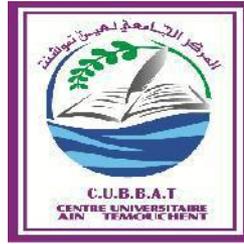


الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République algérienne démocratique et populaire
وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique
المركز الجامعي لعين تموشنت
Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain-Temouchent
Institut de Technologie
Département de Génie Mécanique



Projet de fin d'études
Pour l'obtention du diplôme de Master en :
Domaine : TECHNOLOGIE
Filière : GENIE MECANIQUE
Spécialité : CONSTRUCTION MECANIQUE

Thème

**SIMULATION NUMÉRIQUE DES CONTRAINTES
THERMIQUES DANS LES BI-MATÉRIAUX**

Présenté Par :

- 1) Mr. Ben mostefa daho kaddour
- 2) Mr. Baghdad abderrahim

Devant les jurys composés de :

Mr. Bahram Kadour	Dr	C.U.B.B (Ain Temouchent)	Président
Mm. Bouafia Farida	Pr	C.U.B.B (Ain Temouchent)	Encadrant
Mr. Benaissa abdelkader	Dr	C.U.B.B (Ain Temouchent)	Examineur

Année universitaire 2019/2020

Résumé

Résumé

Ce travail a pour objet d'étudier numériquement, par la méthode des éléments finis, la distribution et le niveau des contraintes résiduelles thermique, mécanique et thermomécanique dans une structure composée par des matériaux de nature différente (bimatériau) Ni/Al₂O₃. Effet de la nature de chargement, de leur combinaison, de la propriété thermique du métal, de la température, ont mis en évidence.

Abstract

The purpose of this work is to study numerically, by the finite element method, the variation of the residual stresses in a structure composed by materials of different nature (bimaterial) Ni / Al₂O₃ under the effect of the nature of mechanical thermal loading and thermomechanical, the distance from the interface are highlighted

ملخص

هذا العمل هو دراسة رقمية ثلاثية الأبعاد بإستعمال طريقة لأجزاء المنتهية ، لتغير الضغوط المتبقية في هيكل يتكون من مواد ذات طبيعة مختلفة (ثنائية) Ni/Al₂O₃ تحت تأثير طبيعة التحميل الحراري الميكانيكي و ميكانيكي حراري .

Remerciement

Merci à Dieu de sa grâce, source de notre force et courage tout au long de nos études universitaire.

Nous adressons aussi notre sincère remerciement.

*A notre encadreur Dr **BOUAFIA Farida** pour le thème proposé, ses conseils et sa disponibilité à l'élaboration de ce mémoire de fin d'étude.*

Ainsi que nos enseignants, et tous nos groupes de la recherche scientifique.

Nous souhaiterions adresser nos sincères remerciements aux membres du jury qui ont accepté de lire, examiner, rapporter et annoter de se pencher attentivement sur les pages de ce mémoire. Merci donc à messieurs Bahram. K. (Dr, CUAT) et Mr .Benaïssa .A.(Dr, CUAT).

Ainsi que nos parents qui ont été toujours présent pour nous soutenir et nous encourager, qu'ils trouvent ici les résultats de leurs sacrifices.

Nous ne pourrons pas terminer, sans remercier tous ses qui ont participé d'une manière ou autre dans l'élaboration de ce mémoire de fin d'étude.

Sommaire

Introduction général.....

CHAPITRE I: Généralité sur les bimatériaux

I. Les matériaux.....	14
II. La liaison métal/céramique.....	14
II.1. Principes de la liaison céramique métal	15
a. La liaison par voie mécanique.....	15
b. La liaison par voie physico-chimique.....	16
II.2. Méthodes d'assemblage à l'état solide.....	17
a. L'assemblage par le soudage diffusion.....	17
b. L'assemblage par thermo compression.....	17
II.2.1. La formation de l'interface.....	19
II.3. Le brasage	21
II.3.1. Brasage à basse température.....	23
II.3.2. Brasage à haute température	23
II.4. Assemblage par la méthode de l'eutectique gaz-métal.....	23

CHAPITRE II: Les contraintes résiduelles

. I. Rupture des bi-matériaux.....	28
a) Mécanisme de fissuration à l'interface entre deux matériaux.	28
II. Énergie de rupture interfaciale.....	30
III. Trajectoire de fissure.....	34
IV. Types de rupture.....	35
a). Rupture ductile.....	35
b) . Rupture fragile.....	35
V. Les contraintes résiduelles.....	36
V.1. Différents ordres de contraintes résiduelles.....	37
V.2. Les contraintes résiduelles dans les assemblages métal/céramique.....	39
V.3. Les contraintes résiduelles au niveau de l'interface.....	39
V.3.1 Incidence des méthodes de liaison.....	39
V.4. Méthode de détections des contraintes internes.....	42
V.4.1. Techniques diffractométriques.....	42

a). Mesures parallèles et normales à l'interface.....	43
b) Mesures sur les faces parallèles à l'interface.....	44
V.4.2. Mesures par indentation Vickers.....	45
VI. Solutions pour diminuer les contraintes résiduelles dans les liaisons métal/céramique....	46

CHAPITRE III: Simulation numérique

I. Modélisation par élément finis.....	52
I.1. Présentation du logiciel.....	52
I.2. Modèle utilisé.....	54
II. Résultats et analyse.....	56
III.3.1. Effet du chargement Mécanique.....	56
III.3.2. Effet du chargement Thermique	61
III.3.3. Effet du chargement thermomécanique	65
Conclusion générale

Liste des figures

Figure I.1: Principe des principaux procédés d'assemblage céramique métal par voie mécanique.....	15
Figure I. 2 : Principe des principaux procédés d'assemblage céramique métal par voie physico-chimique	16
Figure I.3: Représentation schématique d'un assemblage métal/céramique réalisé dans un four-presse de thermocompression.....	17
Figure I. 4 : Différents types d'interaction.....	19
Figure I.5 : Formation de l'interface métal-céramique.....	20
Figure I.6 : Cycle thermique du procédé de brasage	22
Figure I.7 : Diagramme d'équilibre Cu-O	24
Figure II.1: Représentation du problème de fissuration à l'interface.....	30
Figure II.2 Représentation schématique de la rugosité de l'interface en fond de fissure.....	33
Figure II.3 Les trajectoires de fissure dans le cas d'une sollicitation mixte ..	34
Figure II.4: Champ de contrainte résiduelle	37
Figure II.5. Définition schématique des différents ordres de contraintes pour un matériau polyphasé	38
Figure II.6 : Genèse des contraintes résiduelles dans une liaison métal/céramique	41
Figure II.7 Distributions des contraintes résiduelles le long de l'interface d'un joint Si ₃ N ₄ /Cu/XC45/Cu/ Si ₃ N ₄	43
Figure II.8: Distributions des contraintes résiduelles par diffraction X et par éléments finis du système symétrique Si ₃ N ₄ /Cu/XC45/Cu/ Si ₃ N ₄	44

Figure II.9 : Filiations des contraintes résiduelles radiales et circonférentielles par diffraction X et par éléments finis au sommet de la céramique alumine de pièces cylindriques.....	45
Figure II.10 : Schéma explicatif de la méthode de détermination des contraintes résiduelles par indentation Vickers.....	46
Figure III.1 : Organigramme : ABAQUS CAE.....	53
Figure III.2 : Organigramme de simulation	53
Figure III.3 : Le modèle et maillage utilisé dans cette étude.....	54
Figure III.4 : distribution et niveau des contraintes Von mises développées dans le bimatériau type céramique-métal sous l'effet d'un chargement mécanique... ..	57
Figure III.5.a : Variation des contraintes Von mises en fonction de la distance et de la contrainte appliquée	58
Figure III.5.b : Variation des contraintes normales Sxx en fonction de la distance et de la contrainte appliquée.....	59
Figure III.5.c : Variation des contraintes normales Syy en fonction de la distance et de la contrainte appliquée	59
Figure III.5.d : Variation des contraintes normales Szz en fonction de la distance et de la contrainte appliquée	60
Figure III.6 : Distribution et niveau des contraintes normales développées dans le bimatériau type céramique-métal sous l'effet d'un chargement thermique	62
Figure III.7. a : Variation des contraintes vomisses en fonction de la distance et de la température d'élaboration de la jonction	63
Figure III.7. b : Variation des contraintes normales Sxx fonction de la distance et de la température d'élaboration de la jonction.....	63
Figure III.7.c : Variation des contraintes normales Syy en fonction de la distance et de la température d'élaboration de la jonction	64
Figure III.7.d : Variation des contraintes normales Szz en fonction de la distance et de la température d'élaboration de la jonction.....	65
Figure III.8 : Distribution et niveau des contraintes normales développées dans le bimatériau type céramique-métal sous l'effet d'un chargement thermomécanique : $\Delta T=300^{\circ}\text{C}$ et $P=16$ MPa.....	66
Figure III.9.a : Variation des contraintes vomisses en fonction de la distance et de la contrainte appliquée: $\Delta T =300^{\circ}\text{C}$ $P=16$ Mpa.....	67
Figure III.9.b : Variation des contraintes normales Sxx en fonction de la distance et de la contrainte appliquée: $\Delta T =300^{\circ}\text{C}$ $P=16$ Mpa	68

Figure III.9.c : Variation des contraintes normales S_{yy} en fonction de la distance et de la contrainte appliquée: $\Delta T = 300^\circ\text{C}$ $P = 16\text{Mpa}$	69
Figure III.9.d: Variation des contraintes normales S_{zz} en fonction de la distance et de la contrainte appliquée: $\Delta T = 300^\circ\text{C}$ $P = 16\text{Mpa}$	69
Figure III.10: Distribution des contraintes normales et Von Mises développées dans les bimatériaux Al/Al ₂ O ₃ et Cu/Al ₂ O ₃ sous l'effet d'un chargement thermomécanique : $T = 300^\circ\text{C}$ et $P = 16\text{MPa}$	72
Figure III.11: Variation des contraintes résiduelles en fonction de la distance et du coefficient de dilatation thermique du métal.....	73

Liste des tableaux

Tableau II.1 : Différents tests utilisés pour déterminer l'énergie de rupture interfaciale G_c d'une interface	32
Tableau II.2 : Exemple de mesure de contraintes résiduelles à l'interface d'un assemblage métal/céramique par indentation Vickers	46
Tableau III.1: Les propriétés mécanique et thermique du métal et de la céramique (Al_2O_3).....	55
Tableau III.2 : Les propriétés mécanique et thermique du métal et du métal (Ni).....	55
Tableau III.3: Les propriétés mécanique et thermique du métal et du métal (Cu).....	70
Tableau III.4: Les propriétés mécanique et thermique du métal et du métal (Al).....	70

Introduction générale

Introduction général :

Les liaisons métal /céramique interviennent dans de nombreux domaines parmi lesquels:

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

Chacune de ces applications exige un certain nombre de caractéristiques que doivent posséder les assemblages. Cela peut être de bonnes propriétés mécaniques ou thermiques. Par conséquent une bonne connaissance des mécanismes de liaison métal-céramique est indispensable pour bien appréhender la réalisation de jonctions adéquates.

Dans la présente étude, l'objectif est la détermination de rôle joué par les éléments du céramique et métal sur l'état de contraintes au niveau de la liaison métal-céramique, nous nous intéressons plus particulièrement au cas de l'interface Nickel/Alumine ($\text{Ni}/\text{Al}_2\text{O}_3$).

- La rédaction de cette étude s'organise en trois parties.
- Le premier chapitre sera consacré aux aspects technologiques des liaisons métal/céramique et des domaines d'utilisation.
- La seconde partie présente les techniques d'élaboration des bimatériaux et les problèmes des contraintes résiduelles dans ce genre d'assemblage.
- Le troisième et dernier chapitre est consacré à la discussion des résultats de la simulation numérique obtenus par le code d'élément finis Abaqus.

Enfin, nous terminons par une conclusion générale.

Chapitre I:

Généralité sur les bimateriaux

I. Les matériaux

Il existe trois grandes classes de matériaux solides : les métaux et leurs alliages, Les céramiques et les polymères organiques. Dans le cas présent, on s'intéresse à l'assemblage de deux types de matériaux, l'un métallique et l'autre céramique, en vue de bénéficier des avantages complémentaires de chacun d'entre eux:

- Les métaux et alliages métalliques combinent entre autres une ductilité couplée à une ténacité importante, une bonne conduction thermique et électrique, l'usinabilité et en général un faible coût.
- Les céramiques techniques utilisées dans l'industrie résistent bien aux hautes températures et leur faible conductivité thermique permet leur utilisation comme isolant thermique (bouclier thermique des navettes spatiales). Du point de vue tribologique, elles présentent une extrême dureté, amenant une faible usure lorsqu'elles sont employées par exemple comme outils de coupe. Il s'agit également de très bons isolants électriques (substrats isolants, condensateurs...) et leur résistance à la corrosion en milieux agressifs est particulièrement intéressante (centrales nucléaires, aéronautique, biomécanique).

II. La liaison métal/céramique

Plusieurs technologies de réalisation ont été mises au point pour assembler un métal et une céramique. Les deux techniques de base sont:

- le brasage, qui fait intervenir un métal ou un alliage liquide.
- les assemblages à l'état solide où n'intervient aucune phase liquide.

De nombreuses autres techniques en sont dérivées, elles sont détaillées dans de nombreux articles. [1, 2,3]

II.1. Principes de la liaison céramique métal

On distingue généralement deux grandes catégories de procédés d'assemblage entre un métal et une céramique: la liaison par voie mécanique et la liaison par voie physico-chimique.

a). La liaison par voie mécanique

Les assemblages mécaniques peuvent être réversibles ou non suivant la destination de la pièce ou des besoins de remplacement fréquents.

En ce qui concerne les assemblages réversibles, le caractère fragile des céramiques interdit l'utilisation du rivetage ou du vissage direct dans ce matériau, les concentrations des contraintes amènent en effet au développement de microfissures au sein de celle-ci. Il faut alors se tourner vers un système vis-écrou muni d'éléments de protection en élastomères au niveau des contacts entre les parties métallique et céramique (par exemple charnière métallique sur une porte en verre).

Les assemblages non réversibles utilisent quant à eux la rigidité des matériaux céramiques alliée à la ductilité des matériaux métalliques (figure I.1). Ainsi, le sertissage consiste à insérer la pièce céramique dans une pièce métallique qui se déforme plastiquement sous l'effet d'un chargement mécanique. Le frettage se base sur le même principe à l'aide cette fois d'un chargement thermique en profitant de la différence de dilatation entre les deux matériaux pour insérer la céramique à l'intérieur de la pièce métallique (par exemple les outils coupants en carbure de tungstène sur les broches métalliques des machines outils). [4]

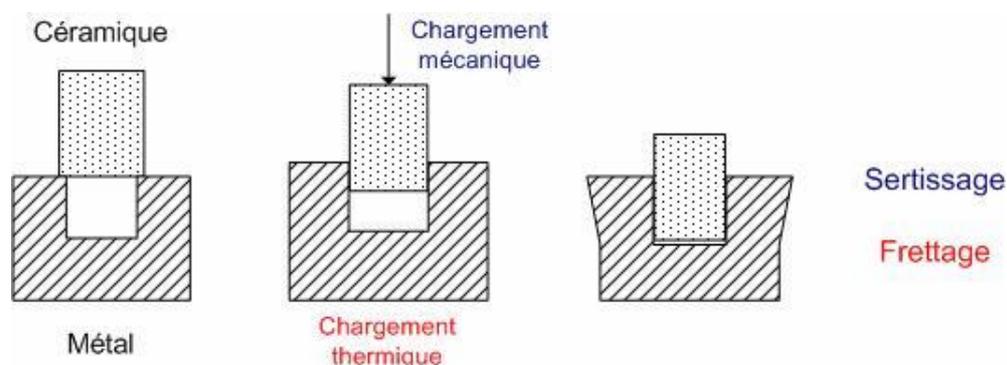


Figure I.1 : Principe des principaux procédés d'assemblage céramique métal par voie mécanique.

b). La liaison par voie physico-chimique

Une liaison physico-chimique, toujours irréversible, nécessite une réaction superficielle à l'interface. L'inertie chimique des céramiques handicapant fortement la réalisation de celle-ci, il faut en général faire intervenir un agent extérieur de façon à activer la réaction entre les deux matériaux.

On peut tout d'abord jouer sur les paramètres de pression et de température comme le cas du soudage diffusion (figure I.2). On crée alors les conditions nécessaires à une diffusion localisée à l'interface entre les deux matériaux restant à l'état solide.

Lorsque le métal de l'assemblage n'est pas réactif avec la céramique, il convient d'introduire un matériau d'apport entre les deux matériaux de base qui facilitera le processus physico-chimique, soit à l'état liquide (collage, brasage), soit à l'état solide (thermocompression).

Dans le cas du collage, le matériau d'apport est souvent un adhésif polymère qui va réagir avec les premières couches d'atomes des substrats.

Pour le brasage, la liaison se fait par diffusion en température d'un matériau d'apport, dont la température de fusion est évidemment inférieure à celle des matériaux de base. Le principe de la thermocompression est enfin d'activer les réactions aux interfaces en déformant plastiquement un matériau métallique par pression sous haute température. [4]

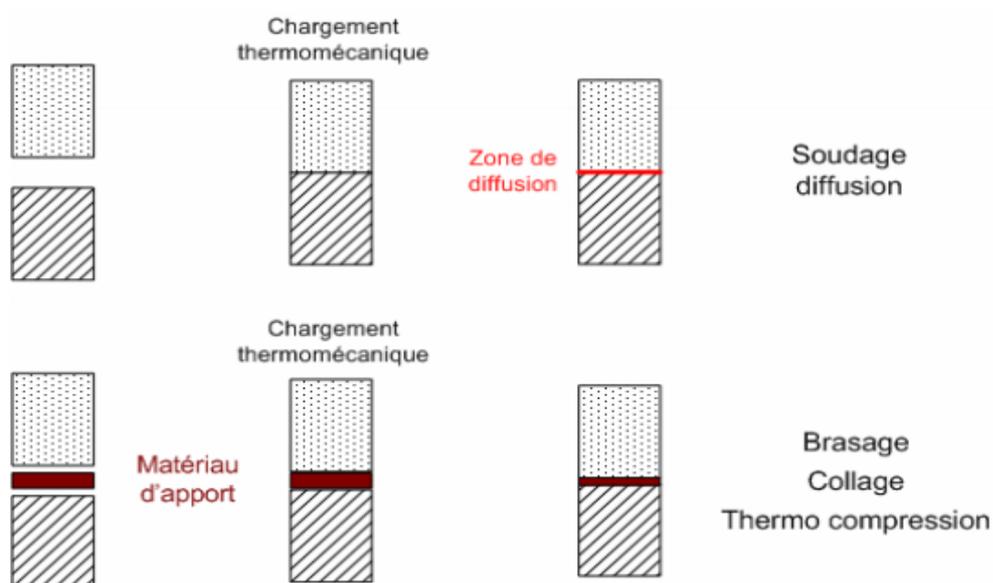


Figure 1.2 : Principe des principaux procédés d'assemblage céramique métal par voie physico-chimique.

II. 2. Méthodes d'assemblage à l'état solide

a) L'assemblage par le soudage diffusion

C'est une technique largement utilisée industriellement pour de nombreuses applications, ce procédé consiste [5,6]:

- à mettre en contact les surfaces de deux pièces à assembler.
- à chauffer l'ensemble, éventuellement sous vide ou sous une atmosphère protectrice à une température déterminée en fonction des caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des matériaux, ainsi que des contraintes techniques, pendant une durée suffisante fonction des autres paramètres opératoires et du résultat souhaité.

b) L'assemblage par thermo compression

Tout comme le soudage diffusion, la thermo-compression est une technologie qui permet d'assembler, à l'état solide, 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 (Figure I.2).

Dans cette technique on interpose entre les deux surfaces à assembler un joint métallique que l'on déforme plastiquement dans la gamme de températures de $0,5-0,9T_f$.

Plusieurs formes de joints peuvent être utilisées, allant de l'ellipse au cercle en passant par des formes complexes. Le joint peut être plein ou évidé.

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.3) :

- la température,
- la pression,
- l'atmosphère,
- le temps du palier,
- la vitesse de chauffage et de refroidissement.

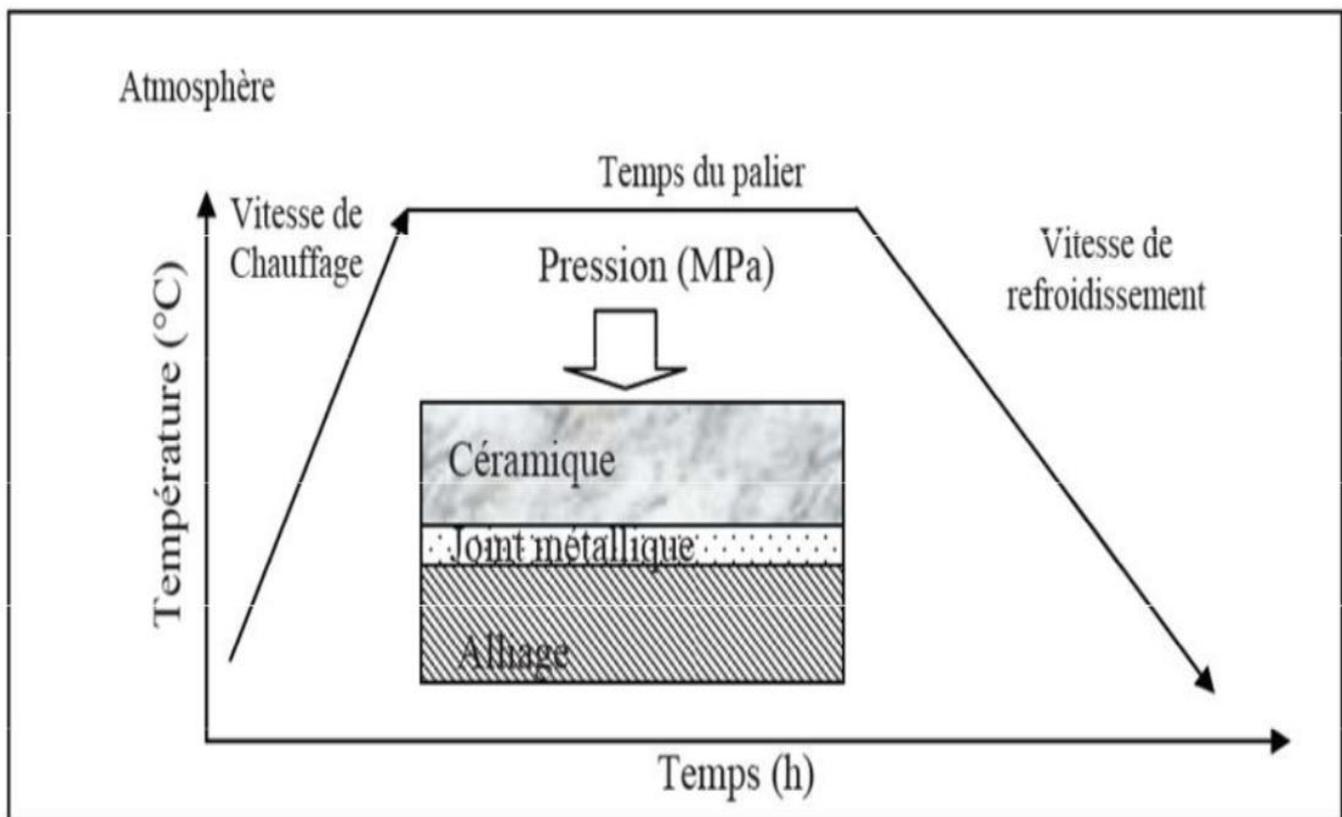


Figure I.3: Représentation schématique d'un assemblage métal/céramique réalisé dans un four-presse de thermocompression.

II.2.1. La formation de l'interface

Lorsqu'on met en contact deux surfaces solides, elles subissent des forces d'attraction de différentes natures (Figure I.4) [7] :

- des forces à longue portée, d'origine électrostatique, qui sont liées aux mécanismes de polarisation (micrométrique).
- des forces à moyenne portée, qui correspondent à des interactions de quelques nanomètres.
- des forces de courte portée, qui correspondent aux liaisons chimiques de type intra-moléculaire (ionique, covalente, métallique) de l'ordre de 0,1-0,2 nm.

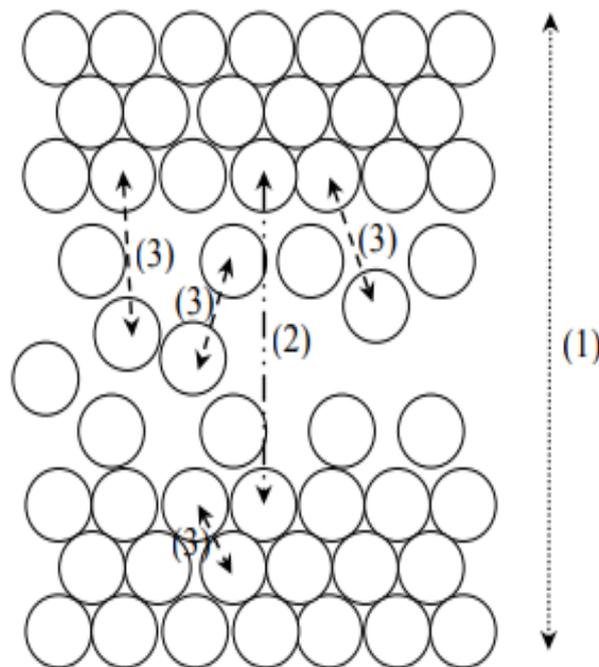


Figure I.4 : Différents types d'interaction ; Forces à longue (1), moyenne (2) et courte portée (3).

Dans le cas des assemblages céramique-métal, l'élaboration se fait à haute température, ce qui va permettre aux forces à courte distance de jouer un rôle prépondérant.

Pour cela il doit exister un contact intime entre les deux matériaux. La figure I.5 schématise les 3 étapes de formation de l'interface métal/ céramique.

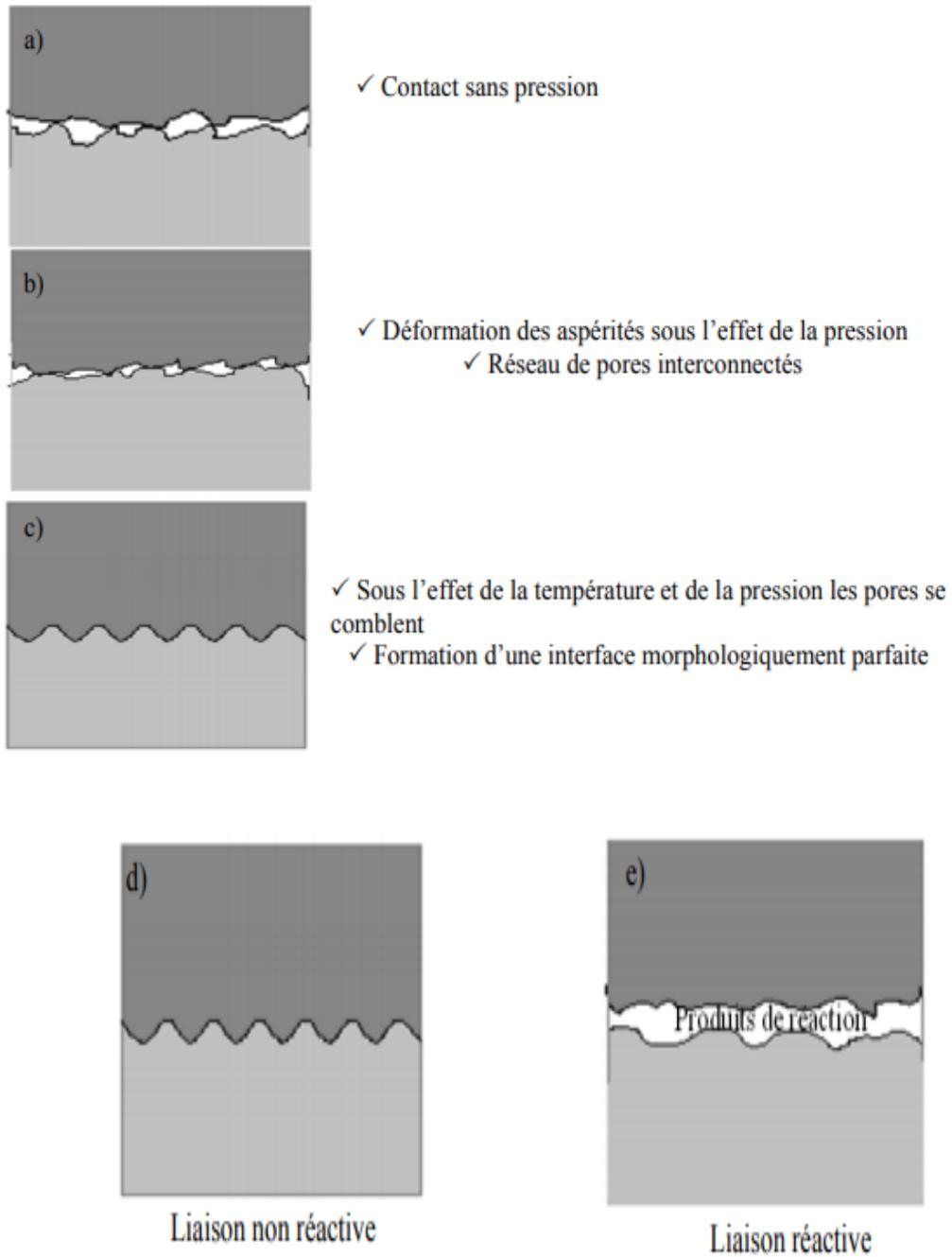


Figure I. 5: Formation de l'interface

Etape 1 :

- (a) : Elle correspond à la mise en contact des deux matériaux sans pression,
- (b) et (c) : Sous l'effet de la pression et de la température, Il se produit d'abord une déformation des aspérités faisant apparaître un réseau de pores interconnectés qui se combrent à la fin de l'étape.

Etape 2 :

- Il se produit soit une réaction chimique avec formation d'une nouvelle phase (d) soit simplement une liaison non réactive (e).

Etape 3 :

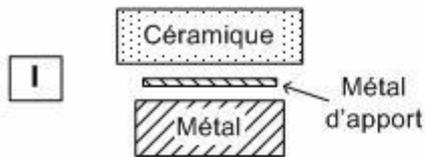
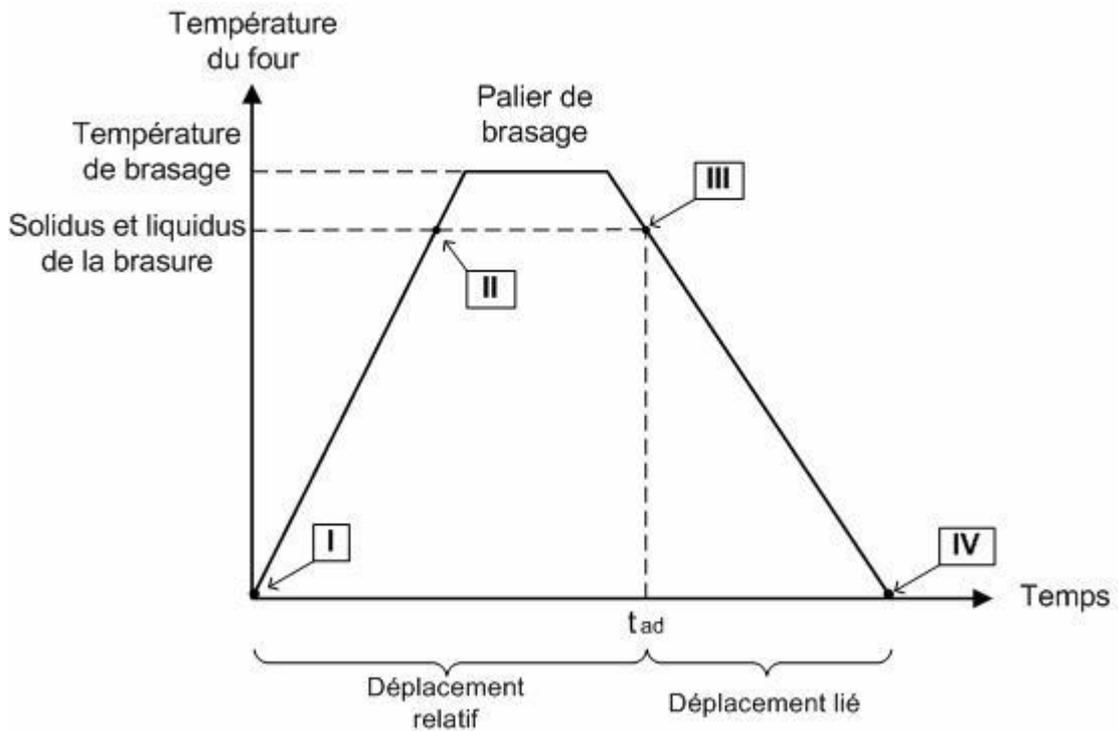
- Cette 3ème étape, correspond à l'évolution des propriétés des matériaux, liée à la formation de la liaison et aux contraintes résiduelles générées, entre autres, par la différence de coefficient de dilatation des deux matériaux. Sachant que la céramique est le plus souvent un solide rigide indéformable, les deux forces principales qui peuvent promouvoir la liaison sont :
 - la pression utilisée pour maintenir les deux matériaux en contact pendant le soudage.
 - la force induite par la réduction de surface pendant la formation de l'interface.

II .3. Le brasage

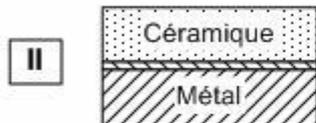
Le brasage consiste à réaliser une liaison par l'intermédiaire d'un métal d'apport appelé brasure qui vient en contact avec les surfaces de la céramique et du métal à lier.

L'un des principaux paramètres de brasage est donc la mouillabilité de la brasure sur les surfaces à relier, qui va conditionner l'énergie d'adhésion de ce métal d'apport aux interfaces.

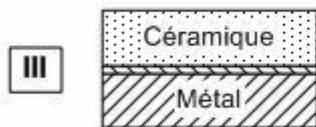
La figure I.6 présente le cycle thermique du procédé de brasage et les principales étapes de la formation de l'assemblage céramique métal.



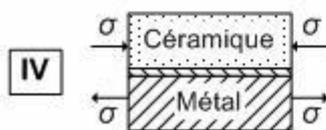
Le métal d'apport est inséré entre les pièces céramique et métallique.



Le métal d'apport passe à l'état liquide. Durant le palier de brasage, la brasure vient mouiller la surface des pièces à joindre.



Le métal d'apport passe à l'état solide et crée l'adhésion entre les pièces à l'instant t_{ad} . Dès lors, il n'y a plus de déplacement relatif entre les pièces de l'assemblage.



La différence de dilatation thermique entre les différents matériaux induit le développement de contraintes résiduelles qui vont conduire à un état d'équilibre à la fin du refroidissement.

Figure I.6 : Cycle thermique du procédé de brasage [4]

II. 3.1. Brasage à basse température

Ce terme est appliqué pour toute liaison brasée réalisée à une température inférieure à 450°C. Le procédé consiste dans un premier temps à réaliser un traitement superficiel de la céramique, sous la forme par exemple d'une métallisation, qui permettra par une brasure classique de créer une liaison céramique-métal.

La métallisation peut s'effectuer par pulvérisation cathodique de quelques angström jusqu'au millimètre de Ni ou Ni Cr. Le brasage quant à lui est réalisé sous un très bon vide (10⁻⁸ Pa) avec un métal d'apport.

En plus d'une bonne mouillabilité avec la céramique et le métal à lier, le coefficient de dilatation thermique de la brasure doit être compris entre celui du métal et de la céramique, aux températures de travail.

D'autres facteurs sont primordiaux dans le processus de fabrication, à savoir l'atmosphère du traitement et les impuretés. Il est en effet souhaitable d'éviter la formation de composés intermétalliques ou d'oxydes mixtes qui le plus souvent fragilisent les interfaces.

Les brasures les plus utilisées dans ce domaine sont des alliages type : Sn-Pb, Ag-Sn-Pb et Au-In.

II. 3.2. Brasage à haute température

Le terme brasage à haute température regroupe toutes les opérations de liaisons brasées réalisées à une température supérieure à 450°C. Il englobe plusieurs techniques à savoir :

- métallisation directe,
- liaisons actives,
- brasage pour fusion d'oxydes,
- brasage eutectique direct,
- brasage réactif.

II. 4. Assemblage par la méthode de l'eutectique gaz-métal

Cette méthode de liaison métal/céramique 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. [8]

Les travaux de recherche 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. [9,10]

L'exemple le plus étudié dans la littérature et le plus largement utilisé dans l'industrie, est le couple cuivre/alumine. [14, 13, 11,12]

Le système Cu-O présente un eutectique pour une composition en poids de 0.39 % d'oxygène avec un point de fusion de 1065 °C. Ce point de fusion est très proche de celui du cuivre pur qui est de 1083 °C (Figure I.7).

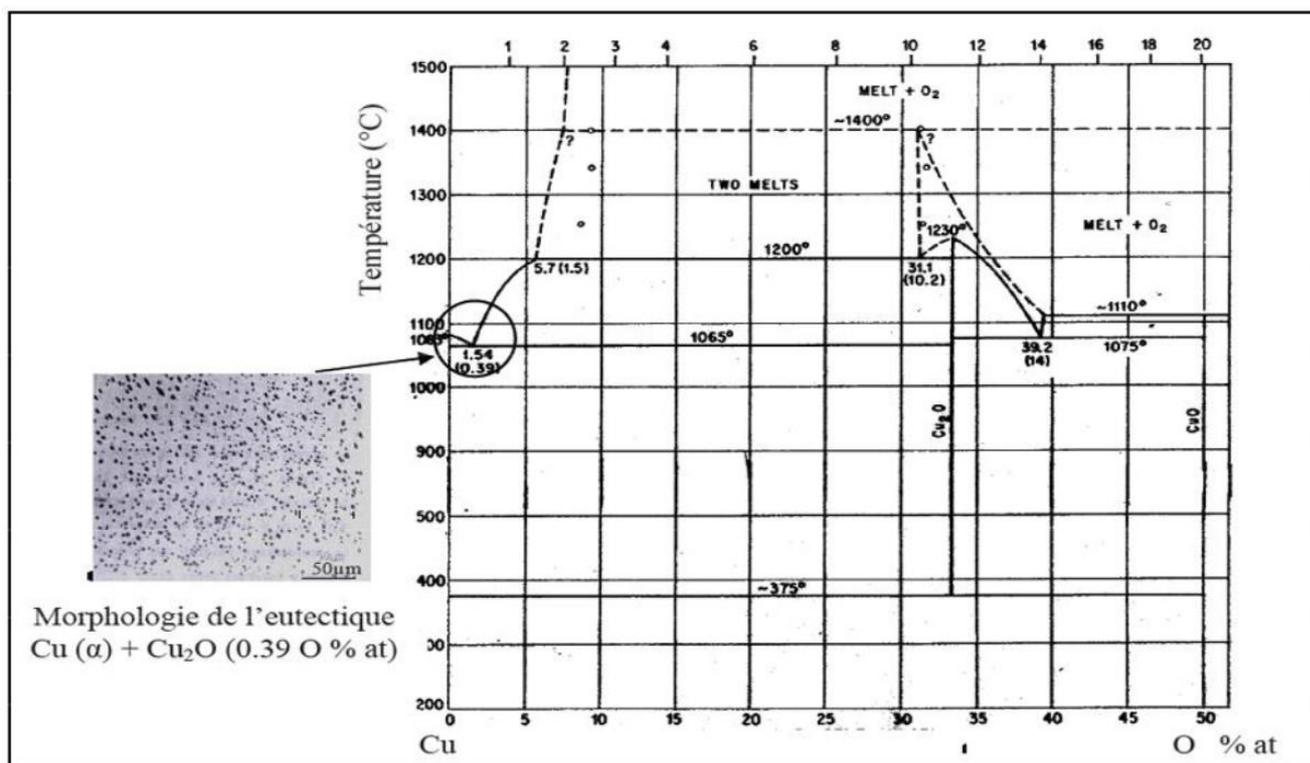


Figure I.7 : Diagramme d'équilibre Cu-O [13].

Dans le cas du couple Cu/Al₂O₃, la formation de la phase intermédiaire liquide peut se faire soit dans le four sous une atmosphère réactive de quelques pour cent d'oxygène, ou par une pré-oxydation 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). [15,16]

Au cours du refroidissement, il y a solidification du mélange eutectique sous forme de précipités d'oxyde de cuivre dans une matrice de cuivre. Il a également été mis en évidence la formation à l'interface Cu/Al₂O₃ d'oxydes mixtes tels que AlCuO₂ et éventuellement AlCu₂O₄. Pour un tel système, la contrainte à la rupture est de 150 MPa en traction et 50 MPa en cisaillement. [17]

Références bibliographies

- [1] B.Mbongo, N. Boukheit, B.Sérier, D.Tréheux Metal-ceramic bonding: influence of the work hardening of the métal pp 71.
- [2] B.Sérièr Thèse de 11Ecole Centrale de Lyon 1991.
- [3] B.Sérier, A.Bérroug, D.Juvé, D.Tréheux, E.G.Moya Silver-Alumina solid state bonding: study of diffusion and toughness close to the interface Journal of the European Ceramic Society 12 (1993) pp.385-390.
- [4] V.CAZAJUS Approche numérique et expérimentale de la liaison céramique métal réalisé par brassage en vue de la création d'un outil d'aide a la conception, Institut national Polytechnique de Toulouse Thèse Doctorat 2007.
- [5] M. COURBIERE, D. TREHEUX, C. BERAUD, and C. ESNOUF, Annales de chimie, vol. 12, no. ", pp. 295-312, 1987.
- [6] G LASCAR Colloque liaisons céramique-métal, tarbes 1987.
- [7] M. GERL and J. ISSI, Physique des matériaux. Tome 8, 1997.
- [8] J. BURGESS, C. NEUGEBAUER, and E. FLANAGAN, J.Electrotech.Soc, vol. 122, pp. 689, 1975.
- [9] G. BABCOCK, W. BRUYANT, C. NEUGEBAUER, and J. BURGESS, Brevet US N° 3
- [10]D. CUSANO, J. LOUGHRAN, and Y. SUN, Brevet US N° 3 944 430.
- [11] S. MELLUL, Université de Paris VI, Paris, Thèse de doctorat 1988.
- [12] Y. YOSHINO, J.Amer.Ceram, vol. 72, no. 8, pp. 1322-1327, 1985.
- [13] M.COURBIERE, Ecole Centrale de Lyon, thèse doctorat 1991.
- [14] C.BERAUD,INSA Lyon , N°86ISAL0017,thèse doctorat 1986..
- [15] B. GALOIS, University of Pittsberg USA, Thèse de doctorat 1980.
- [16] A. CHAKLADER, W. GILL, and S. MERMOTRA, J.Mater.Sci.res, vol. 14, pp. 421 432, 1981
- [17] P.DRILLET, Contribution à l'étude des liaisons céramique métal : Elaboration et études structurales d'interfaces alumine/nickel, Université de Rennes Thèse doctorat 1996.

Chapitre II:

Comportement mécanique du bi-matériau à l'interface

I. Rupture des bi-matériaux

La résistance des systèmes fragiles est gouvernée par trois facteurs:

- l'importance des défauts préexistants.
- la résistance du matériau à la propagation des fissures.
- les contraintes résiduelles.

L'étude de ces trois aspects de la fissuration est bien établie pour des matériaux homogènes [1] [2] et systématiquement abordée. Cela commence à devenir le cas pour les liaisons céramique-métal avec des études sur les mécanismes de fissuration.

a) Mécanisme de fissuration à l'interface entre deux matériaux.

L'étude des mécanismes de fissuration à l'interface entre deux matériaux, a pour précurseurs England [3], Erdogan [4], Rice et Sih [5]. D'autres chercheurs se sont par la suite intéressés à ce sujet [06]. Les notations et normalisations reprises dans la suite du texte sont celles développées par Hutchinson, Mear et Rice [7]. Soit l'interface entre deux matériaux liés, chacun des matériaux possède des propriétés élastiques isotropes. Dundurs [8] a démontré que pour ce type de problème la solution ne dépend que de deux paramètres qui, en déformation plane sont:

$$\alpha = \frac{G_1(1 - \nu_2) - G_2(1 - \nu_1)}{G_1(1 - \nu_2) + G_2(1 - \nu_1)}$$

$$\beta = \frac{G_1(1 - \nu_2) + G_2(1 - \nu_1)}{G_1(1 - \nu_2) - G_2(1 - \nu_1)}$$

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 sous la forme complexe suivante :

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

Avec :

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left[\frac{1 - \beta}{1 + \beta} \right]$$

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 ténacité 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 $\varepsilon = 0$. [9]

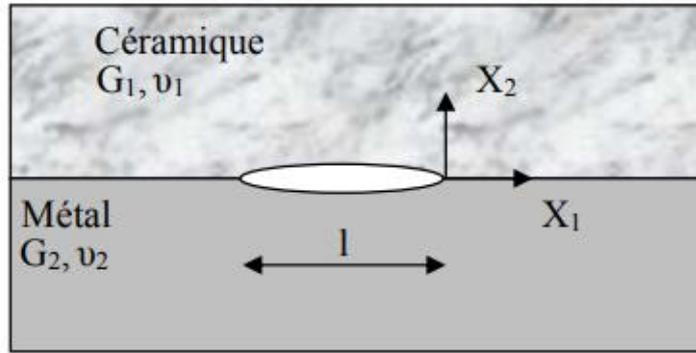
Prenons le cas d'une fissure située sous l'interface à une distance h petite par rapport à la longueur l de la fissure (Figure II.1). Lorsque $h=0$ avec l fixe, la solution du problème se rapproche de celle à l'interface. Comninou a pu développer une relation mettant en jeu les modes I et II des facteurs d'intensité de contraintes complexes au voisinage de l'interface. Le champ de contrainte en fond de fissure est de la forme : [10]

$$\sigma_{\alpha\beta} = \operatorname{Re} \left[\frac{K}{\sqrt{2\pi r}} r^{i\varepsilon} \sigma_{\alpha\beta}(\theta) \right]$$

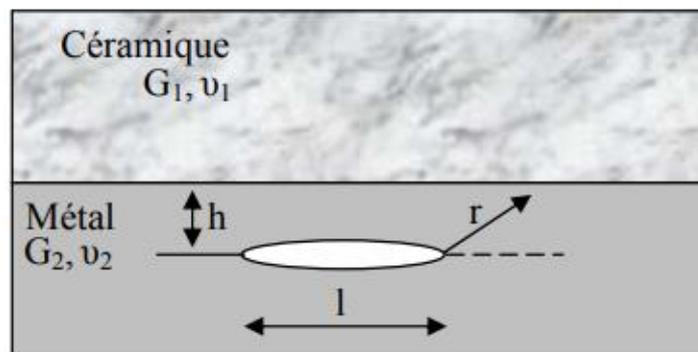
Où:

r et θ sont les coordonnées polaires par rapport à l'origine,

K : facteur d'intensité de contrainte au voisinage de l'interface ($K = K_I + i K_{II}$) avec une dépendance angulaire pour un couple de matériaux donné.



a-Fissure à l'interface



b-Fissure sous l'interface

Figure II.1 : Représentation du problème de fissuration à l'interface.

II. Énergie de rupture interfaciale

D'un point de vue macroscopique, la résistance de l'interface métal/céramique peut être quantifiée par l'énergie de rupture de l'interface notée G_c (qui a la dimension d'une force).

Dans le cas où $\varepsilon = 0$, l'énergie de rupture interfaciale est définie comme la valeur critique du terme énergétique G associé à la propagation de la fissure dans l'interface. Selon le formalisme de Griffith, la rupture se produit quand la variation d'énergie de déformation est au moins égale à la variation d'énergie nécessaire à la création de nouvelles surfaces. Cette énergie de déformation relâchée par le corps est appelée taux de restitution d'énergie et est notée G . La fissure s'amorce donc lorsque le taux de restitution d'énergie G est au moins égal à une valeur critique G_c (énergie de rupture interfaciale).

L'énergie qui est libérée lors de la propagation sur une unité de longueur de la fissure interfaciale est reliée aux facteurs d'intensité de contrainte en mode I et II. [11]

Cette relation est une généralisation de la formule d'Irwin pour un matériau isotrope homogène en contrainte plane.

$$G = \frac{\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2}}{2 \cosh^2 \pi \varepsilon} (K_I^2 + K_{II}^2)$$

G étant une fonction de K_I et K_{II} , G_c ne peut être défini que comme une fonction de l'angle $\psi = \text{Arctan} \left[\frac{K_{II}}{K_I} \right]$ et peut être défini par des essais mécaniques sur des échantillons ayant des géométries bien particulières. Cependant, cette détermination expérimentale ne permet pas d'obtenir une valeur empirique de l'énergie de rupture puisqu'il a été montré que celle-ci est fortement influencée par la trajectoire de fissuration et donc par le type d'essai réalisé. Il est cependant intéressant de connaître son ordre de grandeur.

Le tableau II.1 présente différents tests utilisés pour déterminer l'énergie de rupture interfaciale. Chaque test correspond à une gamme de valeurs de ψ . Une interface métal-céramique donnée n'est donc pas caractérisée par une énergie de rupture spécifique mais par un ensemble de valeurs de G_c fonction de ψ . [12,13]

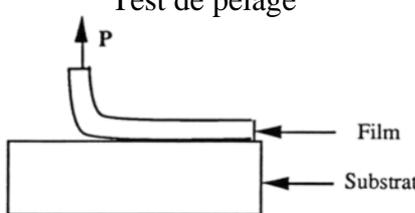
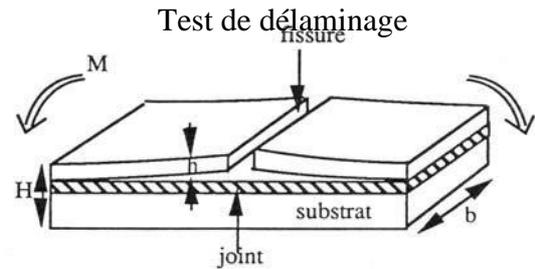
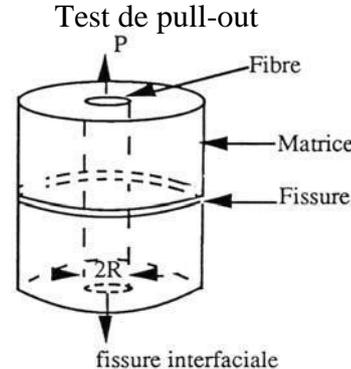
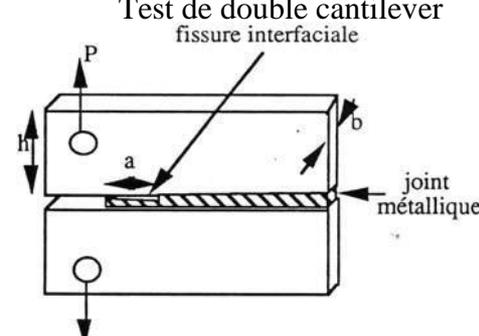
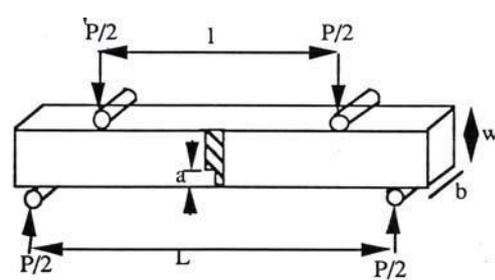
Calcul du G_c	Tests
<p>G_c dépend des propriétés du film</p>	<p>Test de pelage</p> 
$\frac{M}{P^2 l^2} = \frac{b^2 h^3 E G_c}{2b} = k \frac{h}{H}$ <p>$\Psi \approx 50^\circ$</p>	<p>Test de délaminage</p> 
$\frac{G_c E}{S^2 R} \approx 0.25$ <p>$70^\circ < \Psi < 90^\circ$</p>	<p>Test de pull-out</p> 
$\frac{b^2 h E G_c}{P} = 12 \frac{a^2}{h} \left(1 + \frac{2}{3} \frac{h^2}{a} \right)$ <p>$0 < \Psi < 5^\circ$</p>	<p>Test de double cantilever</p> <p>fissure interfaciale</p> 
$\frac{4bwEG_c}{9P(L-l)} = a \left(1.99 - 2.47 \frac{a}{w} + 12.97 \frac{a^2}{w} \right)$ <p>$0 < \Psi < 5^\circ$</p>	<p>Test de flexion 4 points</p> 

Tableau II.1 : Différents tests utilisés pour déterminer l'énergie de rupture interfaciale G_c d'une interface [14].

L'énergie de rupture interfaciale dépend du travail d'adhésion pour une faible part, mais aussi, comme dans un matériau homogène, de phénomènes physiques en bout de fissure tels que la plasticité, le frottement et la rugosité. Cette dernière apporte une contribution à l'augmentation de G_c avec l'angle ψ . [15 16]

La rugosité en fond de fissure peut être schématisée de la façon suivante (Figure II.2) :

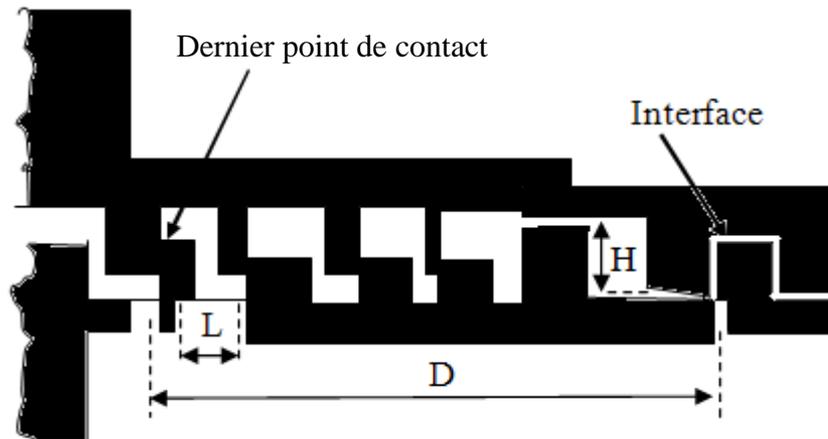


Figure II.2 : Représentation schématique de la rugosité de l'interface en fond de fissure.

Les zones de contact freinent le mouvement de la surface de la fissure par friction et blocage. Par suite la résistance à la rupture interfaciale est modifiée. La longueur de la zone de contact D et donc l'amplitude du freinage est fonction des paramètres ψ (Tableau II.1) : [17]

$$\chi = \frac{EH^2}{LG_0}$$

E : module de Young du métal,

G_0 : énergie de rupture interfaciale à $\psi = 0$,

D , H et L définis dans la figure II.2.

- Lorsque $\psi = 0$ ($G_0 \neq 0$) ou $\chi = 0$: la longueur de la zone de contact D est nulle, donc la fissure n'est pas freinée.
- Lorsque $\psi \neq 0$ ou $\chi \neq 0$: il peut y avoir un freinage de la fissure qui va dépendre à la fois des valeurs de l'angle ψ et du coefficient de frottement μ et de la morphologie de la rugosité.

III .Trajectoire de fissure

Comme on l'a mentionné dans le paragraphe précédent, l'énergie de rupture de l'interface métal-céramique dépend fortement de la valeur du paramètre ψ et par suite du test mécanique utilisé. Si cette énergie est supérieure à celle de l'un des deux matériaux de l'assemblage, la rupture peut se produire de façon fragile. [11,18]

La question qui se pose alors est : la fissure se propagera-t-elle à l'interface, à travers l'interface, dans le métal, ou dans la céramique ?

Des études approfondies sur les modes de fissuration ont montré que la trajectoire des fissures dépend du mode de sollicitation : mode I (ouverture) et mode II (cisaillement). Dans le cas d'une sollicitation mixte, deux trajectoires sont possibles : [17, 19,20]

- le long de l'interface : c'est une rupture adhésive,
- en dehors de l'interface : c'est une rupture cohésive.

Un troisième type de rupture serait possible, à savoir une rupture mixte, mais sous certaines conditions décrites par *Evans et al.* [16].

Les deux modes de sollicitation

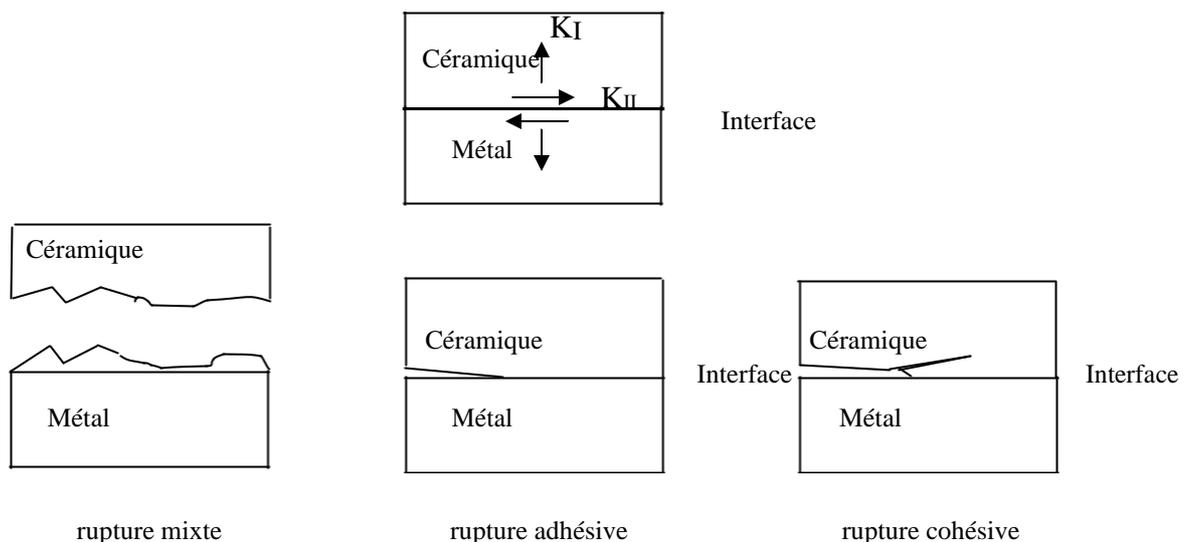


Figure II.3 : Les trajectoires de fissure dans le cas d'une sollicitation mixte.

Evans *et al.* [16] ont présenté une étude synthétique des conditions de fissuration des bimatériaux. De cette étude on peut retenir les grandes idées suivantes :

- lorsque les deux matériaux formant l'interface sont fragiles, la trajectoire de fissure dépend de l'angle $\psi = \text{Arctan} \left[\frac{K_{II}}{K_I} \right]$.

La probabilité pour que la fissure sorte de l'interface a été calculée et est maximale pour $\psi = 70^\circ$. Dans ce cas, la fissure se propage dans le matériau dont le module de Young est le plus faible,

-lorsqu'un des matériaux est fragile et l'autre ductile, le cas est encore plus complexe. Il a été montré que la trajectoire de fissuration est très sensible au signe de l'angle ψ , si $\psi > 0$ on est ramené au cas précédent. Dans le cas contraire ($\psi < 0$) la fissure reste parallèle à l'interface et alors deux cas sont possibles (Figure II.3) :

- cas où le matériau à une faible limite d'élasticité : une déformation plastique aura lieu dans la zone interfaciale et le mécanisme de propagation fera intervenir la ductilité,
- cas où le matériau présente une limite d'élasticité élevée : dans ce cas, la fissure pourra interagir avec des défauts déjà présents dans le matériau fragile et on pourra observer des morceaux du matériau fragile accrochés à la surface de fracture, c'est ce qu'on appelle une fissure mixte.

IV. Types de rupture

a). Rupture ductile

C'est une rupture qui intervient dans le métal en mode d'ouverture I (KI). La fissure suit alors une trajectoire telle que le facteur d'intensité de contrainte en mode II soit nul ($K_{II} = 0$). Le point d'amorçage de la rupture reste difficile à localiser, car il est fonction des défauts et du champ de contraintes au voisinage de l'interface. [21,22]

b). Rupture fragile

La rupture intervient par un mécanisme classique de rupture fragile, l'interface influence néanmoins la résistance mesurée en agissant comme un site de nucléation des défauts. La présence de zones interfaciales non liées ou de pores situés loin de l'interface favorise ce mode de rupture. [23]

V. Les contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont des contraintes multiaxiales statiques. Elles existent dans un système isolé, soumis à aucune force ni moment extérieur, qui se trouve en équilibre mécanique. Elles peuvent avoir différentes origines : [24]

- Après un traitement thermique, la surface se refroidit plus vite que le cœur, ce qui provoque l'apparition de contraintes de traction en surface et de compression à cœur. En fin de refroidissement la pièce comporte des contraintes de compression en surface et de traction à cœur.

- D'origine métallurgique : transformation de phase. Exemple ,austénite-martensite dans le cas des aciers.

Dans le cas des assemblages céramique-métal les contraintes résiduelles proviennent de la différence entre les propriétés des matériaux en particulier des coefficients de dilatation.

Lors d'un changement de température, la différence de coefficients de dilatation thermique (généralement $\alpha_m > \alpha_c$) crée un champ de contraintes. Son intensité et sa forme dépendent des caractéristiques des matériaux. Il induit une zone de tension dans la céramique proche de l'interface et sur les bords de l'éprouvette. Les autres parties de la céramique sont en compression (fig. II.4). [25]

Plus, la limite élastique du métal sera faible plus l'étendue de cette zone et l'intensité des contraintes à l'intérieur de cette zone seraient faibles.

Lors d'une sollicitation, le champ de contraintes effectivement subies est la superposition du champ des contraintes appliquées et résiduelles.

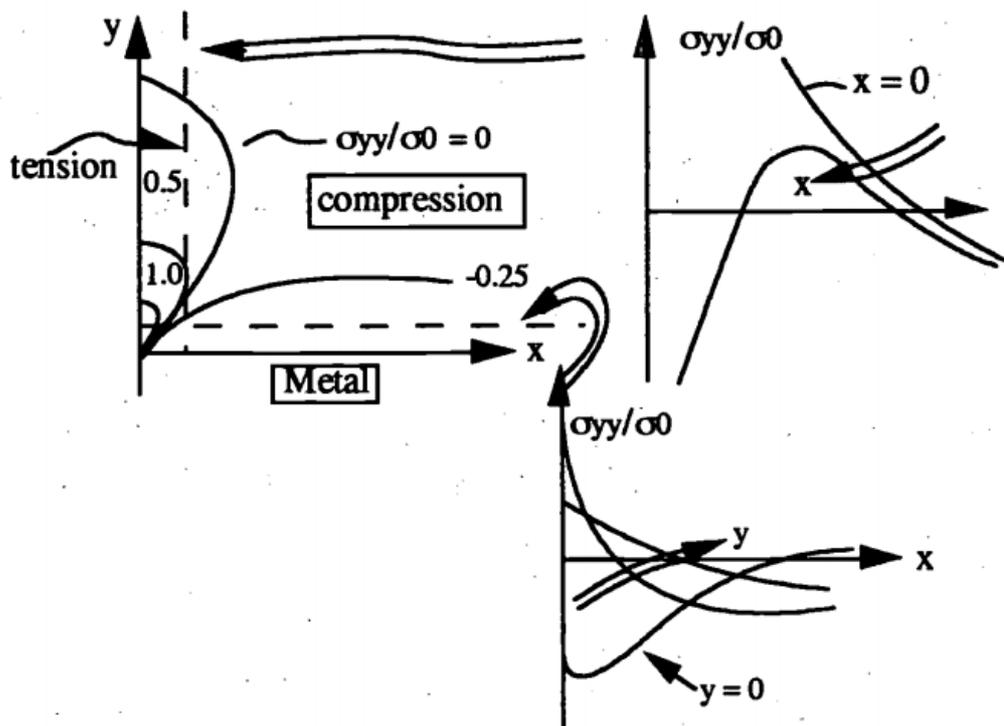


Figure II.4. Champ de contrainte résiduelle [25]

V.1. Différents ordres de contraintes résiduelles

En raison du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux métalliques, les contraintes résiduelles peuvent provenir de déformations aux échelles macro-, micro- et submicroscopiques. En effet, un matériau cristallin est constitué de phases qui, elles-mêmes, sont formées de grains.

Nous pouvons constater trois ordres de contraintes résiduelles liés à l'échelle d'observation : [26, 27, 28]

- **les contraintes résiduelles du 1er ordre** (σ_I) ou macroscopiques sont homogènes sur un très grand domaine du matériau (plusieurs grains : quelques 1/10 de mm). Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre dans chaque section, et les moments liés à ces forces sont nuls autour de tout axe. Des variations dimensionnelles macroscopiques résultent toujours d'une modification de l'équilibre des forces et des moments liés à ces contraintes σ_I .
- **les contraintes résiduelles du 2ème ordre** (σ_{II}) sont homogènes sur de petits domaines du matériau (un grain ou une phase : quelques 1/10 de μm). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains. Des variations dimensionnelles macroscopiques peuvent résulter d'une modification de cet équilibre.

- les contraintes résiduelles du 3ème ordre (σ_{III}) ou submicroscopiques sont inhomogène sur les plus petits domaines du matériau (quelques distances interatomiques : quelques 1/10 de nm). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans de très petits domaines. Ces contraintes peuvent atteindre des valeurs très élevées mais les dimensions macroscopiques ne peuvent être affectées par une évolution de cette famille de 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 comme ceci est schématisé sur la figure II.5 dans le cas d'un matériau polyphasé.

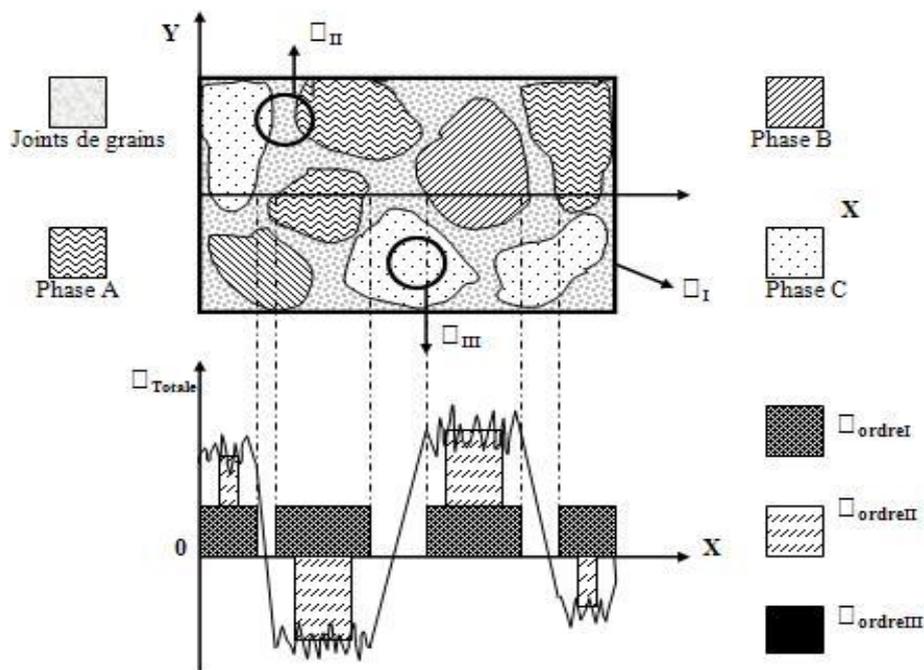


Figure II. 5 : Définition schématique des différents ordres de contraintes pour un matériau polyphasé [29,30].

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

$$\sigma_{résiduelle}^{Totale} = \sigma_{résid.}^I + \sigma_{résid.}^{II} + \sigma_{résid.}^{III}$$

V.2 .Les contraintes résiduelles dans les assemblages métal/céramique

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

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

V.3. Les contraintes résiduelles au niveau de l'interface

V.3.1 Incidence des méthodes de liaison

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

L'adhérence est d'autant meilleure par ces méthodes qu'une inter-diffusion chimique se manifeste à l'interface. Par contre, quand les dépôts sont épais ou quand la jonction intéresse des matériaux massifs notamment pour des applications de nature thermomécaniques, l'adhérence est bien plus difficile à atteindre.

En effet, les coefficients de dilatation thermique des céramiques sont généralement beaucoup plus faibles que ceux des métaux ce qui crée des contraintes résiduelles au niveau de la jonction.

L'analyse de ces contraintes résiduelles reste un problème technologique important. Les liaisons étant réalisées à haute température, l'assemblage est soumis au cours du refroidissement à des contraintes, notamment à l'interface, dues à la différence importante des coefficients de dilatation entre les métaux et les céramiques.

Au cours de l'élaboration, qu'elle soit réalisée à l'état solide ou liquide, l'état des contraintes peut être schématisé par le modèle de bloc (Figure II.6).

Avant liaison : les deux blocs ont des longueurs identiques.

Au cours du refroidissement : le bloc qui se dilate le plus (métal) est soumis à des efforts de compression. Par réciprocité le bloc voisin subit de la traction. Au retour à l'ambiante, il y a déformation plastique inhomogène ; le bloc ductile (métal) se rétracte de façon rémanente. Le bloc fragile (céramique) conserve sa longueur initiale.

Après liaison, il y a conservation de la continuité entre les deux blocs. L'équilibre génère des contraintes résiduelles dans chaque bloc. Elles sont de signe opposé au signe des forces ayant servi à les créer. Le bloc fragile est en compression tandis que le bloc ductile est en tension.

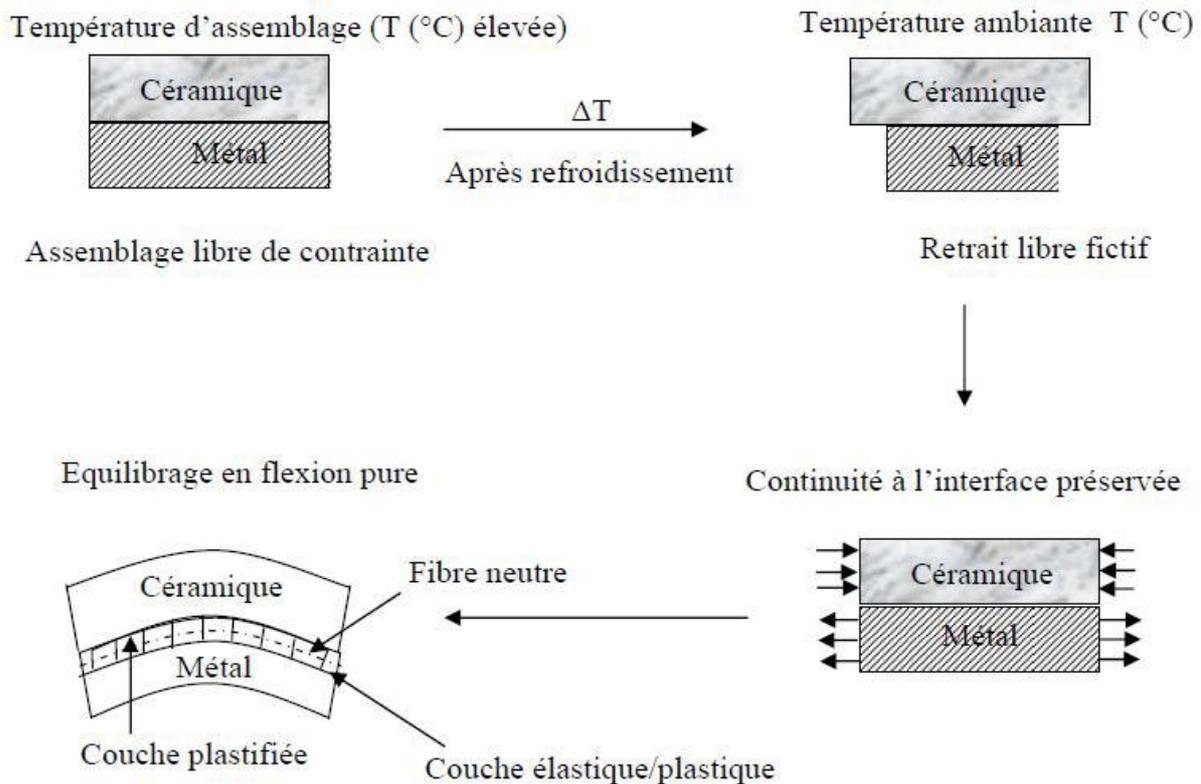


Figure II.6 Genèse des contraintes résiduelles dans une liaison métal/céramique [3]

A la température de la liaison il y a contact et accommodation des surfaces, les matériaux pouvant être en compression (thermo compression). Si la liaison est effective, il y a apparition de contraintes de cisaillement à l'interface au cours du refroidissement dues à l'égalisation des déformations qui sont respectivement :

$$\varepsilon_c = \alpha_c \Delta T$$

$$\varepsilon_m = \alpha_m \Delta T$$

α_c et α_m sont les coefficients de dilatation de la céramique et du métal.

ΔT est la différence entre la température d'élaboration et la température ambiante.

Des contraintes sont aussi engendrées dans le volume des deux matériaux, celles-ci dépendent de la différence des coefficients de dilatation mais aussi de facteurs géométriques ainsi que des grandeurs et caractéristiques mécaniques (module de Young, coefficient de Poisson, limite d'élasticité, charge à la rupture...).

Plusieurs techniques sont utilisées afin de minimiser les contraintes internes. Elles consistent à ajuster les coefficients de dilatation en plaçant d'autres matériaux entre le métal et la céramique, soit des métaux [32,33], soit une couche composite type cermet composée d'un mélange des deux matériaux à assembler. [34]

L'expression de ces contraintes résiduelles à l'interface de jonction est exprimée par la formule d'Evans : [23]

$$\sigma = \frac{E \alpha \Delta T}{1 - \nu}$$

α : coefficient de dilatation moyen du substrat métallique,

$\Delta T = T_1 - T_r$ avec T_r la température de référence, T_1 la température de liaison,

ν : coefficient de Poisson du substrat métallique,

E : module de Young du substrat métallique.

La fragilité de la céramique est un obstacle important à la réalisation de couples métal/céramique. Il faut donc dans un premier temps utiliser des méthodes de liaison susceptible de relaxer en partie les contraintes résiduelles inter faciales issues de différences de coefficient de dilatation.

La thermo compression permet de réaliser des liaisons directes à l'état solide avec des matériaux présentant des coefficients de dilatation thermique assez différents. Les liaisons obtenues présentent souvent une résistance mécanique élevée. L'application de fortes pressions uniaxiale conduit à une déformation plastique du composant métallique et donc à la relaxation des contraintes thermiques dans les céramiques. [35]

V.4. Méthode de détections des contraintes internes :

Les assemblages métal-céramique peuvent être examinés par diverses méthodes d'analyses des contraintes résiduelles qui sont non destructives (diffraction des rayons X, diffraction des neutrons, interférométrie optique) ou destructives (méthode du trou, enlèvement de couches, indentation Vickers ou méthode de la flèche). Les calculs par des méthodes analytiques sont réalisables dans des cas simples.

L'utilisation de codes de calculs par éléments finis s'avère indispensable pour des modélisations complètes de la répartition spatiale des contraintes résiduelles au sein d'assemblages plus complexes. Les possibilités et les limites des méthodes utilisées sont décrites à la lumière des données bibliographiques concernant l'étude des liaisons métal/céramique.

V.4.1. Techniques diffractométriques

La technique diffractométrique est considérée comme la plus appropriée à l'étude des assemblages métal/céramique. Cette technique permet d'apprécier le signe, le niveau et la répartition spatiale des contraintes résiduelles au sein d'un assemblage. Seule la diffraction neutronique permet un contrôle totalement non destructif de pièces jointes épaisses du fait de la grande profondeur de pénétration des neutrons. [36,37]

Les volumes analysés sont beaucoup plus importants (plusieurs mm^3), ce qui requiert un équipement lourd avec des temps de comptages très longs. Pour cette raison, la diffraction des rayons X est plus employée malgré la faible pénétration des photons. Son principe consiste à utiliser le paramètre cristallin comme jauge de déformation.

Les filiations de contraintes résiduelles par diffraction X de l'assemblage peuvent être faites parallèlement ou perpendiculairement à l'interface sur une face latérale dans l'un et/ou l'autre des matériaux. La surface libre plane des pièces assemblées est également analysable en vue de la détermination des contraintes dans un plan parallèle à la zone interfaciale.

a). Mesures parallèles et normales à l'interface

Tanaka et al. [38] ont conduit des travaux sur des éprouvettes réalisées en vue de tests de flexion 4 points de largeurs différentes avec des liaisons symétriques $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Cu}/\text{XC45}/\text{Cu}/\text{Si}_3\text{N}_4$ réalisées par brasage. Le métal d'apport intercalé entre les substrats est un alliage de base Ag-Cu-Ti.

La **figure II.7** reprend les résultats d'une filiation dirigée selon la direction de l'interface x d'une éprouvette d'épaisseur 30 mm.

Les résultats obtenus montrent que dans la direction normale à l'interface, des contraintes résiduelles de tension ($\sigma_y = 200$ MPa) existent sur les bords libres de la pièce. Elles décroissent pour atteindre un minimum à environ 2 mm du bord et atteignent à nouveau des valeurs positives plus élevées que sur les bords ($\sigma_y = 250$ MPa) au centre de la liaison.

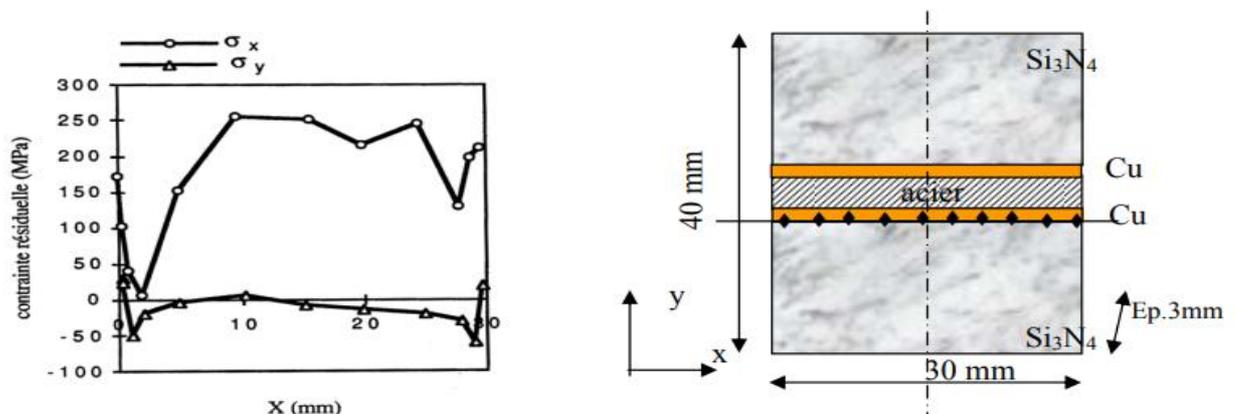


Figure II.7 : Distributions des contraintes résiduelles le long de l'interface d'un joint $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Cu}/\text{XC45}/\text{Cu}/\text{Si}_3\text{N}_4$. [38]

Les résultats de Tanaka et al, et Kurita et al. [38,39] sont en accord au sujet des filiations de contraintes résiduelles au centre d'une face latérale, dirigées selon l'axe y normal à l'interface. Les contraintes déterminées sont faibles loin de l'interface et toujours maximales à proximité de l'interface. Un extremum intermédiaire est parfois détecté.

Un exemple de profil expérimental réalisé par Kurita et al. [39] répondant à cette description est donné sur la **figure II.8**.

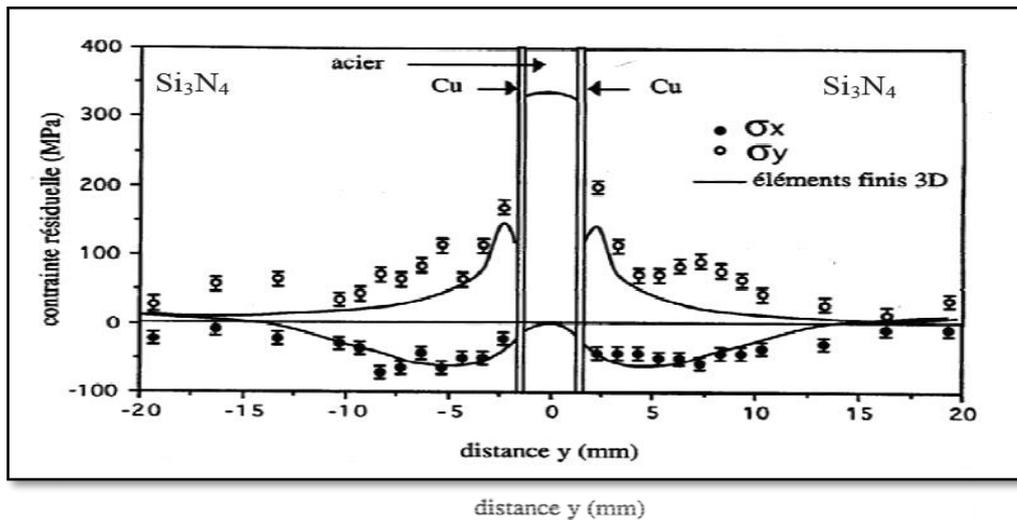


Figure II.8: Distributions des contraintes résiduelles par diffraction X et par éléments finis du système symétrique $Si_3N_4/Cu/XC45/Cu/Si_3N_4$. [39]

b) Mesures sur les faces parallèles à l'interface

Des mesures ponctuelles ou une filiation en différents points sont réalisables selon la taille de la zone irradiée comparée à la superficie des faces des éprouvettes. Colin a présenté les profils de contraintes résiduelles déterminées par diffraction des rayons X au sommet de pièces cylindriques non symétriques d'épaisseur variable du couple $Al_2O_3/Inconel\ 600$ obtenu par compression isostatique à chaud (**Figure II.9**). [40]

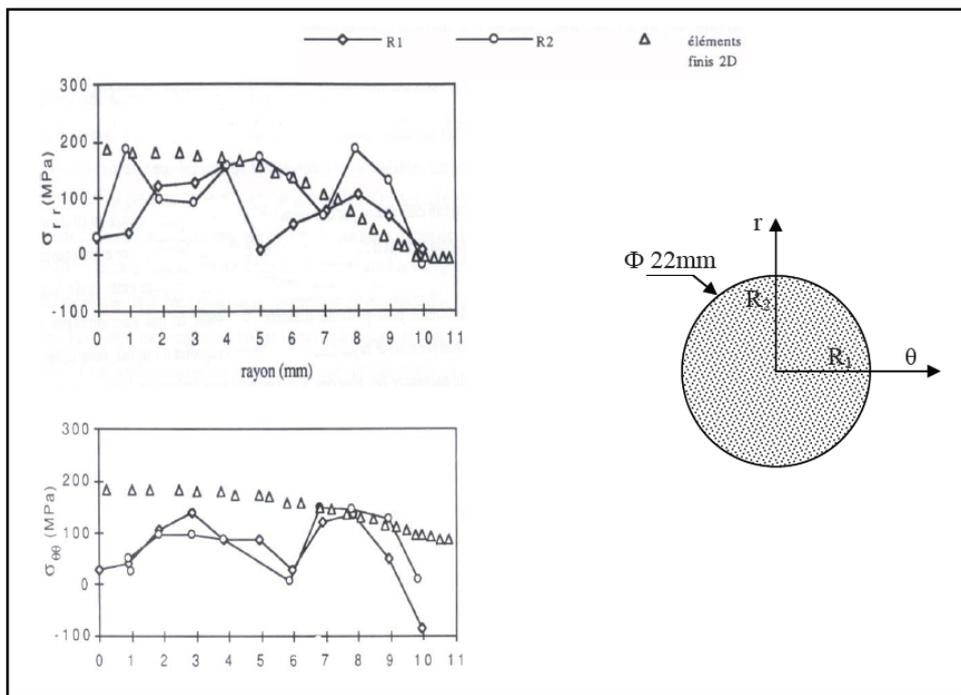


Figure II.9 : Filiations des contraintes résiduelles radiales et circonférentielles par diffraction X et par éléments finis au sommet de la céramique alumine de pièces cylindriques. [40].

Suivant les deux rayons R1 et R2 les profils expérimentaux sont proches : l'hypothèse d'axisymétrie du système est respectée. Les composantes σ_{rr} et $\sigma_{\theta\theta}$ à la surface de la céramique sont nettement en tension sauf près du bord et dans la direction circonférentielle. A cet endroit, on note une tendance à de la compression mais celle-ci reste d'un niveau faible.

V.4.2. Mesures par indentation Vickers

Moins répandue que la diffraction X mais pourtant aisée à mettre en œuvre pour l'étude des liaisons métal/céramique, la méthode par indentation Vickers peut être appliquée pour évaluer les contraintes résiduelles dans le matériau céramique près de la zone interfaciale (**Figure II.10**).

Lascar consiste à effectuer des indentations successives dans la céramique en s'éloignant de l'interface d'un pas de 0.1 mm à chaque point. La longueur de la fissure mesurée sur la céramique assemblée correspond à la fissuration dans la direction parallèle à l'interface. [24]

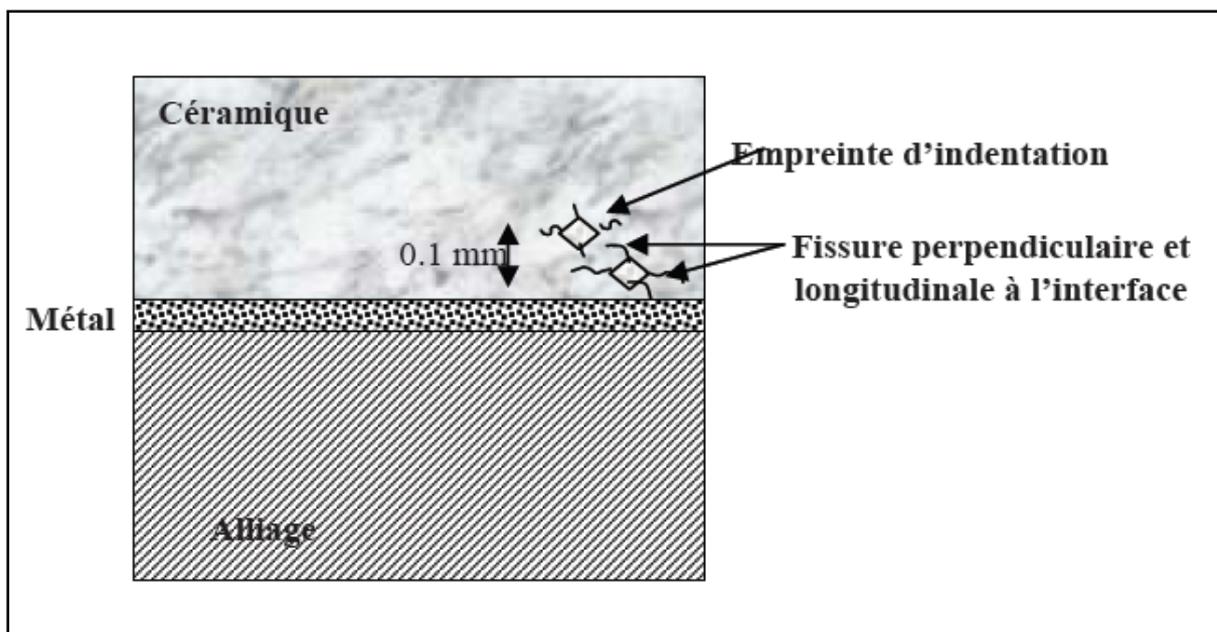


Figure II.10 : Schéma explicatif de la méthode de détermination des contraintes résiduelles par indentation Vickers.

Le tableau suivant donne des valeurs ainsi mesurées pour différents assemblages métal/céramique. Les longueurs de fissures mesurées sont toutes plus grandes après liaison ce qui vérifie effectivement que les contraintes estimées sont systématiquement en traction. Les valeurs des contraintes estimées doivent être prises avec précaution pour plusieurs raisons. Il s'agit d'une valeur moyenne superficielle entachée d'une erreur liée à la difficulté d'apprécier précisément les longueurs de fissures.

Couple	Technique de la liaison	σ_r calculée (MPa)
ZrO ₂ (TZP)/XC18	Brasage (Ag-Cu-Ti)	142
ZrO ₂ + Al ₂ O ₃ /Ti	Thermocompression	131
ZrO ₂ + Al ₂ O ₃ /Zircaloy	Thermocompression	334

Tableau 2 : Exemple de mesure de contraintes résiduelles à l'interface d'un assemblage métal/céramique par indentation Vickers. [24]

VI. Solutions pour diminuer les contraintes résiduelles dans les liaisons métal/céramique

De nombreuses méthodes ont été développées afin de minimiser les contraintes résiduelles d'un assemblage métal-céramique. Elles font souvent appel à des couches intermédiaires dont le but est d'ajuster les coefficients de dilatation des deux matériaux. Des métaux tels que le cuivre et l'aluminium ont donné de bons résultats. De part sa plasticité et son faible point de fusion, l'aluminium peut donner des liaisons fortes avec les céramiques telles que l'alumine et le nitrure de silicium. [32,33]

Un autre métal, le niobium a été étudié et utilisé comme couche intermédiaire pour l'élaboration par thermocompression des jonctions alumine/acier. Les effets des contraintes internes à l'interface $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Nb}$ sont minimisés. A l'interface $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Nb}$, la déformation est nulle, et le niobium subit un écrouissage considérable jusqu'à la jonction niobium-acier. [41, 42,33]

La réduction des contraintes interfaciales peut être assurée par une autre technique, qui consiste à réaliser une couche intermédiaire de type cermet (composée d'un mélange des deux matériaux à assembler). La méthode de multicouche métallique composée de métal (a) et métal (b) déposée entre les matériaux à assembler (céramique, métal) peut minimiser les contraintes internes à condition que les coefficients de dilatation thermique remplissent les conditions suivantes : [33]

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

Naka et al. [43] lors des essais de traction sur des assemblages impliquant du nitrure de silicium, ont démontré que la résistance de l'assemblage diminuait quand le différentiel de coefficients de dilatation thermique entre le nitrure de silicium et le substrat métallique augmentait. Par conséquent, l'utilisation d'une couche intermédiaire composée d'un matériau ayant un coefficient de dilatation thermique proche de celui de la céramique devrait limiter les contraintes résiduelles dans la céramique, et donc augmenter la tenue de l'assemblage. Par contre, une faible dilatation thermique est souvent associée à une limite d'élasticité importante, alors que plusieurs auteurs ont montré que l'usage de matériaux ductiles pouvait limiter les contraintes résiduelles. [44,45].

Références bibliographies

- [1] I.J. Lemaitre mécanique des matériaux solides Dunod(1988).
- [2] J.L. Chermant Les céramiques thermomécaniques Presses du CNRS (1.989).
- [3] A.H England a crack between dissimilar media ASME. J. of Appl. Mech. vol.32(1965) pp. 400-402.
- [4] F. Erdogan Stress distribution in bonded dissimilar materials with cracks ASME. J. of Appl. Mech. vol.32(1965) pp. 44X3-410.
- [5] J.R Rice, G.O Sih plane problems of cracks in dissimilar media ASME. J. of Appl. Mech. vol.32(1965) pp. 418-423.
- [6] K. Hayashi, S. Nemat-Nasser energie-release rate and crack king under combined loading ASME. J. of Appl. Mech. vol.48(1981) pp.520-524.
- [7] J.W Hutchinson, M.E Mear, J.R Rice crack paralleling an interface between dissimilar materials ASME J. of Appl. Mech. vol.54(1987) pp 828-832 .
- [8] J. Dundurs edge-bonded dissimilar orthogonal elastic wedges under normal and shear loading ASME. J. of Appl. Mech. vol. 36(1969) pp 650-652.
- [9] M. HE and J. HUTCHINSON, ASME.J.Appl.Mech, vol. 56, no. 2, pp. 270-278, 1989.
- [10] M. COMNINOU, ASME.J.Appl.Mech, vol. 44, pp. 631-636, 1977.
- [11] M. HE and A. EVANS, Acta.metal.Mater, vol. 39, no. 7, pp. 1587-1593, 1991.
- [12] J. KNOTT, Fundamentals of fracture Mechanics. Londre: Ed. Butherworth, 1973.
- [13] B. LAWN and T. WILSHAM, Fracture of brittle solids.: Cambridge University Press, 1975
- [14] P. LOURDIN, Ecole Centrale de Lyon, Lyon, Thèse de doctorat 1991.
- [15] A. EVANS, M. RUHLE, B. DALGLEISH, and CHARALAMBIDES, J.Mater.Sci and Eng, vol. A126, pp. 53-64, 1990.
- [16] A. EVANS, B. DALGLEISH, and J. HUTCHINSON, Acta.metal, vol. 37, p. 3249, 1989.
- [17] A. EVANS and J. HUTCHINSON, Acta.Met, vol. 37, p. 909, 1989.
- [18] M. MU and A. EVANS, Acta.Met, vol. 39, pp. 1587-1503, 1989.
- [19] J. HOWE, International materials reviews, vol. 38, p. 233, 1993.
- [20] J. HOWE et al., Joining and adhesion of advanced inorganic materials.: MRS, 1993.
- [21] B. DALGLEISH, K. TRUMBLE, and A. EVANS, Acta.Metall, vol. 37, no. 7, pp. 1923-1991, 1989.
- [22] M. DRORY and A. EVANS, J.Am.Ceram.Soc, vol. 73, p. 634, 1990.
- [23] H. CAO and A. EVANS, Mech.of Mat, vol. 7, pp. 295-304, 1989.
- [24] G. Lascar Thèse de l'université de Metz 1989.

- [25] M.Y.He,A.GEvans The strength,and fracture Of metal/ceramic bonds Acta metall. mater. vol.39, n°7,(1991) pp.1587-1593.
- [26] L. L. MET-X, "Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X," ENSAM Paris, Paris, Document de formation générale 1997.
- [27] E. MACHERAU, H. WOHLFAHRT, and WOLFSTIEG, HTM, vol. 23, p. 201, 1973.
- [28] K. KLAUS, Eigenspannungen.: Deut. Gesell. Metallkde, 1981.
- [29] V. GUIPONT, "Déterminations expérimentales de contraintes résiduelles au sein d'assemblages céramique/métal réalisés par brasage:Application au couple nitrure de silicium/acier doux," Ecole Centrale de Lyon, Lyon, Thèse de doctorat 1994.
- [30] A. E1426-94, Standard test method for determining the effective elastic parameter for X-ray diffraction measurements of residual stress., 1994.
- [31] C. HSUEH and A. EVANS, J.Eur.Ceram.Soc, vol. 13, no. 1, pp. 35-48, 1999.
- [32] M. NICHOLAS and R. CRISPIN, Proc.Brit.Ceram.Soc, vol. 32, pp. 33-40, 1982.
- [33] K. SAGANUMA, T. OKAMOTO, M. KOIZUMI, and M. SHIMADA, J.Mater.Sci, pp. 648-650, 1985.
- [34] W. POREMBKA, Batelle Tech. Rev, vol. 13, no. 19, pp. 2-7, 1964.
- [35] Y. ISHIDA, J. WANG, and T. SUGA, MRS Int Mtg on Adv.Mats, vol. 8, pp. 145-158
- [36] W. REIMERS and R. DUPKE, "Colloque contraintes résiduelles," in Current and future activities in residual stress analysis by diffraction methods in HMI, Portugal, 1992, pp. 1-23.
- [37] E. WELLE and W. REIMERS, "International conference on residual stresses," in Investigations of residual stress states in brazed meta/ceramic compound, USA, 1994, pp. 8-10.
- [38] S. TANAKA and TAKAHASHI, "ISIJ International," in Effects of X-ray beam collimation on the measurement of residual stress distribution in a Si₃N₄/Steel joint, vol 30 1990 pp 1086,1991.
- [39] M. KURITA, M. SATO, and I. IHARA, J.Amer.Ceram.Soc, vol. 86, no. 60, 1977.
- [40] C. COLIN, Ecole Normale Supérieure des Mines de Paris, Paris, Thèse de doctorat 1991.
- [41] K.SUGANUMA,T. OKMATO, M. KOIZUMI, and M.SHIMADA J.Amer.Ceram.Soc 1983.
- [42] K. SUGANUMA, T. OKMATO, M. KOIZUMI, and M. SHIMADA, J.Amer.Ceram.Soc, pp. 256-257, 1984.
- [43] M. NAKA, T. TANAKA, and I. OKAMOTO, Trans.Jpn weld res.Inst, vol. 14, no. 2,pp85-91, 1985.
- [44] K. SUGANUMA, T. OKAMOTO, Y. MIYAMOTO, M. SHIMADA, and M. KOIZUMI, J.Mater.Sci, vol. 2, pp. 1156-1161, 1986.

[45] T. YAMADA, K. YOKOI, and A. KOHNO, J.Mater.Sci, vol. 25, pp. 2188-2192, 1990

Chapitre III: Simulation numérique

I. Modélisation par élément finis

I.1 Présentation du logiciel :

Le logiciel de calcul Abaqus version 6.16 offre l'avantage de présenter une très grande capacité de calcul et permet l'analyse de structures assez complexes. [1]

Le logiciel commercial Abaqus intégré déjà la méthode des éléments finis et un certain nombre de loi physiques. Il rend assez accessible le développement d'un modèle. A partir d'un fichier de données, désigné par suffixe inp, (qui décrit l'ensemble du problème mécanique), le logiciel analyse les données, effectue les simulations demandées et fournit les résultats dans un fichier désigné par le suffixe odb. Il ne restera plus qu'à exploiter les résultats contenus dans le fichier (odb). Ce fichier de données permet le stockage de toutes les caractéristiques, propriétés des matériaux, le type de chargement et la nature du maillage.

Abaqus propose le module Abaqus.cae, permettant de générer l'ensemble des propose les dix sous modules, figure III.1.

Le post-processeur du logiciel Abaqus est assez puissant puisqu'il permet de donner plusieurs types de résultats.

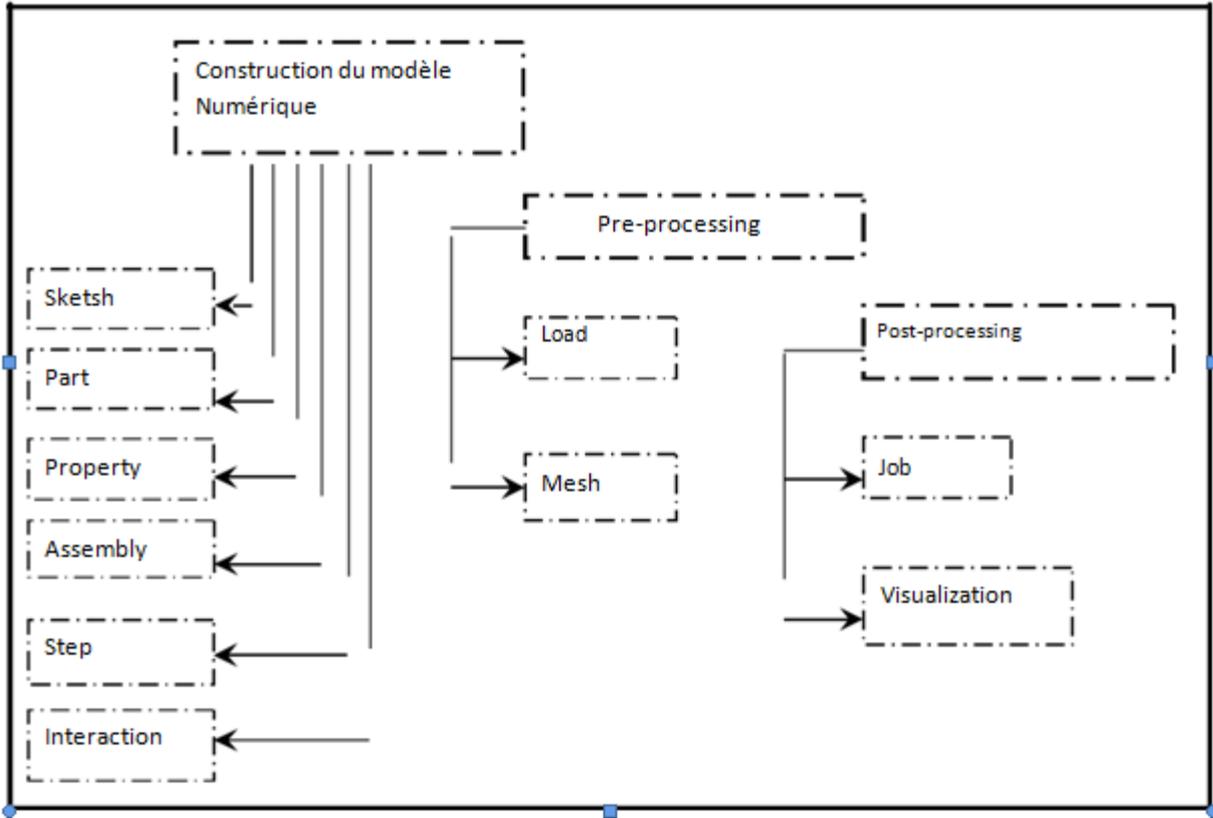


Figure III.1 : Organigramme : ABAQUS CAE

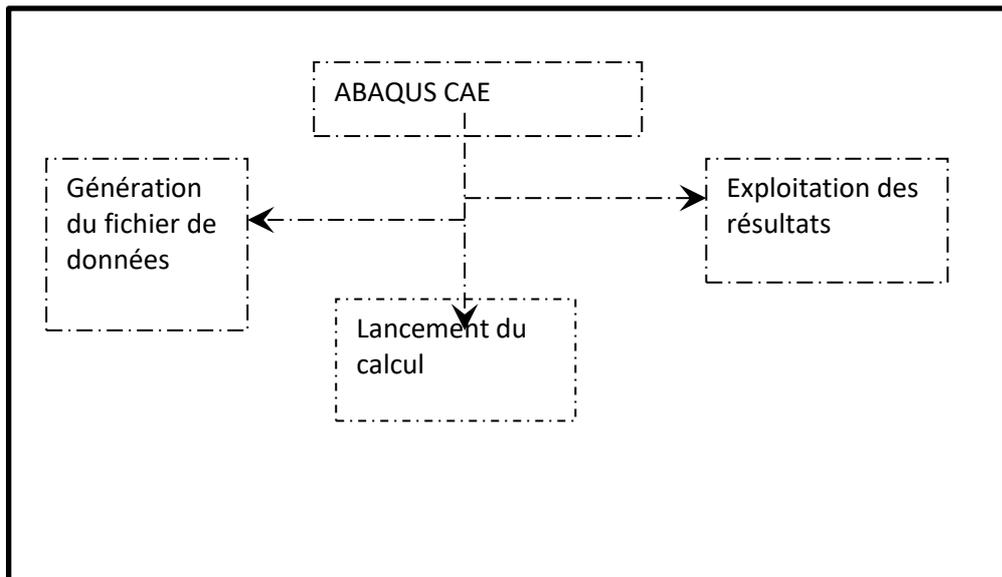


Figure III.2 : Organigramme de simulation

I.2. Modèle utilisé, matériau analysé

Dans cette partie du travail, la méthode des éléments finis a été utilisée pour analyser la distribution et le niveau des contraintes thermiques et mécaniques au voisinage proche de l'interface dans le couple $\text{Ni}/\text{Al}_2\text{O}_3$.

Sur la figure III. 3 sont illustrés le modèle de la structure composée d'un assemblage métal-céramique et le maillage utilisé pour l'analyse de la distribution des contraintes à l'interface métal/céramique.

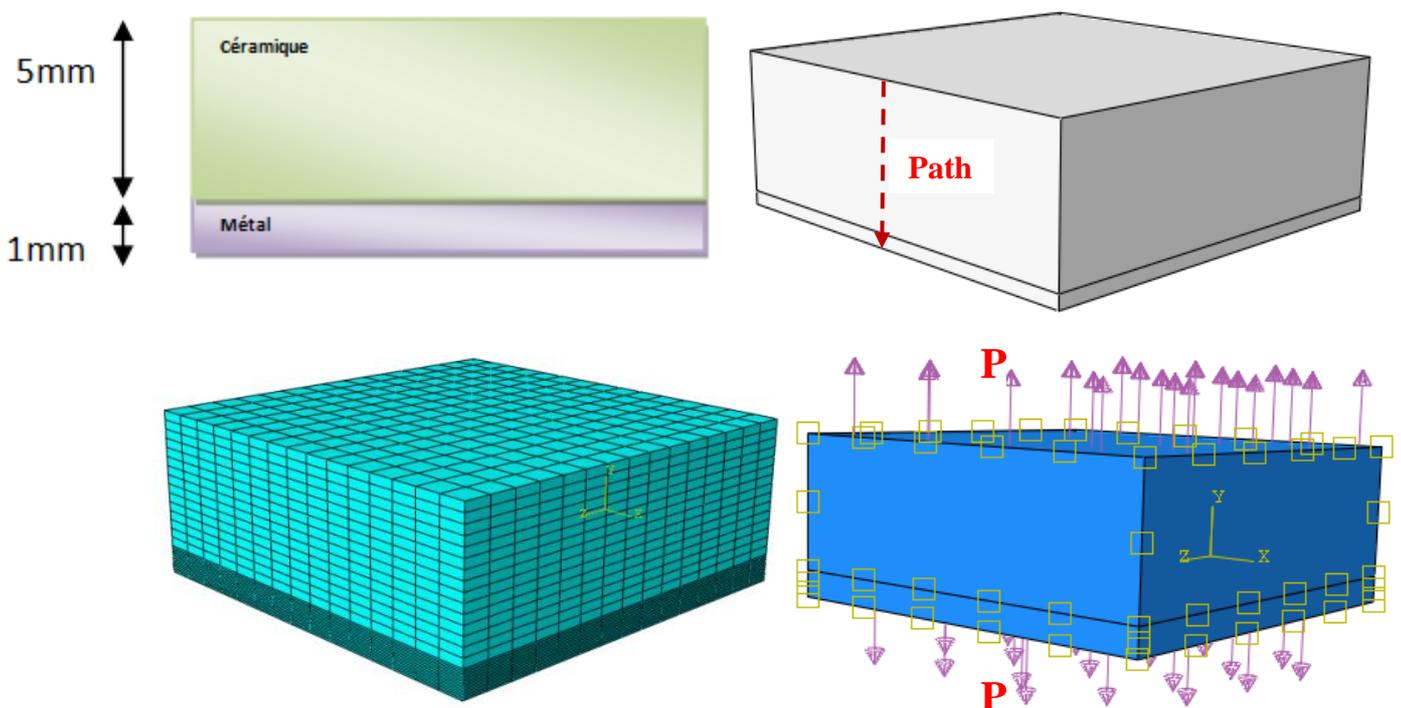


Figure III. 3 : Le modèle et maillage utilisé dans cette étude. [2]

Le comportement mécanique du métal et de la céramique analysé est purement élastique. Les propriétés thermomécaniques du métal et de la céramique sont exposées sur le Tableau suivant :

La Céramique (Al₂O₃) :

Température(c°)	Module de Young (E) (GPa)	Coefficient de Poisson (ν)	Coefficient de dilatation thermique (α) (K ⁻¹)
24.85	375	0.28	6.9 10 ⁻⁶
124.85	375	0.28	6.9 10 ⁻⁶
524.85	350	0.3	6.9 10 ⁻⁶
824.85	340	0.32	6.9 10 ⁻⁶
924.85	314	0.35	6.9 10 ⁻⁶
1024.85	305	0.37	6.9 10 ⁻⁶

*Tableau III.1: Les propriétés mécanique et thermique de la céramique (Al₂O₃). [2]***Le Métal (Ni) :**

Température(c°)	Module de Young (E) (GPa)	Coefficient de Poisson (ν)	Coefficient de dilatation thermique (α) (K ⁻¹)
24.85	205	0.29	13.1 10 ⁻⁶
124.85	200	0.29	13.1 10 ⁻⁶
324.85	190	0.29	13.1 10 ⁻⁶
524.85	117	0.29	13.1 10 ⁻⁶

Tableau III.2 : Les propriétés mécanique et thermique du métal (Ni). [2]

Quand la taille du maillage tend vers zéro on tend vers une solution exacte [3], autrement dit, plus le maillage est fin, plus la solution est fiable, cependant le temps de calcul doit être raisonnable. La nature du maillage dépend de la configuration géométrique de la structure Utilisée.

Le maillage a été raffiné de telle sorte que les résultats obtenus convergent avec un temps optimal. Le nombre d'éléments utilisés est de 6750 (figure III.3).

II. Résultats et analyse

II.1. Effet du chargement Mécanique

L'intensité et la distribution des contraintes équivalente et normales dans la céramique et le métal déterminent la durée de vie des structures assemblées. La figure III.4 montre le niveau et la distribution de ces contraintes induites dans la céramique et le métal pour les quatre composantes de la contrainte, S_{YY} contrainte normale à l'interface, S_{XX} et S_{ZZ} les contraintes parallèles à l'interface et S_{VM} la contrainte équivalente dans le plan des contraintes planes. Le couple Ni/Al₂O₃ est soumis à un chargement mécanique de traction \mathbf{P} (figure III.3).

Les contraintes sont fortement localisées à l'interface métal/céramique. Loin de cette dernière, le métal et la céramique sont totalement relaxés de ces contraintes. Les contraintes normales mettent le métal en tension et la céramique en compression.

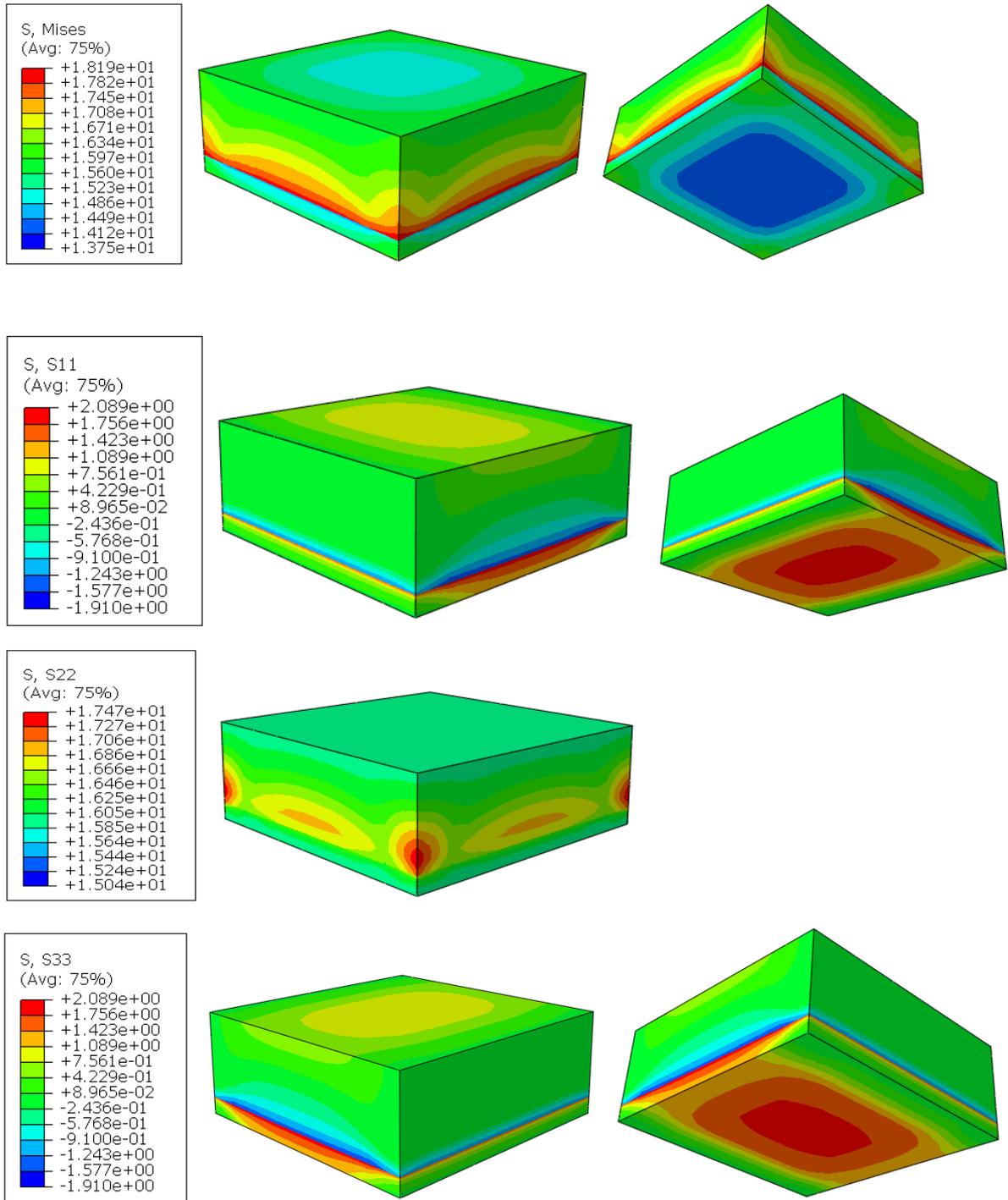


Figure III.4. Distribution des contraintes normales et de Von Mises développées dans le bimatériau sous l'effet d'un chargement mécanique $P=16$ MPa.

L'effet de la contrainte appliquée P sur la distribution des contraintes de Von mises et normales induites dans le métal et la céramique le long de la direction définie par « **path** » (Figure III.3) est représenté sur la figure III.4.

L'effet du chargement mécanique sur l'intensité de la contrainte équivalente de Von Misses est représenté sur la figure III.5.a. Cette figure montre clairement qu'une amplification de ces efforts mécaniques engendre dans l'interface coté céramique des contraintes plus fortes et des contraintes plus faibles à l'interface coté métal. Loin de l'interface, le niveau de la contrainte locale correspond à celui de la contrainte appliquée.

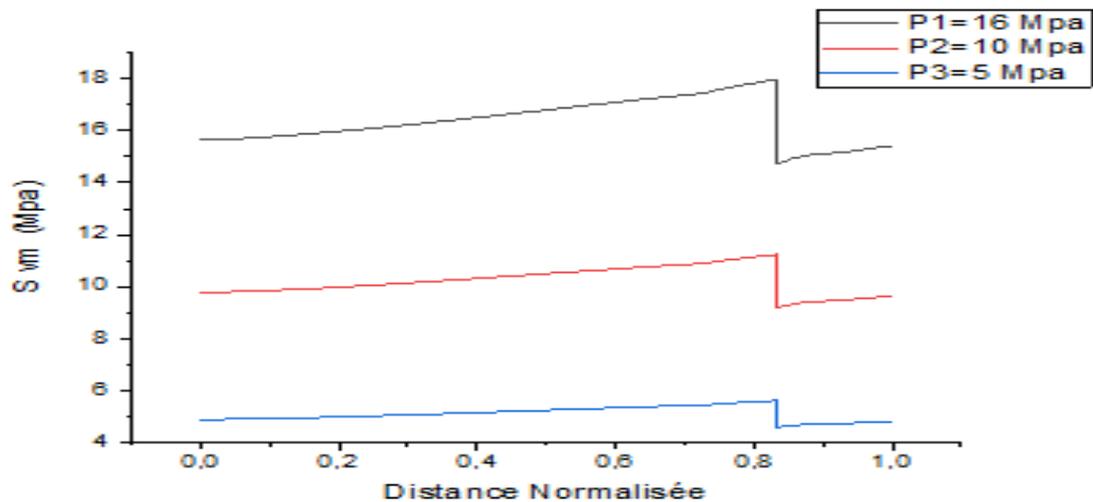


Figure III.5.a : Variation des contraintes Von mises en fonction de la distance normalisée et de la contrainte appliquée

La figure III.5.b montre que les contraintes normales développées dans la direction x S_{xx} sont d'autant plus importantes que la charge appliquée s'intensifie. Elles mettent le métal en tension et la céramique en compression. Les contraintes les plus fortes sont localisées près de l'interface.

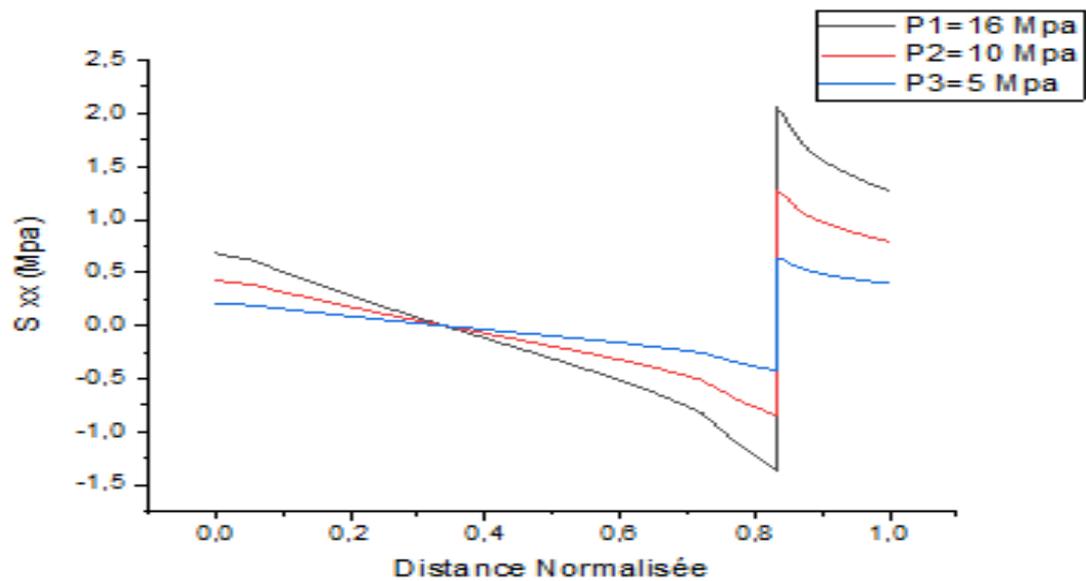


Figure III.5.b : Variation des contraintes normales S_{xx} en fonction de la distance normalisée et de la contrainte appliquée

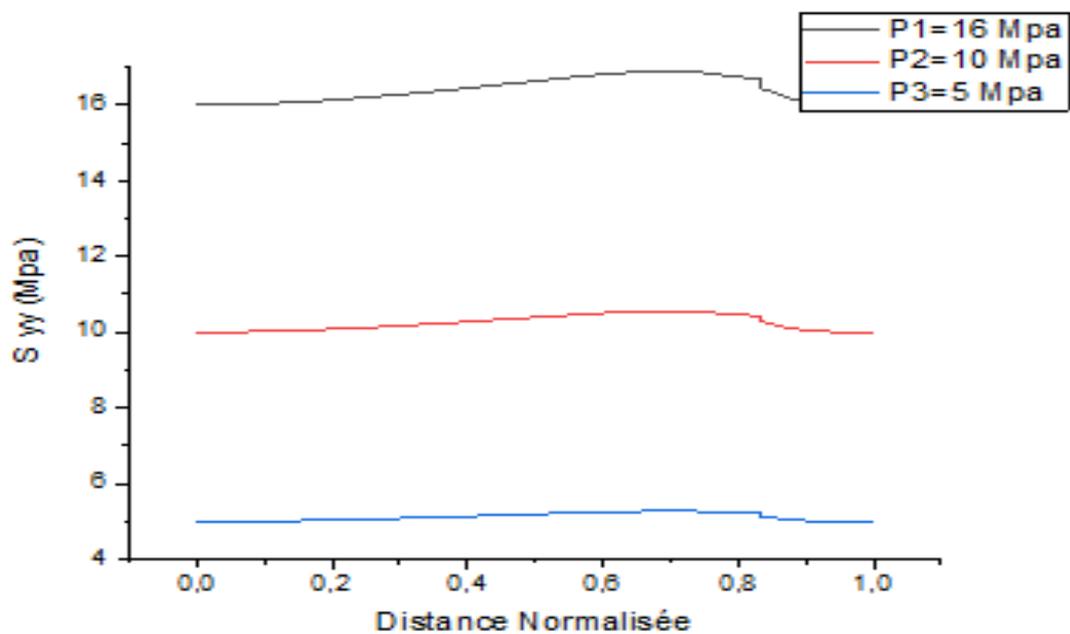


Figure III.5.c : Variation des contraintes normales S_{yy} en fonction de la distance normalisée et de la contrainte appliquée

L'analyse de la **figure III.5.c** montre que la contrainte normale S_{YY} est complètement différente de celle de la composante S_{XX} (**figure III.5.b**). Cette amplitude est plus importante que de la charge mécanique est plus forte. Son niveau maximale est atteinte près de l'interface métal/céramique. Les contraintes induites dans l'interface est plus importante que celle résultant de la contrainte normale S_{XX} .

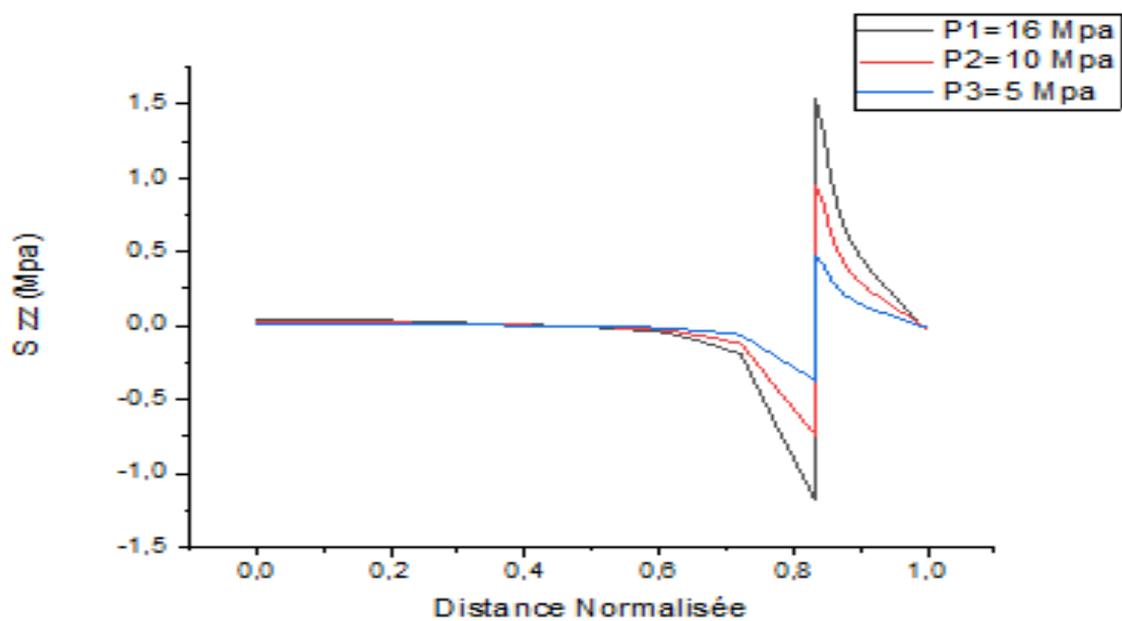


Figure III.5.d: Variation des contraintes normales S_{yy} en fonction de la distance normalisée et de la contrainte appliquée

L'analyse de la **figure III.5.d** montre que la contrainte S_{ZZ} est fortement concentrée à l'interface et de niveau comparable à la contrainte S_{XX} . Cette contrainte met le métal en tension dont l'amplitude croit fortement près de l'interface avec la céramique. Elle augmente avec l'accroissement des efforts mécaniques.

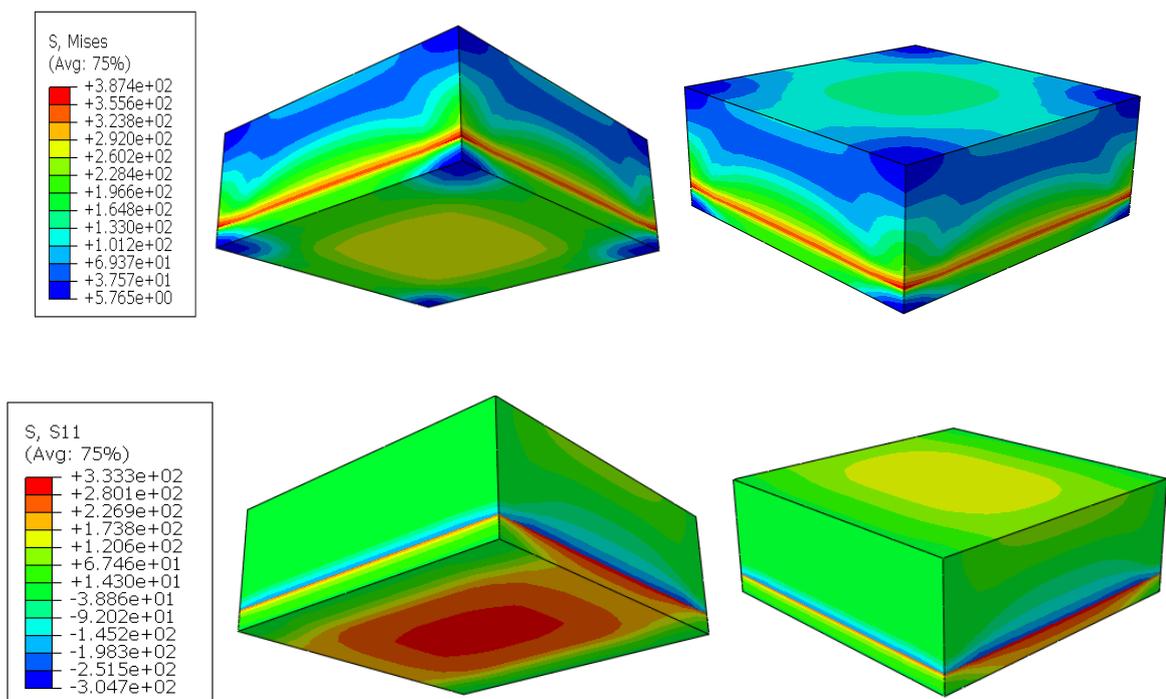
II.2. Effet du chargement thermique

La température est un paramètre fondamental pour la jonction des matériaux. Elle détermine la qualité de l'interface des pièces assemblées. Elle est à l'origine des contraintes résiduelles induites après leur refroidissement. Ces contraintes dues essentiellement à l'écart de coefficient de dilatation thermique de ces composants peuvent conduire à l'endommagement du bimatériau.

Dans cette partie du travail nous analysons numériquement par la méthode des éléments finis la distribution des contraintes induites thermiquement dans le couple Ni/ Al_2O_3 .

Le cycle thermique utilisé pour le calcul consiste en un chauffage à une température donnée élevée suivi d'un refroidissement jusqu'à la température ambiante de 25°C.

Les résultats obtenus sont illustrés sur la figure III.6. Cette dernière montre la variation des contraintes résiduelles en fonction du gradient de température. Les contraintes sont fortement localisées au voisinage très proche de l'interface métal/céramique. Loin de cette dernière, le métal et la céramique est totalement relaxée de ces contraintes.



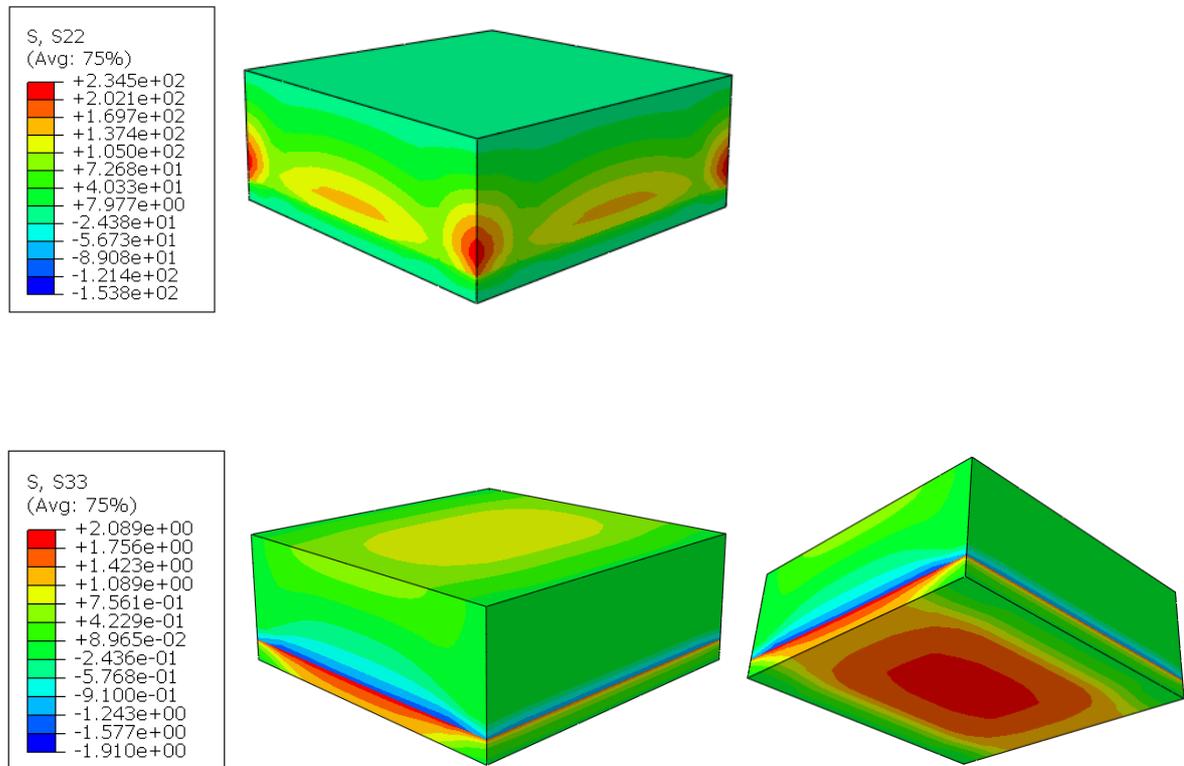


Figure III.6 : Distribution des contraintes normales développées dans le bimatériau type céramique-métal sous l'effet d'un chargement thermique ($T= 300\text{ C}^\circ$).

La figure III.7 montre la variation des contraintes internes normales et Von mises en fonction du gradient de température.

Sur la figure III. 7a est illustré l'effet du gradient de température sur l'intensité de la contrainte interne équivalente de Von Mises. Cette figure montre que le niveau de la contrainte S_{VM} atteint son maximum à l'interface métal/céramique. Le niveau de cette contrainte augmente avec l'augmentation de ce gradient. Un bimatériau porté à des températures élevées induit des contraintes beaucoup plus intenses.

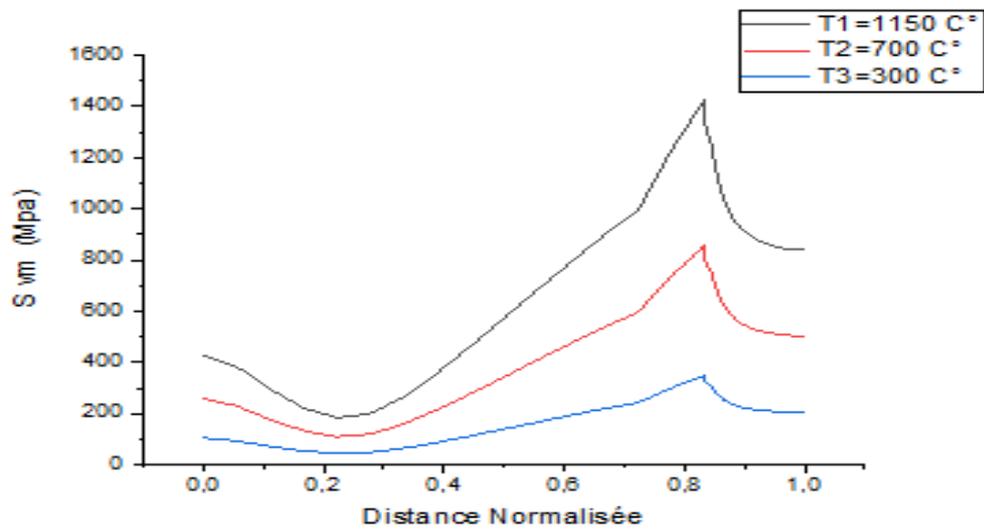


Figure III.7. a : Variation des contraintes vomisses en fonction de la distance normalisée et de la température d'élaboration de la jonction

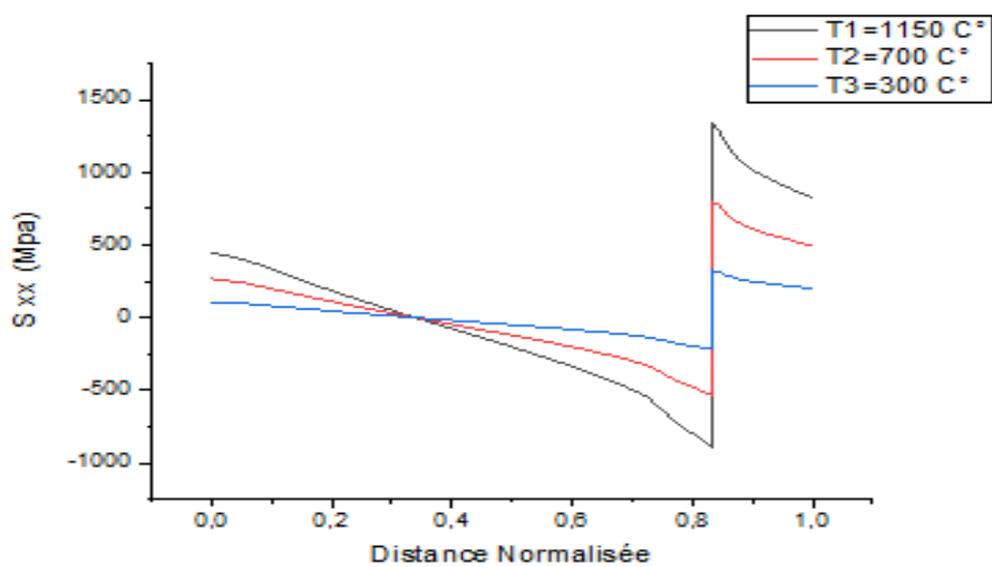


Figure III.7. b : Variation des contraintes normales S_{xx} en fonction de la distance normalisée et de la température d'élaboration de la jonction

L'analyse de la figure III. 7b montre que, les contraintes résiduelles parallèles S_{xx} sont fortement localisées au niveau de l'interface métal/céramique. Ces contraintes sont positives dans la céramique et négatives dans le métal. Loin de l'interface, la jonction se relaxe totalement de ces contraintes.

Cette figure montre aussi qu'un accroissement de ce paramètre physique induit des contraintes plus intenses au voisinage de l'interface métal/céramique.

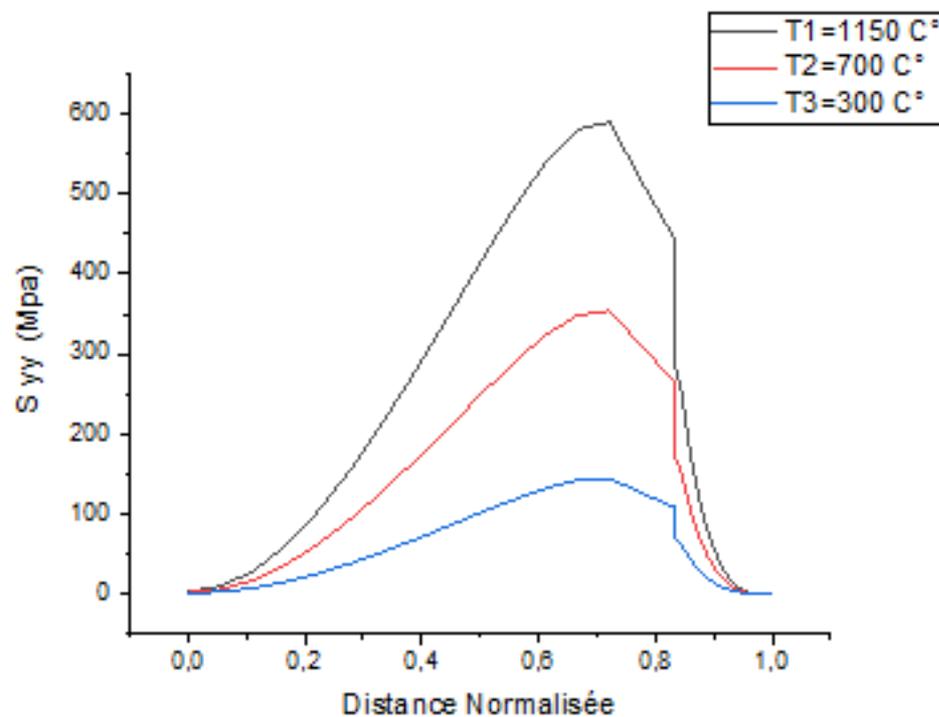


Figure III.7. c : Variation des contraintes normales S_{yy} en fonction de la distance normalisée et de la température d'élaboration de la jonction

Les contraintes internes normales, selon la deuxième direction (yy), sont illustré sur la (figure III.7.c). Ces contraintes sont très élevés au près de l'interface, donc une augmentation de la température d'élaboration entraine un accroissement de l'amplitude des contraintes résiduelles.

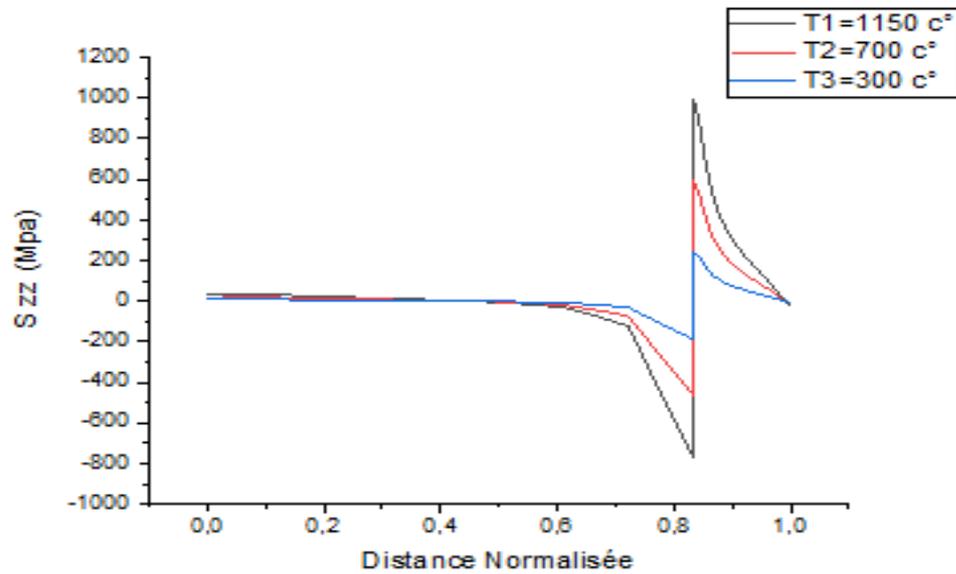


Figure III.7. d : Variation des contraintes normales S_{zz} en fonction de la distance normalisée et de la température d'élaboration de la jonction

Sur la **figure III.7.d** est représentée la variation de la contrainte résiduelle induite dans la troisième direction Z de la structure en fonction de la température, la distribution de ces contraintes sont comparable à ceux des contraintes normale S_{xx} . Les contraintes normales résiduelles développées dans les deux directions X et Z sont d'une intensité beaucoup plus faible que celles induites dans la direction Y.

II.3. Effet du chargement thermomécanique

Dans ce qui suit nous analysons numériquement par la méthode des éléments finis le niveau et la distribution des contraintes internes induites dans le couple Ni/ Al_2O_3 sous l'effet de chargement thermomécanique

Nous avons montré précédemment l'effet du chargement thermique sur les contraintes résiduelles, ces contraintes peuvent conduire à l'endommagement du bimatériau.

En effet, ajoutées aux contraintes de mise en fonctionnement les contraintes résiduelles constituent un risque d'amorçage et de propagation de la fissure. C'est pourquoi dans cette partie du travail nous analysons l'effet combiné des contraintes interne (chargement thermique) et des contraintes de mise en service (chargement mécanique).

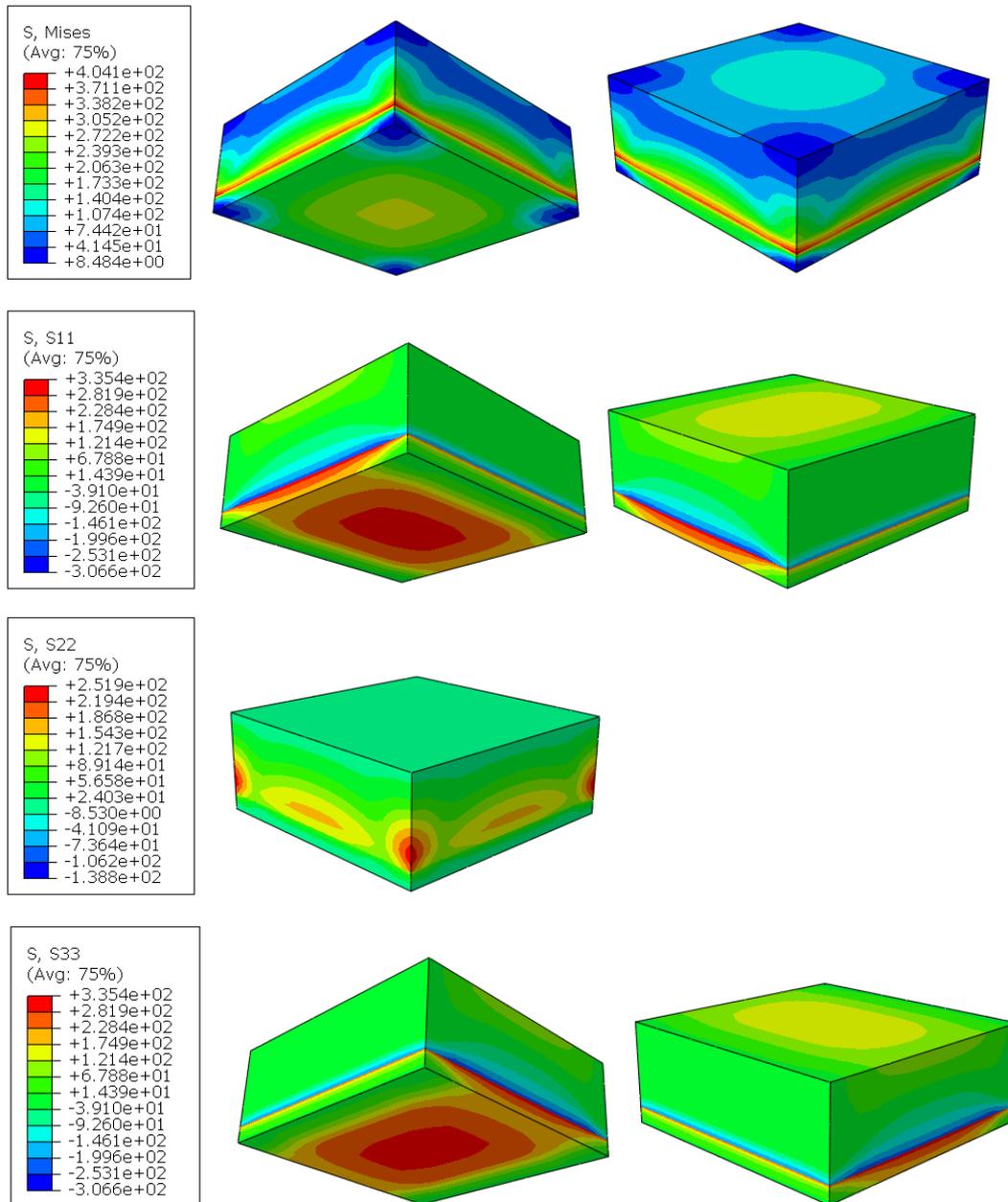


Figure III.8: *Distribution des contraintes normales et Von Mises développées dans le bimatériau type céramique-métal sous l'effet d'un chargement thermomécanique :*

$T=300^{\circ}\text{C}$ et $P=16\text{ MPa}$

La figure III.8 montre le niveau et la distribution des contraintes normales et Von Mises induites dans le métal et la céramique sous l'action à un chargement thermomécanique. Cette figure montre clairement que les contraintes les plus fortes sont localisées à l'interface métal /céramique.

Comparativement au chargement mécanique, le chargement thermomécanique induit à l'interface des contraintes de forte intensité. Ceci est dû au développement des contraintes résiduelles d'origine thermique due à l'écart des propriétés physiques du métal et de la céramique.

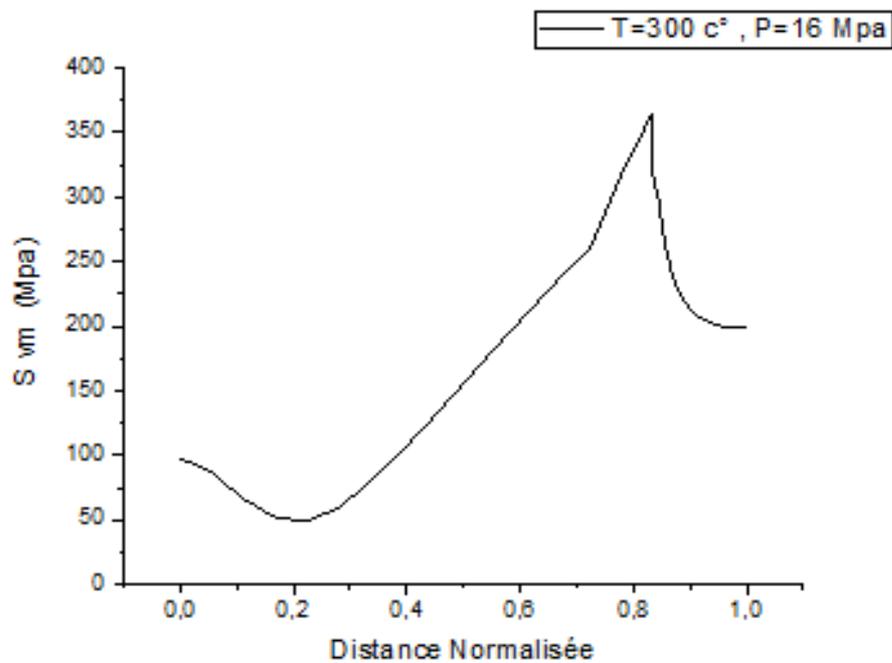


Figure III.9.a : Variation des contraintes Von Mises en fonction de la distance normalisée : $P= 16\text{MPa}$ et $T =300^{\circ}\text{C}$

Les (figure III.9.a), (figure III.9.b) et (figure III.9.c), montrent la variation de la contrainte induite thermo-mécaniquement selon les directions X (S_{xx}) Y (S_{yy}) et Z (S_{zz}) de la structure en fonction de l'intensité du chargement P. Les contraintes engendrées par des sollicitations thermomécaniques sont légèrement plus élevées que les contraintes engendrées par chargement purement mécanique.

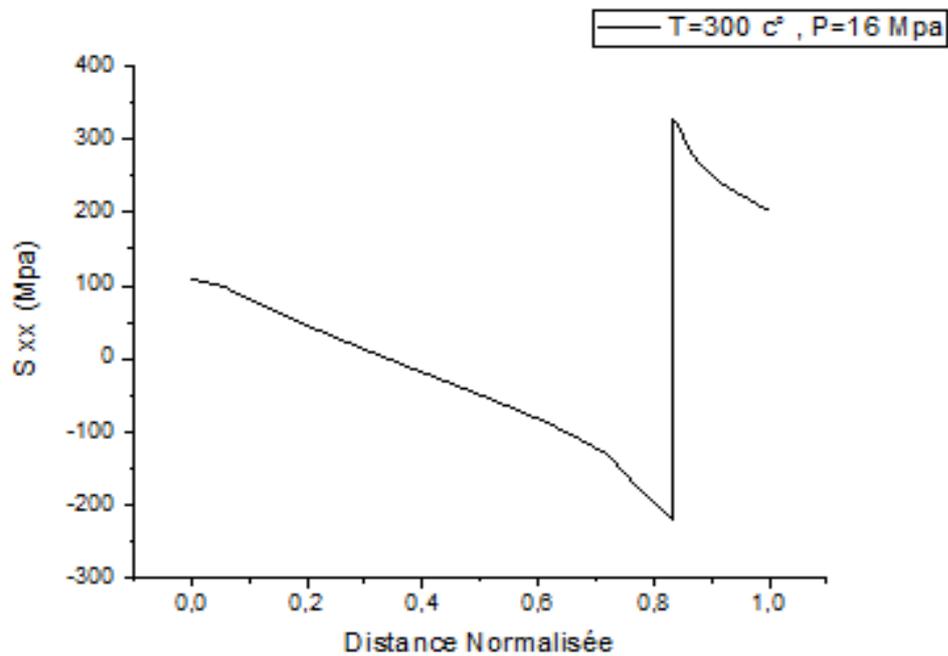


Figure III.9.b : Variation des contraintes normales S_{xx} en fonction de la distance normalisée: $P= 16\text{MPa}$ et $T = 300^{\circ}\text{C}$

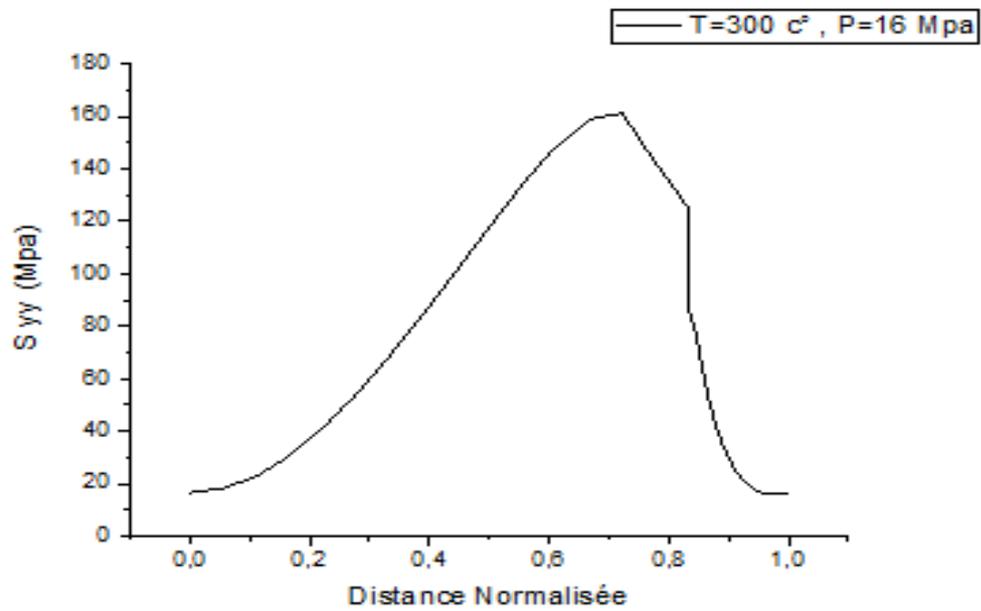


Figure III.9.c : Variation des contraintes normales S_{yy} en fonction de la distance normalisée : $P= 16\text{MPa}$ et $T =300^{\circ}\text{C}$

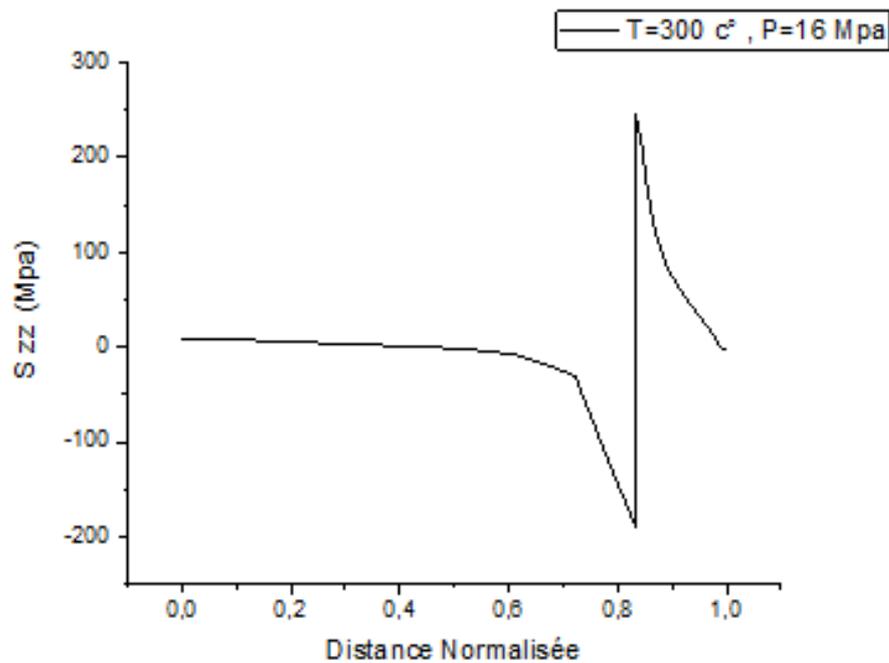


Figure III.9.d : Variation des contraintes normales S_{zz} en fonction de la distance normalisée : $P= 16\text{MPa}$ et $T =300^{\circ}\text{C}$

II.4. Effet des propriétés physiques du métal (Coefficient de dilatation thermique) .

Dans cette partie du travail, nous analysons l'effet du Coefficient de dilatation thermique α du métal sur le niveau et la distribution des contraintes résiduelles d'origine thermique dans le métal et la céramique. La structure est soumise à un chargement thermomécanique ($P= 16 \text{ MPa}$ et $T= 300\text{C}^\circ$).

Le Coefficient de dilatation des matériaux : Les taux de dilatation et de contraction de chaque matériau, ainsi que leur ductilité permettent de prévoir comment le matériau réagira au moment du chauffage. Le coefficient de dilatation représente la valeur de l'augmentation de volume d'un matériau. Plus précisément, il représente la valeur de la déformation linéaire du matériau. En somme, le coefficient de dilatation thermique donne une indication juste de la déformation que subira un bimatériau au cours du processus de son élaboration. De ce fait, ce paramètre physique détermine le niveau des contraintes internes induites thermiquement dans l'assemblage métal-céramique.

Les tableaux suivants donnent la valeur des coefficients de dilatation des métaux utilisés dans cette étude.

Nous avons donc analysé l'effet du coefficient de dilatation thermique du métal conjointement lié à la céramique sur l'intensité des contraintes internes induites dans ces deux composants (figure III.10 et III.11).

Métal (Cu) :

	Module de Young (E)	coefficient de Poisson (v)	Dilatation thermique (α)
Métal (Cu)	128 GPa	0,30	$16,6 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$

Tableau III.3 : Les propriétés mécanique et thermique du métal (Cu).

Métal (AL) :

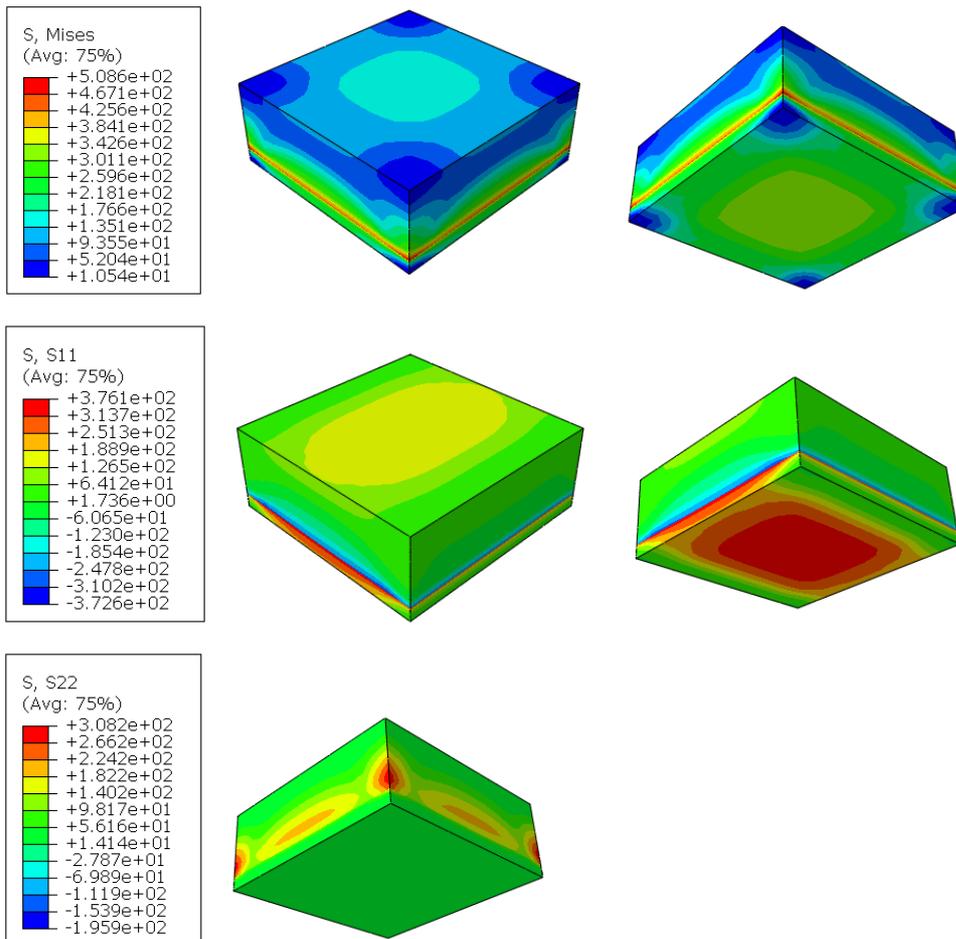
	Module de Young (E)	coefficient de Poisson (v)	Dilatation thermique (α)
Métal (AL))	62 GPa	0,30	$26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$

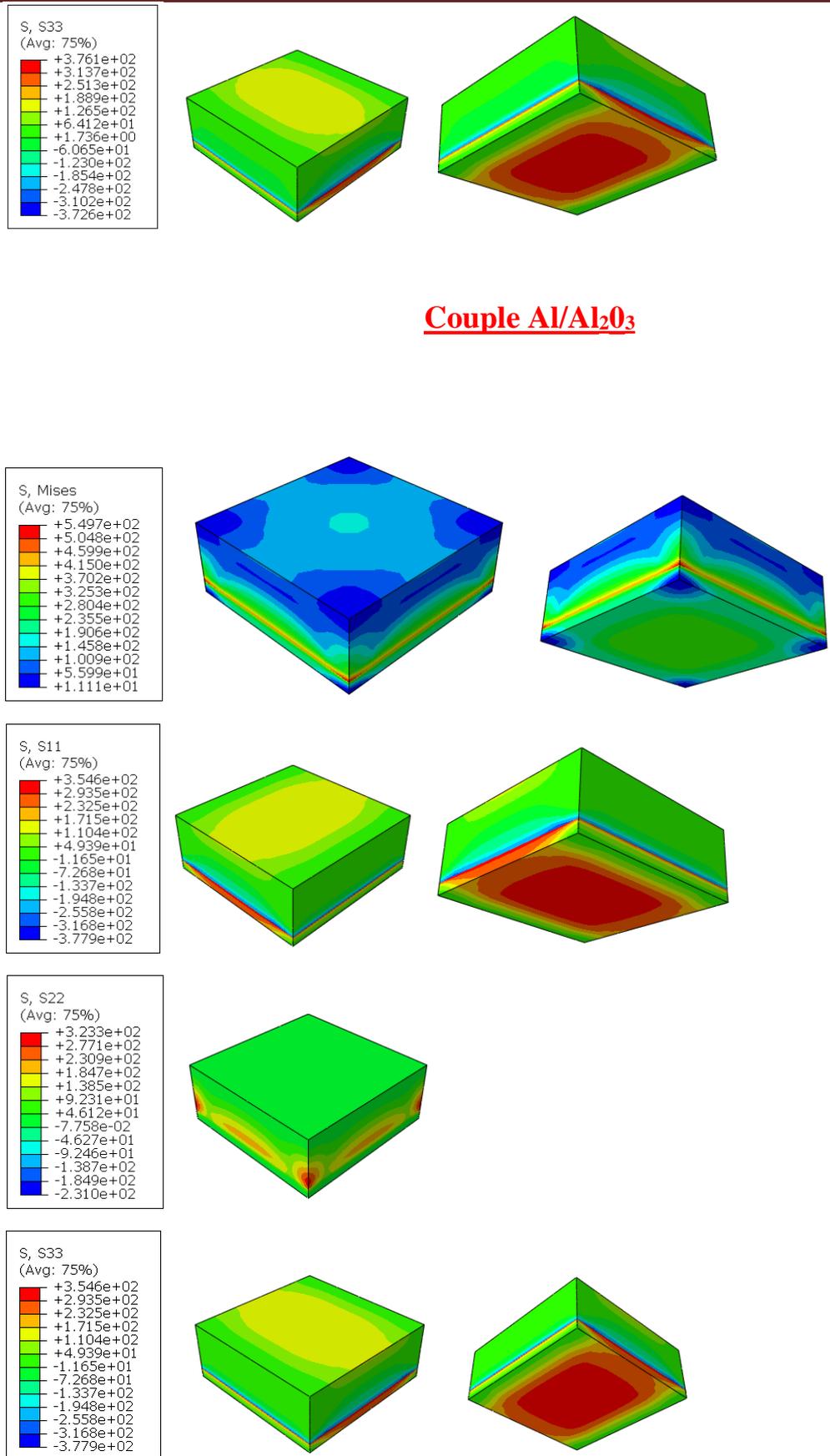
Tableau III.4 : Les propriétés mécanique et thermique du métal (Al).

Les résultats ainsi obtenus sont représentés sur la figure III.10. Les contraintes résiduelles induites dans la direction X et Z dans le métal et la céramique sont d'autant plus importantes que le Coefficient de dilatation thermique α est forte . Ces contraintes, de signe opposé, sollicite le métal en tension et la céramique en compression.

Sur la figure III.11.est illustrée la variation des contraintes S_{VM} et S_{YY} en fonction de la distance normalisée et le coeficient de la dilatation thermique du métal. Dans cette direction, les deux composants de cette assemblage sont en tension dont l'amplitude dépend du coefficient de dilatation thermique du métal lié à l'alumine. En effet, plus la dilatation thermique du métal conjointement lié à l'alumine croît plus les contraintes engendrées dans ces deux constituants sont de forte niveau.

Couple Cu/Al₂O₃





Couple Al/Al₂O₃

Figure III.10 : *Distribution des contraintes normales et Von Mises développées dans les bimatériaux Al/Al₂O₃ et Cu/Al₂O₃ sous l'effet d'un chargement thermomécanique :*

T=300°C et P=16 MPa

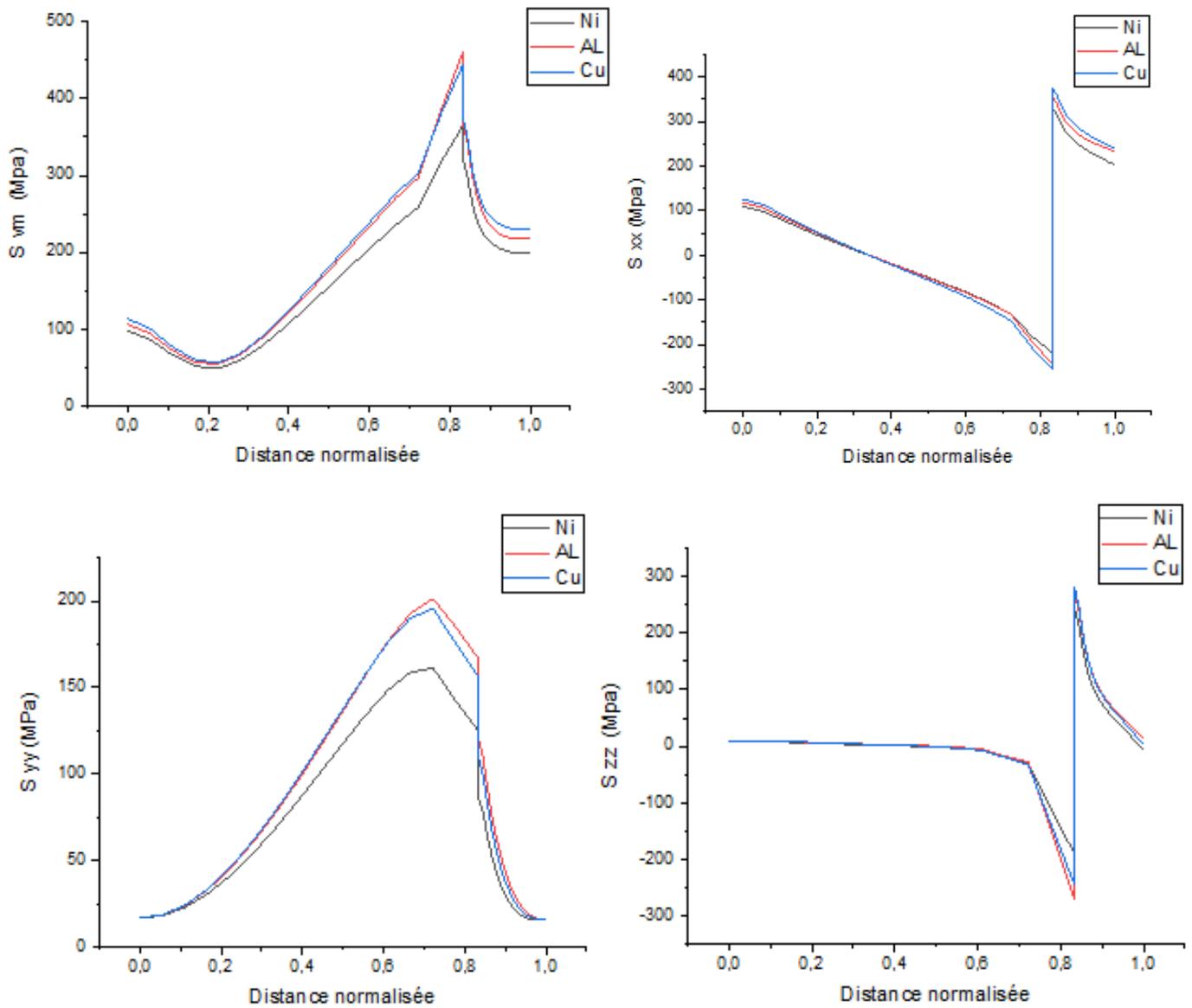


Figure III.11. : Variation des contraintes résiduelles en fonction de la distance normalisée et du coefficient de dilatation thermique du métal

Références bibliographiques

- [1] *Hibbitt, Karlsson& Sorensen, ABAQUS/CAE User Manual.Inc.2000*
- [2] *Lamine HATTALI "caractérisation et modélisation thermo-mécaniques des assemblages métal-céramique élaborés par thermocompression" these doctorat l'école centrale de LYON 2009.*
- [3] *Nicodeau "Modélisation de soudage en continu de composite a matrice thermoplastique ".thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure d Arts et Metiers de l ENSSAM, Paris,2005.*

Conclusion générale

Conclusion générale

L'étude de la jonction Ni/ Al_2O_3 et l'évaluation des contraintes résiduelles par simulation numérique nous conduit aux conclusions suivantes :

- Les contraintes internes sont fortement localisées à l'interface métal/céramique. Loin de cette dernière, le métal et la céramique sont totalement relaxés de ces contraintes.

- Le niveau de la contrainte équivalente et des contraintes normales induites dans la céramique et le métal augmente avec l'augmentation de l'intensité des contraintes appliquées ;

- Les contraintes normales développées selon l'axe X et Z de la jonction mettent le métal en tension et la céramique en compression. Ces contraintes d'un niveau comparables sont fortement localisées au voisinage très proche de l'interface. Leur niveau croît avec l'accroissement des efforts mécaniques appliqués. Les contraintes normales de tension engendrées dans la direction d'application de ces efforts sont de forte intensité à l'interface. Dans cette zone de l'assemblage leur niveau est plus élevé que celui de la contrainte appliquée à la structure. Loin de l'interface leur amplitude tend vers celle des efforts appliqués.

- Le niveau des contraintes internes tridimensionnelles induites dans la céramique et dans le métal croît avec l'accroissement du gradient de température au cours du refroidissement ;

- la différence entre les coefficients de dilatation thermiques des deux matériaux (métal et céramique) conjointement liés induit, dans ces deux constituants, des contraintes internes. Cette différence conditionne le niveau et la distribution de ces contraintes.