In: Handbook of Experimental Solid Mechanics, Springer, New York, 2008.
- [6] O. Denizart, Ecole Nationale Supérieure des Mines, Thèse de doctorat 1990.
- [7] C. KELLER, Intitulé du projet : Définition d'un protocole de mesure de contraintes résiduelles dans les aciers par ondes ultrasonores, STPI/P6/2018 – 015, 2018.
- [8] G. Totten, M. Howes & T. Inoue, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. 2002.
- [9] L. L. MET-X, Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X, ENSAM Paris, Paris, Document de formation générale, 1997.
- [10] L. Van Belle, L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Thèse de doctorat 2013.
- [11] V. GUIPONT, Ecole Centrale de Lyon, Thèse de doctorat 1994.
- [12] P.J. Withers, Bhadeshia, H.K.D.H, Residual stress - Parti: Measurement techniques, Materials Science and Technology, vol. 17, 2001.
- [13] G. S. Schajer, Résiduelles de practical Mesures stress Méthodes, Wiley, pp.1-27, ISBN 978-1-118-34237-4, 2013.
- [14] A. Souto-Lebel, Université de Cachan, Thèse de doctorat 2014.

- [15] J. PATRU, UNIVERSITE DE LIMOGES ECOLE DOCTORALE Science-Technologie, Thèse de doctorat 2005.
- [16] E. Capello, Residual stresses in tuning: Part I: Influence of process parameters, Journal of Materials Processing Technology, vol. 160, no 2, 2005.
- [17] P.C. Brand et H.J. Prask, New methods for the alignment of instrumentation for residual-stress measurements by means of neutron diffraction. Journal of Applied Crystallography, vol. 27, 1994.
- [18] Z. F. Sang & Y. Z. Zhu, Reliability factors and tightness of tube to tube sheet joints". Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 118, p.138, 139, 1996.
- [19] J. François Lalonde, ECOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE UNIVERSITÉ DU QUÉBEC, MONTREAL, Thèse de doctorat 2009.
- [20] Lu. Jian, Society for Experimental Mechanics, Handbook of measurement of residual stresses. Lilbum, Géorgie, Upper Saddle River, N.J : Fairmont Press, Distributed by Prentice Hall PTR, xv, p. 238, 1996.
- [21] G. Petmcci & B. Zuccarello, Effect of plasticity on the residual stress measurement using the groove method, Strain, vol. 32, no 3, p. 97-103, 1996.
- [22] C. RAMARD , P. PILVINb , D. CARRON & F. BRIDIER, Estimation de contraintes résiduelles par la méthode du contour : application au soudage, 23^{ème} Congrès Français de Mécanique Lille, 28 Août au 1^{er} Septembre 2017.
- [23] M. SHAMSHIRSAZ, Université Lille1 - Sciences et Technologies, Thèse de doctorat 1995.

Chapitre IV

Matériaux à gradient de propriétés

IV.1 Introduction

Le développement des matériaux composés a permis de profiter au maximum des propriétés mécaniques et physiques diamétralement opposées au sein d'une même pièce. L'optimisation locale de ces propriétés pose le problème de l'interface. Cette transition brutale de compositions peut générer localement de fortes concentrations de contraintes. La solution était donc d'utiliser des matériaux à gradient de propriétés qui prennent une place de plus en plus importante dans le monde des sciences des matériaux grâce à leurs excellentes caractéristiques qui diffèrent de ceux des matériaux composés conventionnels.

IV.2 Définition et concept des matériaux à gradient de propriétés

Un matériau fonctionnellement gradué "M.G.F", (en anglais : Functionally Graded Material "F.G.M", (fig.IV.1) est un matériau dans lequel la composition et la structure changent graduellement en entraînant une modification correspondante dans les propriétés du matériau. Ce concept de F.G.M peut être appliqué à divers matériaux pour des utilisations structurelles et fonctionnelles. Il ya plusieurs années, ce concept a été évalué en premier lieu dans le développement de revêtement des barrières thermiques pour augmenter la résistance thermique des lames dans les moteurs de turbine à gaz pour divers applications telles que les systèmes de protection thermique, les F.G.M sont développés pour minimiser les contraintes thermiques qui conduisent à la rupture de la céramique. La structure des F.G.M est constituée d'une phase céramique d'un côté et d'une phase métallique dans l'autre côté [1], avec des régions intermédiaires constituées d'un mélange des deux constituants, variant selon une fraction volumique [2].

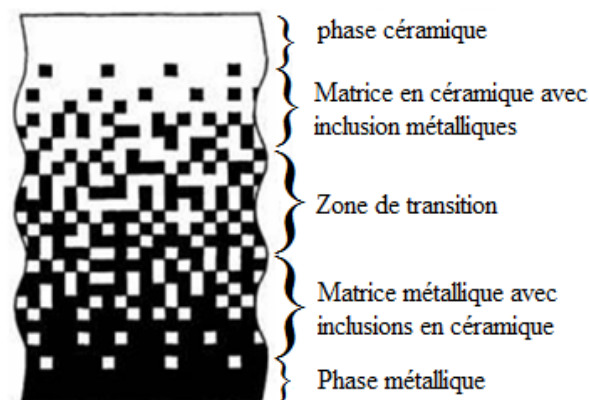


Figure IV.1 : Type d'un matériau F.G.M en céramique et métal [2].

Ce sont donc des composites présentant des caractéristiques macroscopiquement inhomogènes. Le changement continu dans la composition et donc dans la microstructure du matériau distingue les F.G.M des matériaux composites conventionnels (fig.IV.2). Il en résulte un gradient qui déterminera les propriétés des F.G.M. Dans certains cas, on peut avoir un F.G.M constitué d'un même matériau mais de microstructure différente [3].

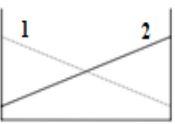
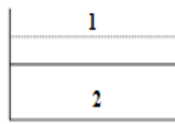
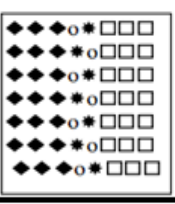
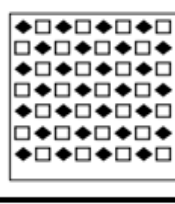
Propriété	1: Résistance mécanique 2: Conductivité thermique		
Structure	éléments constitutants : □ : Métal ◆ : Céramique ○ : Microporosité * : Fibre		
Matériaux	Exemple	M.G.F	Non M.G.F

Figure IV.2 : Caractéristiques des matériaux composites F.G.M en comparaison avec les matériaux composites conventionnels [4].

Le concept de Matériaux F.G.M a été développé dans le laboratoire national d'aérospatial du Japon en 1984 par M. Niino et ses collègues à Sendai. L'idée est de réaliser des matériaux utilisés comme barrière thermique dans les structures spatiales et les réacteurs à fusion [4].

En 1987, le gouvernement Japonais a lancé un vaste projet intitulé "la recherche sur la technologie de base pour développement de Matériaux à Gradient de Fonction et l'étude de la relaxation des contraintes thermiques". L'intérêt du projet est de développer des matériaux présentant des structures utilisées comme barrière thermique dans les programmes aérospatiaux. Les matériaux constituant les parois des engins spatiaux sont appelés à travailler à des températures de surface de 1800°C ainsi qu'à un gradient de température de l'ordre de 1300°C. A cette année-là, aucun matériau industriel n'était connu pour supporter de telles sollicitations thermomécaniques. Trois caractéristiques sont à considérer pour la conception de tels matériaux: résistance thermique et résistance à l'oxydation à haute température de la couche superficielle du matériau, ténacité du matériau côté basse température et relaxation effective de la contrainte thermique le long du matériau.

Pour répondre à un tel cahier des charges, l'idée originale des F.G.M a été proposée pour élaborer un nouveau composite profitant à la fois des propriétés des céramiques (côté haute

températures) et des métaux (côté basse température) (fig.IV.2). A la fin de la première étape (1987-1989), les chercheurs avaient réussi à fabriquer des petites pièces expérimentales (1-10 mm d'épaisseur et 30 mm de diamètre) pouvant résister à des températures maximales de 2000°K (température de surface) et à un gradient de température de 1000°K. Pendant les années 90, non seulement le champ d'applications des F.G.M s'est développé pour les matériaux de structure fonctionnant à haute température, mais s'est aussi élargi à d'autres applications: biomécaniques, technologie de capteur, optique... [5].

IV.3 Modélisation des propriétés matérielles effectives

Les techniques d'homogénéisation les plus courantes pour modéliser les propriétés matérielles effectives des matériaux à gradient de propriétés sont la loi des mélanges [6], la méthode Mori-Tanaka [7] et l'approche du modèle auto-cohérent de Hill [8].

IV.3.1 Loi des mélanges

Considérant une plaque élastique rectangulaire (fig.IV.3). Les coordonnées x et y définissent le plan de la plaque, tandis que l'axe z lancé sur la surface moyenne de la plaque est dans la direction de l'épaisseur. Les propriétés matérielles, module de Young, densité et le coefficient de Poisson, sur les surfaces supérieure et inférieure sont différents mais sont déterminés selon les demandes d'exécution. Cependant, le module de Young, la densité et le coefficient de Poisson des plaques changent sans interruption seulement dans la direction d'épaisseur (l'axe z) $E = E(z)$, $\rho = \rho(z)$, $\nu = \nu(z)$ [9]. [10] et [11] ont indiqué que l'effet du coefficient de Poisson sur la déformation est beaucoup moins important que celui du module de Young. Donc, on suppose que le coefficient de Poisson de la plaque F.G.M est constant dans tout point de la plaque. Le module de Young et la densité changent dans la direction de l'épaisseur de la plaque F.G.M suivant une fonction de loi de puissance (P-F.G.M), une fonction exponentielle (E-F.G.M), ou une fonction sigmoïde (S-F.G.M).

Notant que S représente la propriété mécanique qui varie selon l'épaisseur ; donc elle peut être le module de Young $E(z)$ ou la densité $\rho(z)$.

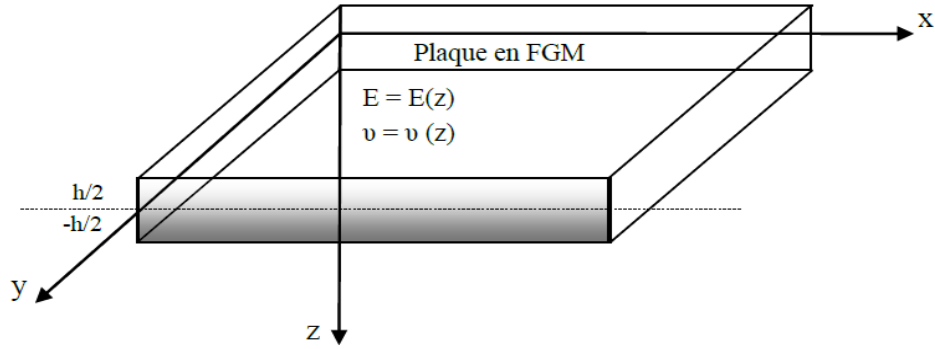


Figure IV.3 : Dimensions de la plaque F.G.M [9].

Où S_1 et S_2 sont respectivement les propriétés matérielles (modules de Young ou densité) de la surface inférieure ($z = h/2$) et de la surface supérieure ($z = -h/2$) de la plaque F.G.M.

La variation de ces propriétés dans la direction de l'épaisseur de la plaque P-F.G.M est représentée sur la figure IV.4, il apparaît clairement que le module de Young change rapidement près de la surface inférieure pour ($p > 1$), et augmente rapidement près de la surface supérieure pour ($p < 1$) [9].

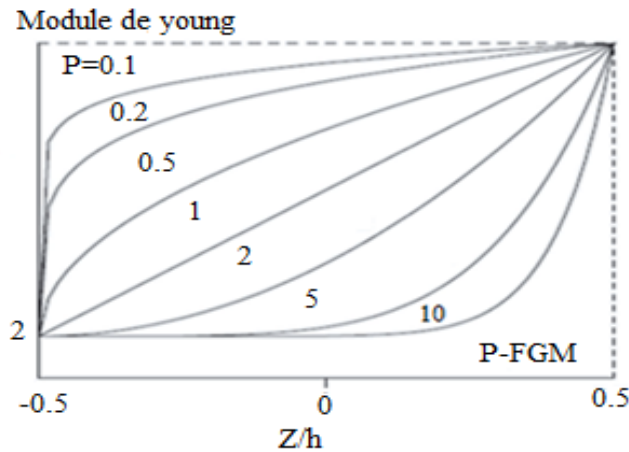


Figure IV.4 : Variation du module de Young dans une plaque P-F.G.M [9].

Comme il est représenté sur la figure IV.4, le changement de la valeur de p produit un nombre infini de distributions de composition. Afin de modéliser exactement les propriétés matérielles de F.G.M, les propriétés doivent avoir une dépendance entre la température et la position. Ceci est réalisé par une loi simple de mélange des matériaux composites (modèle de Voigt). Pour une résolution numérique, par éléments finis par exemples, Les propriétés

matérielles effectives S de la couche de F.G.M, comme le module de Young E , et la densité ρ et le coefficient de poisson ν peut alors être exprimé comme suit [9] :

$$S = \sum_{i=1} S_i g_i(z) \quad (\text{IV.1})$$

Là où le S_i et le g_i sont les propriétés matérielles et la fraction volumique de la couche $j^{\text{ème}}$, et la somme des fractions de volume de tous les matériaux constitutifs fait l'unité :

$$\sum_{i=1} g_i(z) = 1 \quad (\text{IV.2})$$

IV.3.1.1 Propriétés matérielles de la plaque P-F.G.M

La fraction volumique dans les P-F.G.M est assurée par une loi de puissance sous la forme [9]:

$$g(Z) = \left(\frac{Z + h/2}{h} \right)^p \quad (\text{IV.3})$$

P : paramètre de matériau

h : l'épaisseur de la plaque

z : la coordonne suivant l'épaisseur

Le module de Young de la plaque P-F.G.M est défini comme suit :

$$E(Z) = g(Z)E_1 + (1 - g(Z))E_2 \quad (\text{IV.4})$$

Où : E_1 , E_2 sont les modules de Young des matériaux constituant la plaque P-F.G.M pour $(z = h/2)$, $(z = -h/2)$, respectivement.

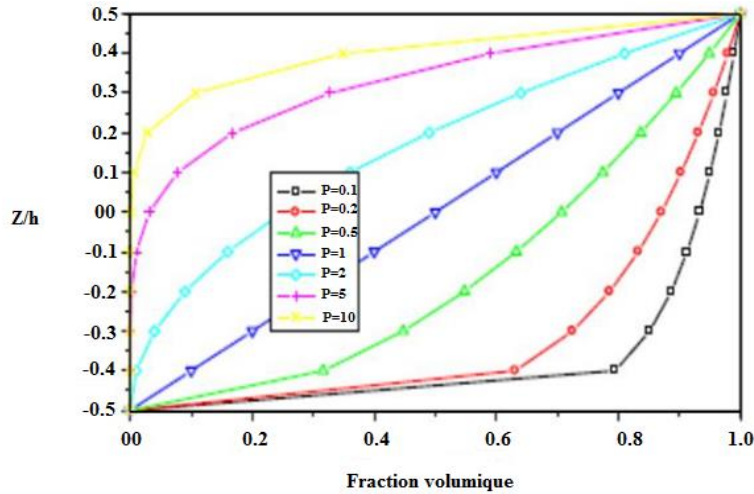


Figure IV.5 : Variation du module de Young à travers l'épaisseur de la plaque P-F.G.M [11].

IV.3.1.2 Propriétés matérielles de la plaque S-F.G.M

Afin d'assurer une bonne distribution des contraintes à travers toutes les interfaces, Chi et Chung [12] ont défini la fraction de volume de la plaque F.G.M en utilisant deux fonctions de loi de puissance. Les deux fonctions de loi de puissance sont définies par :

$$g_1(z) = 1 - \frac{1}{2} \left(\frac{\frac{Z}{h} - Z}{\frac{h}{2}} \right)^p \quad \text{Pour } 0 \leq Z \leq \frac{h}{2} \quad (\text{IV.5})$$

$$g_2(z) = \frac{1}{2} \left(\frac{\frac{Z}{h} + Z}{\frac{h}{2}} \right)^p \quad \text{Pour } -\frac{h}{2} \leq Z \leq 0 \quad (\text{IV.6})$$

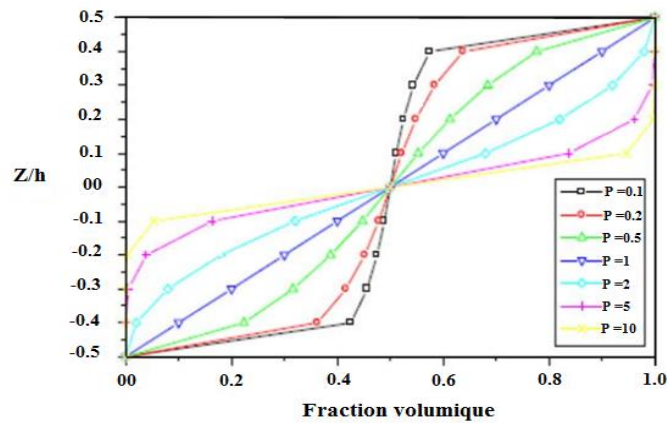


Figure IV.6 : Variation du module de Young à travers l'épaisseur de la plaque S-F.G.M [12].

En utilisant la loi de mélanges, le module de Young de la plaque S-F.G.M peut être calculé par:

$$E(Z) = g_1(Z)E_1 + (1 - g_1(Z))E_2 \quad \text{Pour } 0 \leq Z \leq \frac{h}{2} \quad (\text{IV.7})$$

$$E(Z) = g_2(Z)E_1 + (1 - g_2(Z))E_2 \quad \text{Pour } -\frac{h}{2} \leq Z \leq 0 \quad (\text{IV.8})$$

La figure IV.6 montre que la variation du module de Young des équations (IV.7) et (IV.8) représente des distributions sigmoïdes, donc la plaque F.G.M est ainsi appelée plaque S-F.G.M.

IV.3.1.3 Propriétés matérielles de plaque E-F.G.M

La fonction exponentielle est utilisée largement par les chercheurs pour décrire les propriétés matérielles des matériaux F.G.M, la figure IV.7 représente la variation du module de Young à travers l'épaisseur de la plaque E-F.G.M. La fonction exponentielle est donnée par Delale [10]:

$$E(Z) = Ae^{B(Z+\frac{h}{2})} \quad (\text{IV.9.a})$$

$$\text{Avec : } A = E_2 \quad \text{et} \quad B = \frac{1}{h} \ln \frac{E_1}{E_2} \quad (\text{IV.9.b})$$

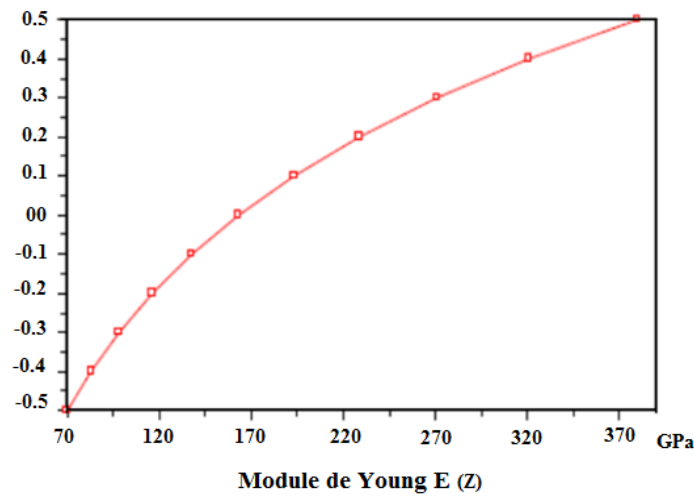


Figure IV.7 : Variation du module de Young à travers l'épaisseur de la plaque E-F.G.M [10].

IV.3.2 Modèle de Mori-Tanaka

Le modèle Mori-Tanaka [7] est utilisé pour estimer les propriétés effectives du matériau. Elle représente à peu près l'interaction entre les inclusions voisines et elle est généralement applicable à des régions de la microstructure graduée ayant une matrice continue bien définie et une phase particulière discontinue, telle que représentée sur la figure IV.8.a. Il est supposé que la phase de la matrice, indiquée par l'indice 1 est renforcée par des particules sphériques d'une phase particulière, désignée par l'indice 2. Dans cette notation, K_1 , μ_1 et V_1 représentent la masse volumique, le module de cisaillement et la fraction volumique de la phase de matrice, respectivement. μ_2 et V_2 représentent les propriétés du matériau correspondant et la fraction volumique de la phase particulière.

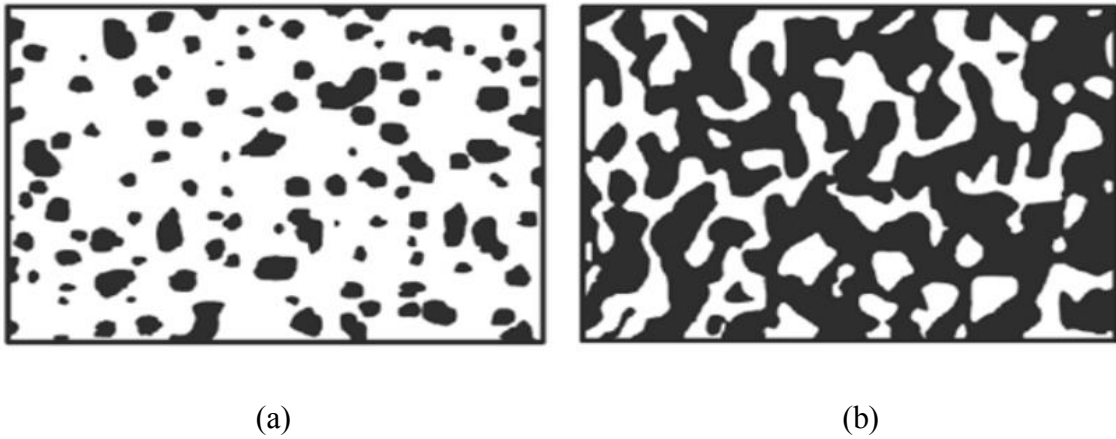


Figure IV.8 : Matériaux à deux phases (a) des particules en microstructure (b) Squelette en microstructure [13].

Il est connu que la constante λ est reliée à la masse volumique et le modules de cisaillement par la relation suivante :

$$\lambda = K - \frac{2\mu}{3} \quad (\text{IV.10})$$

La densité de la masse effective est donnée exactement par la règle des mélanges (équation IV.1).

$$\rho = \rho_1 V_1 + \rho_2 V_2 \quad (\text{IV.11})$$

Selon le procédé de Mori-Tanaka pour une distribution aléatoire des particules isotropes dans une matrice isotrope, le module de compressibilité K localement efficace et le module de cisaillement μ sont donnés par:

$$\frac{K - K_1}{K_2 - K_1} = \frac{V_2}{1 + (V_1 - V_2) \frac{K_2 - K_1}{3K_1 + 4\mu_1}} \quad (\text{IV.12})$$

$$\frac{\mu - \mu_1}{\mu_2 - \mu_1} = \frac{V_2}{1 + (V_1 - V_2) \frac{\mu_2 - \mu_1}{\mu_1 + f_1}} \quad (\text{IV.13})$$

Où :

$$f_1 = \mu_1 \frac{9K_1 + 8\mu_1}{6(K_1 + 2\mu_1)} \quad (\text{IV.14})$$

La variation à travers l'épaisseur de V_2 est supposée être donnée par la fonction de puissance suivante:

$$V_2 = V_2^- + (V_2^+ - V_2^-) \left(\frac{1}{2} + \frac{Z}{h} \right)^N \quad (\text{IV.15})$$

Où les exposants + et - signifient respectivement les valeurs de la quantité sur la partie supérieure et les surfaces inférieures de l'élément structural. Le paramètre N décrit la variation de la phase 2.

Par exemple, pour $N=0$ et $N=\infty$ correspondent à des distributions uniformes de phase 2 avec des fractions de volume V_2^+ et V_2^- respectivement. Rappelant que le module de compressibilité K et le module de cisaillement μ sont liés au module de Young E et le coefficient de poisson par les formules suivantes [13] :

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)}, \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (\text{IV.16})$$

Les valeurs effectives du module d'Young et le coefficient de Poisson sont données comme :

$$E = \frac{9K\mu}{3K + \mu}, \nu = \frac{3K - 2\mu}{2(3K + \mu)} \quad (\text{IV.17})$$

IV.3.3 Modèle auto-cohérent

Le procédé auto-cohérent [8] suppose que chaque inclusion de renforcement est noyé dans un matériau continu, dont les propriétés efficaces sont celles du composite. Cette

méthode ne permet pas de distinguer entre la matrice et les phases de renforcement et le même module d'ensemble sont prévus dans un autre composite, dans lequel les rôles respectifs des phases sont remplacés. Cela le rend particulièrement approprié pour la détermination des modules effectifs dans les régions qui ont un squelette en microstructure interconnecté comme représenté sur la figure IV.8.b. Les modules élastiques locale, K et μ par la méthode d'auto-cohérent sont donnés par :

$$\frac{\delta}{K} = \frac{\nu_1}{K - K_2} \frac{\nu_2}{K - K_1} \quad (\text{IV.18})$$

$$\frac{\eta}{\mu} = \frac{\nu_1}{\mu - \mu_2} \frac{\nu_2}{\mu - \mu_1} \quad (\text{IV.19})$$

$$\delta = 3 - 5\eta = \frac{K}{K + \frac{3\mu}{3}} \quad (\text{IV.20})$$

Ces expressions sont implicites pour les inconnues K et μ . Après substitution pour équation (IV.18) peut être résolue pour K en termes de μ sous la forme :

$$\frac{1}{K + \frac{4\mu}{3}} = \frac{\nu_1}{K_1 + \frac{4\mu}{3}} + \frac{\nu_2}{K_2 + \frac{4\mu}{3}} \quad (\text{IV.21})$$

Ça donne :
$$K = \frac{1}{\frac{\nu_1}{K_1 + \frac{4\mu}{3}} + \frac{\nu_2}{K_2 + \frac{4\mu}{3}}} \quad (\text{IV.22})$$

Le paramètre μ est obtenu en résolvant l'équation suivante :

$$(1 - \eta)\mu^2 + [\eta(\mu_1 + \mu_2) - (\nu_1\mu_1 + \nu_2\mu_2)]\mu - \eta\mu_1\mu_2 = 0 \quad (\text{IV.23})$$

Où : le paramètre peut être trouvé à partir de l'équation (IV.20). Etant donné que l'équation (IV.23) doit être résolue pour trouver le module de cisaillement μ . En général, il est plus facile d'utiliser la méthode Mori-Tanaka que le modèle d'auto-cohérent.

IV.4 Elaboration des matériaux à gradient de propriétés

De nombreuses méthodes d'élaboration sont employées pour la réalisation des F.G.M. Ces techniques sont brièvement expliquées ci-après [14] :

IV.4.1 Coulage en bande (Tape Casting ou Doctor-Blade)

Le processus de coulage en bande connu sous la dénomination anglaise (Tape casting) a été employé pour préparer les diverses bandes de poudres fines en suspension non aqueuse, dont lequel les matériaux composites laminaires et les matériaux à gradient de propriétés (F.G.M $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Tic}$) ont été produits en coupant, en empilant, en stratifiant le matériau, ensuite en levant la reliure et en pressant les produits obtenus à chaud. Le coulage en bande est une méthode utile pour modifier les propriétés mécaniques des composés en céramique [15]. La figure IV.9 présente le principe de la méthode coulage en bande.

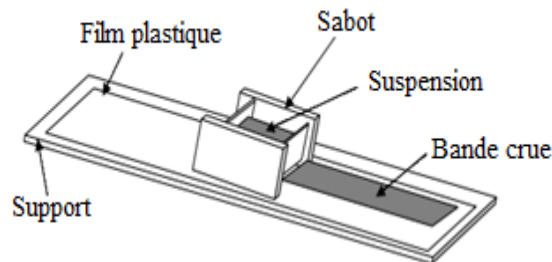


Figure IV.9 : Principe de la méthode coulage en bande [17].

IV.4.2 Coulage séquentiel en barbotine (Slip Casting)

Basiquement, le coulage en barbotine (slip casting) consiste à couler une suspension dans un moule poreux qui va drainer le liquide grâce aux forces capillaires, laissant un tesson (couche de poudre compacte) sur la surface du moule. Après séchage, on obtient le corps en cru. Donc le coulage se décompose en deux étapes essentielles [18]: formation du tesson ou "prise" et consolidation du tesson ou "raffermissement".

IV.4.3 Dépôt par électrophorèse

Le dépôt par électrophorèse est un procédé dans lequel une suspension colloïdale stable est placée dans une cellule contenant deux électrodes, le dépôt se fait par le mouvement des particules chargées au sein de la solution vers la cathode ou l'anode selon le signe de la charge des particules due à un champ électrique [19]. L'élaboration des F.G.M peut se faire donc par le dépôt séquentiel des matériaux [20].

IV.4.4 Compaction sèche des poudres

Dans cette technique les poudres sont successivement versées dans un moule en acier. Chaque fois qu'une poudre est versée, une faible compression est exercée. Ensuite, la compaction de l'ensemble des couches sera effectuée. Ce procédé est suivi, généralement, par une pression isostatique et un déliantage. La densification sera enfin l'étape finale [21].

IV.4.5 Projection plasma

Un gaz soumis à une forte température (par exemple celle d'un arc électrique), se transforme en un état ionisé (plasma). Cette transformation est accompagnée d'un dégagement de chaleur important. Si une particule de céramique se trouve dans cet environnement, elle se fond totalement ou superficiellement, ce qui permet de la situer sur un substrat [22], les performances des surfaces en fonctionnement et la compatibilité des céramiques avec les métaux [23] sont les avantages essentiels de cette technique. La figure IV.10 présente une illustration conceptuelle d'une méthode de projection par plasma pour former un matériau thermoélectrique gradué (La composition est graduée dans la direction plane).

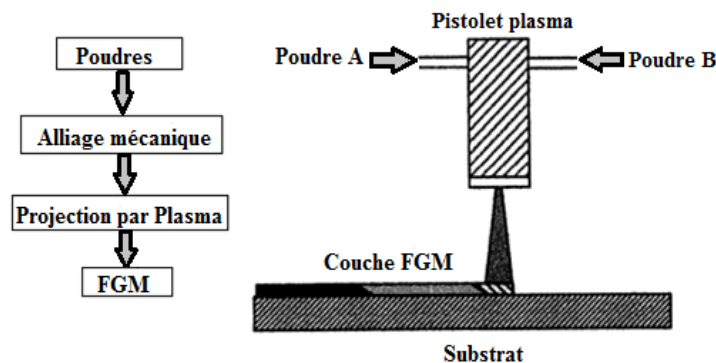


Figure IV.10 : Méthode de projection par plasma pour former un matériau thermoélectrique gradué [24].

IV.4.6 Techniques C.V.D et P.V.D

Les dépôts chimique ou physique en phase vapeur sont des techniques dans lesquelles les atomes du matériau source sont déposés sur la surface du substrat. Les techniques de C.V.D et P.V.D peuvent être utilisées pour la préparation de F.G.M sur des substrats de formes compliquées [25].

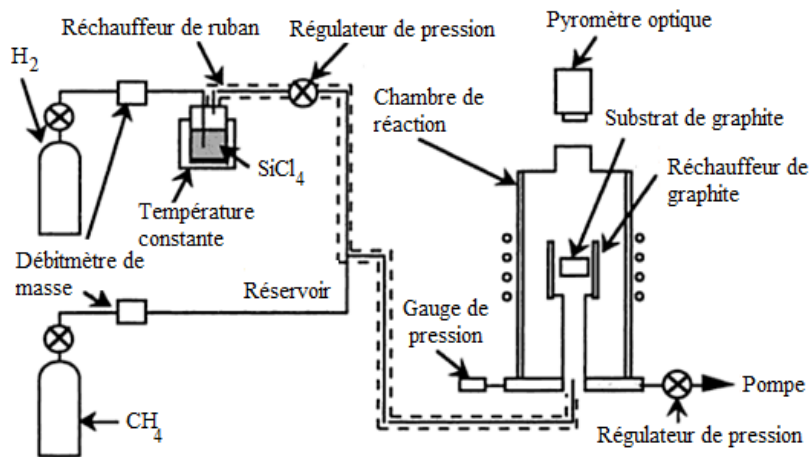


Figure IV.11 : Schéma de l'installation pour la préparation d'un SiC/C FGM par le dépôt chimique en phase vapeur (CVD) [26].

IV.4.7 Frittage et infiltration

Cette technique est constituée de deux étapes et convient à la fabrication d'un composite à gradient de fonction composé de deux matériaux dont les températures de fusion sont très différentes. La première étape est de fabriquer une matrice frittée du matériau à haute température de fusion avec un gradient de porosité. La seconde est de remplir ces porosités avec le deuxième matériau fondu par infiltration. Le résultat est excellent pour la diminution de la contrainte thermique [27].

IV.4.8 Frittage laser différentiel

Le rayonnement thermique du laser permet le contrôle de la température et la focalisation du point à chauffer. La différence de l'intensité de l'irradiation sur différents points du matériau, provoque un frittage différentiel le long de la pièce, ce qui résulte des microstructures différentes, dépendant de la position du point irradié. Yuki et al. [28] ont utilisé cette technique pour élaborer un F.G.M de PSZ/Mo.

IV.4.9 Implantation ionique (Sputtering)

C'est une technique avancée pour la fabrication des F.G.M permettant de réaliser seulement des épaisseurs fines ($<1\mu\text{m}$) sur différents substrats (plastiques, céramiques, et métaux). Le traitement s'effectue par les faisceaux énergétiques d'ions ou via des gaz réactifs. Les couches fabriquées présenteront un gradient de composition qui peut être très finement contrôlé [29] et [30].

IV.4.10 Dépôt par centrifugation

La technique consiste à verser une suspension colloïdale relativement diluée dans des flacons cylindriques, le tout est soumis à une centrifugation. La sédimentation s'opère et le liquide surnageant est retiré. Ce procédé est répété pour obtenir des multicouches (fig.IV.12) [31], [32], [33].

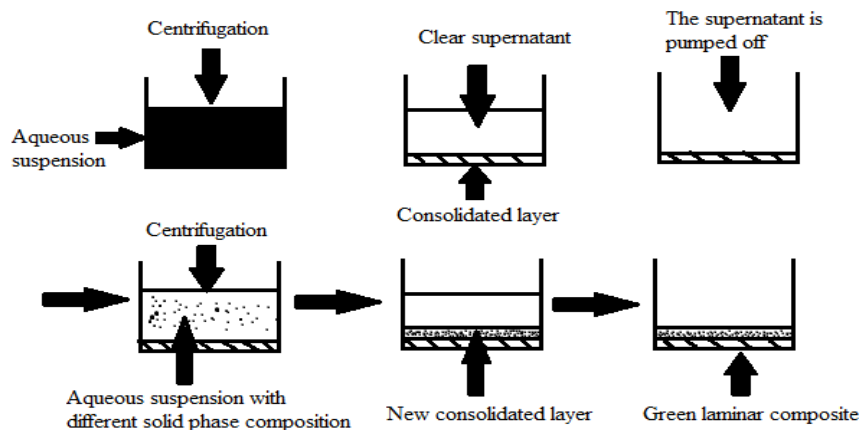


Figure IV.12 : Schéma du procédé de dépôt par centrifugation [31].

IV.5 Avantages et domaines d'application des matériaux à gradient de propriétés

En raison de leurs propriétés mécaniques favorables [34], les matériaux et les structures à gradient fonctionnels sont de plus en plus utilisés en ingénierie, par exemple dans les revêtements de barrière thermique, les matériaux réfractaires ou les couches de transition entre différents matériaux [35]. Ils sont applicables dans un large intervalle de domaines tels que :

-Aérospatiale : Il s'agit notamment des composants du moteur-fusée, des panneaux d'échange de chaleur et certaines structures, comme les réflecteurs, les panneaux solaires, les boîtiers de la caméra, les roues de turbine, l'aube de turbine les bouchons de nez, le bord d'attaque des

missiles et les navettes spatiales [36]. Ces matériaux sont de plus en plus utilisés dans les industries aérospatiales comme composants de véhicules spatiaux (moteur de fusée, corps des avions spatiaux...) [37].

-Automobile : Les applications actuelles comprennent les chemises cylindriques de moteur pour les pistons de moteur diesel, les ressorts à lames, les chambres de combustion, les arbres d'entraînement, les amortisseurs, les volants d'inertie, certaines pièces de carrosserie, les vitres et les freins des voitures de course. Aussi utilisés dans les revêtements de carrosserie améliorés pour les voitures [36].

-Médecine : Selon [38] les F.G.M ont trouvé une large gamme d'application dans le domaine dentaire et orthopédique pour les dents et le remplacement des os. L'utilisation d'un implant de FGM pouvait réduire efficacement la différence de contrainte au niveau des interfaces implanto-osseuses où les contraintes maximales étaient facilement présentes. Une meilleure ostéointégration a conduit à des contraintes maximales plus faibles, qui pourraient être utilisées pour la santé dentaire dans des applications cliniques [39,40,41,42].

-Défense : Dans la demande de défense, la pénétration des matériaux résistants est nécessaire. Une des caractéristiques les plus importantes du matériau à gradient fonctionnel est la capacité à inhiber la propagation des fissures, ce qui rend les matériaux à gradient fonctionnel appropriés pour les applications de défense. Les F.G.M sont utilisés comme gilets pare-balles, épée japonaise traditionnelle et plaques de blindage. Un autre domaine d'application clé des matériaux F.G.M est la carrosserie des véhicules blindés [36].

-Energie nucléaire : Les F.G.M sont utilisés dans les dispositifs de conversion d'énergie. Ils fournissent également une barrière thermique et ils sont utilisés comme revêtement de protection sur des aubes de turbine dans le moteur à turbine à gaz et aussi dans le générateur thermoélectrique, pile à combustible, réacteurs nucléaires, pastilles de combustible [36].

-Électricité/Électronique : Les matériaux fonctionnels sont utilisés dans l'industrie électrique dans les diodes, dans les semi-conducteurs, pour les isolateurs et pour la production de capteurs [36].

-Optoélectronique : Les F.G.M trouvent aussi leur application dans l'optoélectronique comme les matériaux à indice de réfraction gradués et des disques audio-vidéo; support de stockage magnétique, semi-conducteur à bande graduée [36].

IV.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous nous sommes attachés à présenter et à définir la notion, le concept, la modélisation des propriétés matérielles effectives, les différentes méthodes de fabrication ainsi que les avantages et domaines d'application d'un matériau F.G.M.

La différence la plus remarquable entre les F.G.M et les matériaux homogènes classiques réside dans leur besoin plus orientés de conception du matériau et le contrôle de la microstructure non homogène ce qui donne des propriétés et des caractéristiques uniques dans les orientations privilégiées qui sont souvent favorables pour plusieurs domaines d'applications.

Par ailleurs, le principal obstacle à une application plus large des matériaux F.G.M est leur fabrication compliquée en raison de l'inadéquation des propriétés différentes. Les matériaux doivent être fabriqués dans une atmosphère protectrice ou à une basse pression et ces deux technologies sont très coûteuses [34]. Comme ces matériaux sont employés dans divers applications dans l'ingénierie pour résoudre certains problèmes et lacunes, il est nécessaire d'approfondir les recherches dans ce domaine.

Conclusion Générale

Les résultats obtenus dans cette étude montrent explicitement que :

- Quelle que soit la nature de la fibre et de la matrice, l'élaboration des matériaux composite à des températures élevée, fragilise la résistance mécanique interfaciale. Ainsi, leur comportement mécanique durant le processus de mise en service, est étroitement lié à cette résistance. Ce dernier, analysé en termes de comportement de fissures initiées dans la matrice et se propageant vers la fibre sous l'effet de fluctuation thermique (température à laquelle la fibre est conjointement liée à la matrice). Il a été mis en évidence, qu'en approche élastique, une fissure matricielle, amorcée perpendiculairement à l'interface, se propage au cœur de la matrice en mode I pur, au voisinage très proche de l'interface en modes mixtes I, II et III, et dans la fibre en modes mixtes de cisaillement II et III. Le mode d'ouverture est le mode prédominant. Les contraintes thermiques de tension, induites dans la matrice, sont responsables de l'ouverture de la fissure (mode I), et de compression dans la fibre de sa fermeture. Ces deux contraintes normales, engendrées indéfiniment proche de l'interface, mettant cette discontinuité en cisaillement sont la cause essentielle de croissance de la fissure en modes II et III.
- En approche élastique et en mode d'ouverture, la cinétique de propagation d'une fissure matricielle, initiée perpendiculairement à l'interface, est d'autant plus forte que le composite est élaboré à des températures élevées. Au voisinage proche de l'interface avec la fibre elle est ralentie. Les faibles valeurs du facteur d'intensité de contraintes sont caractéristiques de ce ralentissement.
- Une fissure matricielle, orientée par rapport à l'axe de la fibre, se développe au cœur de la matrice et au voisinage proche de l'interface en modes mixtes I, II et III. Une telle fissure pénètre l'interface par cisaillement de ses lèvres (modes II et III). L'instabilité de la fissure croît avec l'accroissement de la température d'élaboration du composite.
- Les contraintes de tension de mise en service du composite sont responsables du développement de la fissure matricielle en mode I pur et de sa pénétration dans la fibre par ouverture de ses lèvres. La cinétique de propagation est fortement ralentie lorsque son front se rapproche indéfiniment de l'interface puis croît rapidement dans la fibre. Ce comportement est d'autant plus accentué que le composite est plus fortement sollicité.

- En approche élastique, et en mode I, la superposition des contraintes d'élaboration aux contraintes de mise en service, met une fissure matricielle beaucoup plus instable que sous l'effet de ces deux sollicitations prises séparément. Les valeurs élevées des facteurs d'intensité de contraintes en mode d'ouverture, sont caractéristiques de cette forte instabilité de la fissure.

Ce cumul de chargement est responsable de l'accélération de la vitesse de croissance de la fissure dans la matrice et rend ce composant vulnérable à l'endommagement par fissuration.

-En approche élastique, dans la fibre, les contraintes de tension de mise en service se retranchent des contraintes d'élaboration de compression et conduisent à la stabilité de la fissure par fermeture de ses fronts. Les valeurs négatives du facteur d'intensité de contraintes en mode I sont caractéristiques de cette fermeture. Ainsi, la fissure se développe dans la matrice en modes mixtes I, II et III, le mode d'ouverture est prépondérant et dans la fibre en modes de cisaillement II et III.

-L'analyse expérimentale du comportement mécanique (résistance à la traction et ténacité) des matériaux composés céramique-métal (bimatériaux) a montré, que pour des liaisons fortes de type cohésives, la dégradation de ces assemblages s'effectue par un dommage de la céramique à un niveau de contrainte nettement plus bas et à une ténacité en mode d'ouverture largement plus faible que celles de l'alumine non assemblée à un métal. Il a été observé expérimentalement que le dommage se produit par amorçage et propagation de fissure de taille microscopique. Le bord est le site privilégié de sa nucléation, et sa croissance se fait parallèlement à l'interface conduisant à la ruine brutale du matériau composé céramique-métal. La grandeur de l'étendue de la céramique où s'opère le développement de la fissure a été analysée expérimentalement par microscopie électronique à balayage (SEM). L'analyse des faciès de rupture montre effectivement les sites d'initiation et de propagation de la fissure.

-La modélisation tridimensionnelle numérique, par éléments finis, du comportement mécanique des matériaux composés (type céramique-métal) a permis l'estimation de la profondeur de la zone de forte interaction avec l'interface, zone fragilisée par la présence de l'interface avec le métal. Rappelons que pour se mettre dans les conditions expérimentales, l'interface est considérée comme parfaitement rigide (interface cohésive). L'analyse comparative entre ces deux techniques (expérimentale et numérique) conduit à dire que la simulation par la méthode des éléments finis conduit à une bonne prédiction de la taille, par rapport à l'interface, de la zone affectée par l'interaction avec le métal. En effet, les zones de forte interaction obtenues numériquement sont en bonne corrélation avec celle résultant de

l'expérimentation. Il est clairement établi dans ce travail, qu'en absence des contraintes de mise en service, ces zones ont été déduites à partir du comportement, en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes en modes d'ouverture et de cisaillement II et III en approche élastique et en termes de variation de l'intégrale J en approche élastoplastique, de fissures initiées dans la céramique au voisinage de l'interface. La stabilité des fissures à une distance donnée par rapport à l'interface, caractérisée par des valeurs nulles de ces critères de propagation, reflète le seuil de la profondeur de l'alumine fragilisée par la présence de l'interface avec le métal. La grandeur de cette profondeur est directement liée à la température d'élaboration des bimatériaux. En ce seuil, l'alumine assemblée au métal se comporte comme un matériau homogène, caractérisée par une absence totale de l'effet d'interaction céramique-interface. Dans ce cas, aucune propagation de fissure en ces trois modes n'a été observée.

-Il a été clairement mis en évidence qu'en approche élastoplastique l'étendue de cette profondeur est nettement moins prononcée que celle résultant du modèle élastique. La déformation plastique du métal assemblée à la céramique est responsable de cette réduction. A l'interface, lors du processus d'élaboration du bimatériau, sous l'effet simultané de la température et de l'effort de compression (thermocompression), la plastification du métal conduit à une forte relaxation des contraintes résiduelles d'origine thermique et donc à une zone moins étalée.

-La taille de la zone de l'alumine affectée par la présence de l'interface dépend non seulement de la température à laquelle le métal est conjointement lié à cette céramique, mais également des propriétés mécaniques et physiques du matériau métallique.

-La modélisation, numérique par la méthode des éléments finis, a permis, dans des conditions expérimentales d'obtenir des liaisons parfaitement cohésives, autrement dit, des assemblages céramique-métal parfaitement collés, de la taille sous critique de fissuration « a_c » égale à $5\mu\text{m}$. Cette taille, correspond à la taille moyenne des grains de l'alumine polycristalline, et elle est en bon accord avec celle obtenue par [20].

-En absence des contraintes de mise en service, et sous l'effet des contraintes résiduelles, une fissure initiée dans la céramique au voisinage très proche de l'interface avec le métal, se propage à la fois par ouverture (mode I) et cisaillement (mode II et III) de ses lèvres. Le mode I et III est le mode de croissance prépondérant. En mode I, la superposition de ces deux types de sollicitation conduit à une forte instabilité de la fissure.

-Les assemblages céramique-céramique (alumine-zircone), élaborés à de très hautes températures et destinés à de diverses applications et tout particulièrement dans les industries aérospatiales comme barrières thermiques et surtout pour amortir le coût élevé de la zircone, induisent dans ces deux protagonistes, au voisinage très proche de l'interface, des contraintes thermiques internes d'élaboration. Ces contraintes affectent, dans cette zone, considérablement ces deux céramiques conjointement liées. Elles mettent la zircone, ayant un faible coefficient de dilatation thermique, en compression et l'alumine, de coefficient d'expansion thermique élevé par rapport à celui de la zircone, en tension. Ainsi, il a été constaté, que la profondeur de la zone du dommage de la zircone est étroitement liée à l'intensité des contraintes d'élaboration. La modélisation, par éléments finis du comportement mécanique de ces assemblages, a permis la prédiction de la taille de la zone affectées. Cette prédiction a été analysée en termes de variation des facteurs d'intensités de contraintes en modes I, II et III et termes d'intégrale J élastique en têtes de fissures initiées parallèlement à l'interface alumine-zircone et localisées à une distance « h » par rapport à l'interface. La zone endommagée est caractérisée par des valeurs non nulles de ces paramètres de propagation. La stabilisation de ces fissures, définies par des valeurs nulles de ces critères de rupture, est indicatrice de la profondeur limite de la dégradation des propriétés mécaniques de la zircone. Au-delà de cette taille, la zircone se comporte comme une céramique homogène non liée à l'alumine.

-La relaxation des contraintes résiduelles, induites dans les assemblages céramique-métal et céramique-céramique lors du processus de leur assemblage et donc de l'étendue de la zone fragilisée, passe par réduction de la température d'élaboration. L'analyse expérimentale montre qu'une telle réduction conduit à des liaisons adhésives interfaciales de faible tenue mécanique. Ce comportement limite fortement leurs applications notamment dans les industries mécaniques, aéronautiques et aérospatiales. Pour répondre à des conditions de mise en service de plus en plus complexes et exigeantes, les matériaux composés types céramique-métal et céramique-céramique doivent présenter des résistances interfaciales les plus fortes (interface parfaitement rigide), interface cohésive. Ceci ne peut se réaliser que si la température d'élaboration est plus élevée possible (proche du point de fusion du métal). Dans ce cas, la réduction des contraintes résiduelles passe par l'interposition d'un joint métallique entre ces deux protagonistes.

-L'interposition d'un joint métallique, de propriétés physiques intermédiaire entre ces deux protagonistes, permet de réduire la cinétique de propagation de fissures initiées dans la

céramique près de l'interface, en termes de réduction des critères de propagation en modes I, II et III, en approche élastique, et l'intégrale J en comportement élastoplastique. Cette cinétique est d'autant plus faible que l'écart entre le coefficient de dilatation thermique entre ces deux protagonistes est petit. Une tendance entre ces deux paramètres physiques conduit à une forte stabilité des fissures. Autrement dit, la profondeur de la zone affectée par la présence de l'interface, est d'autant moins prononcée que l'écart entre ces deux grandeurs physiques est faible. L'effet d'interaction céramique-interface disparaît totalement lorsque le joint métallique d'interposition présente un coefficient de dilatation thermique comparable à celui de l'alumine. Dans ce cas, la profondeur de la zone de l'alumine initialement affectée par l'existence de l'interface se dissipe entièrement. L'alumine liée à un métal se comporte comme matériau homogène. Les valeurs nulles des critères de propagation, en approches élastique et élastoplastique, observées sont caractéristiques d'une telle dissipation.

-L'interposition d'un joint FGM à l'interface céramique-métal permet de réduire considérablement l'interaction céramique-interface et métal-interface. L'élimination de discontinuité brutale des propriétés physiques et mécaniques améliore nettement les propriétés de l'interface. Il est à rappeler que ce matériau reste très peu utilisé du fait que son comportement mécanique reste très mal cerné. L'application de ce matériau comme solution interfaciale n'est pour aujourd'hui.

Bibliographie chapitre V:

- [1] Ch. Hahn , A.M. Bourke and R. Daymond, A finite-element analysis of the inelastic relaxation of thermal residual stress in continuous-fiber-reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 61, pp. 1757-1772, 2001.
- [2] Msallem, Y.A. Institut de recherche en génie civil et mécanique et l'École centrale de Nantes, Thèse de doctorat 2008.
- [3] S. Sellam, B. Serier, F. Bouafia, B. Bachir Boudjra, and S. H. Sardar, Analysis of the stresses intensity factor in alumina–Pyrex composites. *Journal Computational Materials Science*, 72, pp. 68–80, 2013.
- [4] A. Metehri, B. Serier, B. Bachir Bouiadjra, M. Belhouari and M.A. Mecirdi, Numerical analysis of the residual stresses in polymer matrix composites. *Materials and Design Journal*, 30, pp. 2332-2338, 2009.
- [5] B. Boutabout , B. Serier, M.A. Mecirdi and M. Chama, Analyse numérique des contraintes résiduelles dans les bimatériaux céramique/métal. *Revue des composites et des matériaux avancés*, 18, pp.325-335, 2008.
- [6] B. Boutabout, F. Bouafia, M A. Mecirdi and S. M. Bourdim, Modélisation tridimensionnelle par éléments finis des contraintes résiduelles dans un composite à matrice en verre. *Revue des composites et des matériaux avancés*, 20, pp.7-23,2010.
- [7] H.W.Wang, H.W. Zhou, H.W. Ji and X.C. Zhang, Application of extended finite element method in damage progress simulation of fiber reinforced composites. *Journal Materials & Design*, 55, pp.191–196, 2014.
- [8] L.Chi-Seung, K. Jeong-Hyeon, K.Seul-kee, R. Dong-Man and L. Jae-Myung, Initial and progressive failure analyses for composite laminates using Puck failure criterion and damage-coupled finite element method. *Journal Composite Structures*, 121, pp.406-419, 2015.
- [9] W.Węglewski, M.Basista, A.Manescu, M.Chmielewski, K.Pietrzak and Th. Schubert, Effect of grain size on thermal residual stresses and damage in sintered chromium–alumina composites: Measurement and modeling. *Composites Part B: Engineering*, 67, pp. 119-124, 2014.

- [10] M. Prabha and M. S. Srinivasan, A constituent-behavior-motivated model for damage in fiber reinforced composites. *Computational Materials Science*, 94, pp. 163-172, 2014.
- [11] C.F. Jin, Q.Z. Zhu, and J.F. Shao, A numerical analysis of interface damage effect on mechanical properties of composite materials. *Mechanics Research Communications*, 62, pp.18-24, 2014.
- [12] M. Safarabadi, Understanding residual stresses in polymer matrix composites. In book: *Residual Stresses in Composite Materials*, pp. 197–232, 2014.
- [13] M.A. Mecirdi and B. Serier, Calcul des facteurs d'intensité de contraintes (FIC) pour les fissures interfaciales dans les composites fibreux. *Revue des composites et des matériaux avancés*, 25, pp.311-325, 2015.
- [14] Yi. Zeng, X. Xiong, D. Wang, and W. Liang, Residual thermal stresses in carbon/carbon–Zr–Ti–C composites and their effects on the fracture behavior of composites with different performs. *Carbon*, 81, pp. 597-606, 2015.
- [15] Y. Zhenyi, , W. Yongjun, , Y. Guigeng, i T. Aofe, , Y. Zhenchao, L. Shujuan, L. Yan and S. Danlong, Evolution of curing residual stresses in composite using multi-scale method. *Composites Part B: Engineering* , 155,pp. 49-61,2018.
- [16] S. Nelson, A. Hanson, T. Briggs and B. Werner, Verification and validation of residual stresses in composite structures. *Composite Structures*, 194, pp. 662-673,2018.
- [17] G. Zhang, J. Wang, A. Ni, and Sh. Li, Process-induced residual stress of variable-stiffness composite laminates during cure. *Composite Structures*, 204, pp. 12-21,2018.
- [18] R. Kati, K. Seyoung, Yu. Ji Haeng, Kim. Soo-Hyun, S. Young-Hoon and H. In-Sub, Rietveld refinement and estimation of residual stress in GDC–LSCF oxygen transport membrane ceramic composites. *Ceramics International*, 44, pp. 10293-10298, 2018.
- [19] Simulia, Dassault Systems. Abaqus software. Version 6.11,2011.
- [20] B. Serier, Ecole Centrale de Lyon, thèse de doctorat,1991.
- [21] Philip J. Withers, and J. Roy. Matthew, Residual Stresses in Metal Matrix Composites. In book: *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering Comprehensive Composite Materials II*, 4, pp.275-286, 2018.

- [22] Ying, Yang., Zhen-Liang, Hu, Xian-Fang Li. (2020), “Nanoscale mode-III interface crack in a bimaterial with surface elasticity”, *Mechanics of Materials*, 140, 103246.
- [23] Liu, Z., Chen, X. D. and Yu, X. Wang. (2017), “Analysis of semi-elliptical surface cracks in the interface of bimaterial plates under tension and bending”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 93, 155-169.
- [24] Hu, X.F., Shen, Q.S., Wang, J.N. , Yao, W.A. and Yang, S.T.(2017), “A novel size independent symplectic analytical singular element for inclined crack terminating at bimaterial interface”, *Applied Mathematical Modelling*, 50, 361-379.
- [25] Sih, G. C. and Rice, J. R. (1965), “Discussion of the bending of plates of dissimilar materials with cracks”, *J.Appl. Mech*, 32(2), 464-466.
- [26] England, A.H. (1965), “A Crack Between Dissimilar Media”, *Journal of Applied Mechanics*, 32, 400–402.
- [27] Erdogan, F. and Biricikoglu, V. (1973), “Two bonded half planes with a crack going through the interface”, *Int J Eng Sci*, 11(7), 745–766.
- [28] Rice, J. R. (1991), “Elastic fracture concepts for interfacial cracks”, *J. Appl. Mech*, 55 (1), 98-103.
- [29] Hutchinson, J.W. and Suo, Z. (1991), “Mixed mode cracking in layered materials”, *Advances in Applied Mechanics*, 29, 63-191.
- [30] Itou, S. (2007), “stress intensity factors for an interface crack between an epoxy and aluminium composite plate”, *Structural Engineering and Mechanics*, 26 (1), 99-109.
- [31] Chunhui, Xu., Taiyan, Qin., Yuan, Li. and Noda, N.A. (2008), “Variations of the stress intensity factors for a planar crack parallel to a bimaterial interface”, *Structural Engineering and Mechanics*, 30 (3).

- [32] Zhang, H. and Qiao, P. (2017), “An extended state-based peridynamic model for damage growth prediction of bimaterial structures under thermomechanical loading”, *Engineering FractMech*, 189,81-97.
- [33] Datta, D., Tomar, V. and Varma, A.H. (2018), “A Path Independent Energy Integral Approach for Analytical Fracture Strength of Steel-Concrete Structures with an Account of Interface Effects”, *Engineering Fracture Mechanics*, 204, 246-267.
- [34] Ouinas, D., Bouiadjra, B.B., Serier, B. and Vin, J. (2008), “Influence of bimaterial interface on kinking behaviour of a crack growth emanating from notch”, *Computational Materials Science* ,41(4), 508–514.
- [35] Haussonne, J.M., Carry, C., Bowen, P. and Barton, J. (2005), “Ceramique Et Verres : Principales Et Techniques D’élaboration”, Lausanne : Presses polytechniques et universitaires Romandes, Paris, 6,446.
- [36] Beševic, M. (2012), “Experimental investigation of residual stresses in cold formed steel sections”, *Steel and Composite Structures*,12(6).
- [37] Hattali, M.L., Valette, S., Ropital, F., Stremsdoerfer, G., Mesrati, Nadir. and Tréheux, D. (2009), “Study of SiC–nickel alloy bonding for high temperature applications”, *Journal of the European Ceramic Society*, 29 (4), 813-819.
- [38] CAZAJUS, V., Weleman, H., Sébastien, S. and Karama, M. (2012), “Residual Stresses in a Ceramic-Metal Composite”, *Applied Mechanics and Materials*, 146, 185-196.
- [39] Charles, Y., Hild, F., Duval, J. and Roux, S. (2005), “Analyse d’un mode de vieillissement dans un assemblage ceramique/metal”, *Mécanique& Industries*, 6 (1), 101-115.
- [40] Serier, B., Bouiadjra, B.B., Belhouari, M. and Treheux, D. (2011), “Experimental analysis of the strength of silver–alumina junction elaborated at solid state bonding”, *Materials and Design*, 32(7), 3750-3755.

- [41] Lifeng, Ma., Ran, He., Zhang, J. and Shaw, B. (2013), “A simple model for the study of the tolerance of interfacial crack under thermal load”, *Acta Mech*, 224 (7), 1571–1577.
- [42] Hwang, I.H., Heoung, J. Ch., Hong, I.P., Yong, B. P., and Yoon, J. K. (2015), “Change of transmission characteristics of FSSs in hybrid composites due to residual stresses”, *Steel and Composite Structures*, 19(6), 1501-1510.
- [43] Aurelien, D. and Leguillon D. (2018), “3D application of the coupled criterion to crack initiation prediction in epoxy/aluminum specimens under four point bending”, *International Journal of Solids and Structures*, 143(15), 175-182.
- [44] Liang, K. M., Orange, G. and Fantozzi, G. (1990), “Evaluation by indentation of fracture toughness of ceramic materials”, *Journal of Materials Science* January, 25 (1), 207–214.
- [45] An, X.M., Zhao, Z.Y., Zhang, H.H. and He, L. (2013), “Modeling bimaterial interface cracks using the numerical manifold method”, *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 37(2), 464-474.
- [46] Hattali, M.L. (2009), “Caracterisation et modelisation thermomécanique des assemblages Metal-Ceramique élaborés par thermocompression”. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon.
- [47] Hattali, M.L., Valette, S., Ropital, F., Mesrati, N. and Tréheux, D. (2009), “Effect of thermal residual stresses on the strength for both alumina/Ni/alumina and alumina/Ni/nickel alloy biomaterials”, *Springer Science+ Business Media, LLC*, 44, 3198-3210.
- [48] Li, F.Z., Shih, C.F., Needleman, A. (1985), “A comparison of methods for calculating energy release rate”, *Engineering Fracture Mechanics*, 21(2), 405-421.
- [49] Shih, C.F., Moran, B., Nakamura, T. (1986), “Energy release rate along a three dimensional crack front in a thermally stressed body”, *Int J fract*, 30, (2), 79–102.
- [50] Jiaqi, Wu. and Lee Chin.C. (2016), “The growth and tensile deformation behavior of the silver solid solution phase with zinc”, *Materials Science & Engineering: A*, 668, 160-165.
- [51] Guipont V. (1994), “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.

- [52] Chama, M., Boutabout, B., Lousdad, A. , Bensmain, W. and Bachir Bouiadjra, B.B.(2014), “Crack propagation and deviation in bi-materials under thermo-mechanical loading”, *Structural Engineering and Mechanics*,50, (4), 441-457 .
- [53] Hway, C.H. and EVANS, A.G.(2006), “ Residual Stress in Metal/Ceramic Bonded Strips”, *Journal of the American Ceramic Society*, 68(5),241 - 248 .
- [54] A. Ben Kabaar, C. Buttay, O. Dezellus , L. Gravouil, Characterization of materials and their interfaces in a direct bonded copper substrate for power electronics applications, *Microelectronics Reliability*.DOI: 10.1016/j.microrel. 2017.06.001.
- [55] L. Dupont, Z. Khatir , S. Lefebvre, S. Bontemps, Effects of metallization thickness of ceramic substrates on the reliability of power assemblies under high temperature cycling. *Microelectronics Reliability*.,Volume 46, Issues 9–11, (2006), Pages 1766-1771. DOI: org/10.1016/j.microrel.2006.07.057.
- [56] J. Schulz-Harder, Advantages and new development of direct bonded copper substrates. *Microelectronics Reliability*., 43 (2003) 359–365. DOI: org/10.1016/S0026-2714(02)00343-8.
- [57] G. Mitic , R. Beinert , P. Klofac , J. Schultz, G. Lefrane, Reliability of AlN Substrates and their Solder Joints in IGBT Power Modules. *Microelectronics Reliability*.,Volume 39, Issues 6–7 (June–July 1999), Pages 1159-1164. DOI: org/ 10.1016/ S0026-2714(99)00165-1
- [58] W. Kanert, H. Dettmer, B. Plikat, N. Seliger, Reliability aspects of semiconductor devices in high temperature applications. *Microelectronics Reliability*., 43(9-11):1839-1846 (September 2003). DOI: 10.1016/S0026-2714(03)00313-5.
- [59] Ciappa, M., Lifetime prediction on the base of mission profiles. *Microelectronics Reliability*., Volume 45, Issues 9–11, (2005), Pages 1293-1298. DOI: org/10.1016/j.microrel.2005.07.060.
- [60] Cazajus, V., Weleman , H., Lorrain, B., Paranthoen, Y., Karama, M., Residual stresses in ceramic metal assembly after brazing process, *Advances in science and technology*., ISSN:1662-0356,Vol-45,PP1543-1550. DOI: 10.4028/ WWW. scientific.net/AST45.1543.

- [61] Seager, C. W., Trumble, K., Kokini, K., Krane, M. J. M., The Influence of CuAlO₂ on the Strength of Eutectically Bonded Cu/Al₂O₃ Interfaces. Scripta Materialia., 46(5):395-400 (March 2002). DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00012-X.
- [62] F. Djavanroodi, M. Daneshtalab, M.Ebrahimi, A novel technique to increase strain distribution homogeneity for ECAPed materials, Materials Science and Engineering A 535 (2011)pp 115-121.
- [63] BOUTABOUT, B.¹; SERIER, B.¹; BOUIADJRA, B.¹; TRÉHEUX, D.², Junction Ni/Al₂O₃ Elaborated by Thermocompression: Determination of the Thermal Residual Stresses, Mechanics of Advanced Materials and Structures, Volume 11, Number 2, March-April 2004, pp. 93-107(15).
- [64] Emilien Feuillet. Le procédé de report intermétallique en Phase Liquide Transitoire (TLPB) : du développement du procédé à la caractérisation des assemblages intermétalliques. Matériaux. Université de Bordeaux, 2016. Français. ffNNT : 2016BORD0024ff. fftel-02091512v2f.
- [65] <http://prixducuivre.fr/cours-du-cuivre.php>.
- [66] Greyce Nasreddine. Intérêts potentiels de l'utilisation de l'alliage Cuivre-Aluminium-Béryllium monocristallin en endodontie. Sciences du Vivant [q-bio]. 2016. ffhal-01929438f
- [67] Linzhu Pan (1995), Comportement mécanique et thermomagnétique des métaux : fer - nickel - cuivre et bronze en frottement et usure, Thèse de doctorat, Université de Lille.
- [68] Terry A. Ring, Paul Feeney,bDavid Boldridge , Jaishankar Kasthurirangan, Shoutian Li, and James A. Dirksen, Brittle and Ductile Fracture Mechanics Analysis of Surface Damage Caused During CMP.(2007), journal of The Electrochemical Society,1543, DOI: 10.1149/1.2426877.
- [69] Moulin G., Favergeon J., Béranger G., Zirconium céramique fonctionnelle, Techniques de l'ingénieur, Matériaux fonctionnels ref. N3210 v1, pub.10 oct. 2008.
- [70] Kim J. S., Marzouk H. A., and Reucroft P. J., Deposition and structural characterization of ZrO₂ and yttria-stabilized ZrO₂ films by chemical vapour deposition, Thin Solid, Films, 254, p. 33-38, 1995.

- [71] Chraska T., King A. H., and Berndt C. C., On the size-dependent phase transformation in nanoparticulate zirconia, Mater. Sc. Eng. A 286, p. 169-178, 2000.
- [72] Marie-Anne Prevost. ETUDE DE NOUVELLES CERAMIQUES POUR BARRIERE THERMIQUE. Matériaux. Université Pierre et Marie Curie - Paris VI, 2007. Français. ffNNT : 2007PA066495ff. fftel00809130f.
- [73] S.Cailliet, Développement de composants céramiques en zircone stabilisée par stéréolithographie pour applications médicales. Matériaux. Université Grenoble Alpes, 2018. Français.
- [74] Katia Biotteau. Elaboration et caractérisation de composites Alumine/Zircone à vocation orthopédique. Autre. INSA de Lyon, 2012. Français. ffNNT : 2012ISAL0076ff. fftel-00995100f.
- [75] Yi Je Cho, Wookjin Lee and Yong Ho Park. Finite Element Modeling of Tensile Deformation Behaviors of Iron Syntactic Foam with Hollow Glass Microspheres, Materials 2017, 10, 1201; doi:10.3390/ma10101201.
- [76] Arash Tajik and Hamid Jahed (2012). Standalone Tensile Testing of Thin Film Materials for MEMS/NEMS Applications, Microelectromechanical Systems and Devices, Dr Nazmul Islam (Ed.), ISBN: 978-953-51-0306-6, InTech, Available from:<http://www.intechopen.com/books/microelectromechanical-systems-anddevices/standalone-tensile-testing-of-thin-film-materials-for-mems-nems-applications>.
- [77] Nedunchezian Srinivasan a, R. Velmurugan , Ravi Kumar , Satish Kumar Singh , Bhanu Pant, Deformation behavior of commercially pure (CP) titanium under equi-biaxial tension, Materials Science & Engineering A,674 (2016) 540-555.
- [78] <https://www.plansee.com/fr/materiaux/molybdene.html>;
- [79] Y. Waseda, K. Hirata, and M. Ohtani, High-temperature thermal expansion of platinum, tantalum, molybdenum, and tungsten measured by x-ray diffraction, High Temperatures - High Pressures 7(2), 221–226, (1975).
- [80] Jeremy J. Kleiser , Benoit Revil-Baudard , Oana Cazacu , Crystal L. Pasiliao , Plastic deformation of polycrystalline molybdenum: Experimental data and macroscopic model

accounting for its anisotropy and tension–compression asymmetry, *International Journal of Solids and Structures*, 75-76 (2015) 287-298.

[81] Koizumi, M. and Niino, M., 1995. Overview of FGM research in Japan. *Mrs Bulletin*, 20 (1), pp.19-21.

[82] Radhi N.S., 2015. Preparation, Characterization, and Modeling Functionally Graded Materials in Bio-application. . PhD thesis. University of Technology. Iraq.

[83] Koizumi M. (1992), The concept of FGM. *Ceramic transaction, functionally graded materials* 34, 3-10.

[84] B. Panigrahi, G. Pohit, Study of non-linear dynamic behavior of open cracked functionally graded Timoshenko beam under forced excitation using harmonic balance method in conjunction with an iterative technique, *Applied Mathematical Modelling* 57 (2018) p 248-267.

[85] Nabaa Sattar, A Review For Functionally Gradient Materials Manufacturing And Useful Application, Project: preparation and characterization of functionally graded materials in bio-application (2018).

[86] Chakraborty, A., Gopalakrishnan, S. and Reddy, JN. (2003), A new beam finite element for the analysis of functionally graded materials. *International Journal of Mechanical Sciences*; vol.45:519–39.

[87] Cheng, Z., Liu, Y., Zhao, J., Feng, H., Wu, Y., Numerical simulation of crack propagation.

and branching in functionally graded materials using peridynamic modeling, *Engineering Fracture Mechanics* (2018), doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.01.016>.

[88] Ismail Mechab , Belaid Mechab , Samir Benaissa, Static and dynamic analysis of functionally graded plates using Four-variable refined plate theory by the new function, *Composites: Part B*, 45 (2013) pp 748-757.

[89] SMITH S.T., TENG J. G. FRP-strengthened RC beams, II: assessment of debonding strength models. *Engineering Structures*, 2002, vol.24, p.397-417.

- [90] WU Z.Y. Etude expérimentale du comportement des poutres courtes en béton armé pré fissurées et renforcées par matériaux composites sous chargement statique et de fatigue. Thèse de doctorat, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, 2004.
- [91] SEBASTIAN W.M. Significance of midspan debonding failure in FRP-plated concrete beams. *Journal of Composites for construction ASCE*. July 2001, p.792-798.
- [92] SaharRadfar, « modélisation d'un élément de structure en béton armé renforcé par collage de PRF: application à la rupture de type 'peeling-off ' » Thèse de doctorat ; université de paris-est ; 2013.
- [93] GOURLEY, J.T (2003): "Geopolymers; Opportunities for Environmentally Friendly Construction Materials" paper presented at Materials 2003: Adaptive Materials for a Modern Society, October 1–3, Sydney, Australia.
- [94] A. AOUAMEUR-MESBAH « Analyse non-linéaire matérielle et géométrique des structures coques en béton arme sous chargements statiques et dynamiques » Thèse de Doctorat, de l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées ; 1998.
- [95] F. Erdogan, Fracture mechanics of functionally graded materials, *Compos. Eng.* 5 (1995) 753–770.
- [96] B.N. Rao, S. Rahman, Mesh-free analysis of cracks in isotropic functionally graded materials, *Eng. Fract. Mech.* 70 (2003) 1–27.
- [97] J. Sladek, V. Sladek, Ch. Zhang, C.L. Tan, Evaluation of fracture parameters for crack problems in FGM by a meshless method, *J. Theor. Appl. Mech.* 44 (2006) 603–636.
- [98] J.H. Kim, G.H. Paulino, Finite element evaluation of mixed mode stress intensity factors in functionally graded materials, *Int. J. Numer. Meth. Eng.* 53 (2002) 1903–1935.
- [99] J. Dolbow, M. Gosz, On the computation of mixed-mode stress intensity factors in functionally graded materials, *Int. J. Solids Struct.* 39 (2002) 2557–2574.
- [100] Z.Q. Yue, H.T. Xiao, L.G. Tham, Boundary element analysis of crack problems in functionally graded materials, *Int. J. Solids Struct.* 40 (2003) 3273–3291.
- [101] J. Sladek et al., Evaluation of the T-stress for cracks in functionally graded materials by the FEM, *Theor. Appl. Fract. Mech.* (2016), <http://dx.doi.org/10.1016/j.tafmec.2016.09.004>.

- [102] H.H. Zhang, S.M.Liu, S.Y.Han, L.F.Fan, T-stress evaluation for multiple cracks in FGMs by the numerical manifold method and the interaction integral, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Volume 105, February 2020, 102436.
- [103] M. worth, A. J. Saunders, H. James, A model of structure optimization for a functionally graded material. *Materials Letters*, 22 (1–2), 103-107, 1995.
- [104] Shen, Hui-Shen, *Functionally graded materials : nonlinear analysis of plates and shells*, International Standard Book Number -13: 978-1-4200-9256-1 (Hardcover), by Taylor & Francis Group, 2009.
- [105] Tinh Quoc Bu, Nha Thanh Nguyen, Le Van Lich, Minh Ngoc Nguyen, Thien Tich Truong, Analysis of transient dynamic fracture parameters of cracked functionally graded composites by improved mesh free methods, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 96 (2018) pp 642-657.
- [106] Jin, Z. H, Batra, R. C. (1996), *Journal of Thermal Stresses* 19, 317–339.
- [107] H. Ziou, H. Guenfoud, M. Guenfoud (2016), Numerical modelling of a Timoshenko FGM beam using the finite element method, *International Journal of Structural Engineering* 7(3):239.