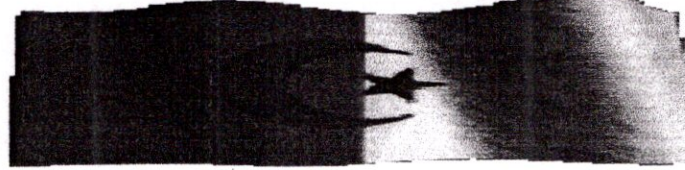


024/09
Exn

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de L'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
UNIVERSITE SAAD DAHLEB. BLIDA
Faculté des Sciences d'Ingénieur
Département d'Aéronautique



024/09
Exn

Projet de fin d'études en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état

Filière: Construction et Maintenance en Aéronautique

Spécialité : Structure

**ANALYSE NUMERIQUE DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LES
BI-MATERIEUX ET L'ADAPTATION SUR UNE CHAMBRE DE
COMBUSTION**

Présenté par :

✚ BELHORMA MOHAMED
✚ YOUBI BOUMEDIENE

Encadré par :

Dr: ALLALIA

Année Universitaire : 2008-2009

Dédicace

*A ceux qui m'ont soutenu le moral durant toutes
les phases de ma vie et qui m'ont appris toutes les
bonne valeurs ;*

*A mes parents, ma raison de vivre,
Symbole de courage et de sacrifice, que Dieu les gardes.*

A mon frère : Sofiane

A « MY ANGEL »

A toutes la famille BELHORMA

A mes amies

A tous mes collègues sans exception.

BELHORMA Mohamed

REMERCIEMENTS

Tout d'abord un grand Merci pour DIEU tout puissant.

Ensuite on exprimer nos sincères remerciements à Mr ALLALIA, notre encadreur, Qui par son expérience et son enthousiasme, nous a prodigué beaucoup de conseils et d'améliorations tout au long de ce modeste projet.

Nous voudrions également exprimer notre profonde reconnaissance à Pr. M.MAZARI et Dr.ZEMRI (laboratoire de matériaux et systèmes réactifs) à Mr BOUZIANE (laboratoire agréé pour l'étude et la caractérisation des matériaux) Université de DJILALI LIABES SIDI BEL ABBES , qui ont été un aide pour notre travail. Ses conseils et ses commentaires précieux nous ont permis de surmonter nos difficultés et de progresser dans nos études.

Et enfin, nous remercierons toutes les personnes ayant contribué de près ou de loin a la réalisation de ce modeste travail, nous apprécions leurs geste et efforts fourni pour notre réussite, A tous(es) les amis(es) sans exception.

Avec tous nos sentiments de reconnaissance et de gratitude.

Table des matières :

Résumé

Notation

Liste des figures

Introduction générale.....1

Chapitre I

I.1 Rappels des propriétés physiques et thermiques des métaux.....2

I.1.1 Conductivité électrique2

I.1.2 Conductivité Thermique.....9

I.1.3 Capacité thermique.....11

I.1.4 Conductibilité thermique12

Conclusion.....17

Chapitre II

II.1 Propriétés mécaniques18

1.1. Introduction18

1.2. . Les modules d'élasticité.....18

1.3. Dureté, Résistance mécanique et résistance du réseau cristallin19

1.4. . Variation au cours du temps de la résistance mécanique20

II .2. Propriétés plastiques20

II.3. Propriétés thermiques22

3.1. La chaleur spécifique22

3. 2. Coefficient de dilatation thermique25

4. Conductibilité thermique28

II.4. Propriétés physiques30

1. Conductivité et résistivité30

2. Conductivité ionique30

III.5.1. Champ de contraintes résiduelles dans le couple céramique métal	54
III.6. Méthode numérique	55
III.7. Relaxation des contraintes internes	55
III.7.1. Par déformation plastique	55
III.7.2 Par fissuration	56
Chapitre VI :	
IV.1 Introduction	59
IV.2 Présentation des logiciels	59
IV.3 Méthode des éléments finis	62
IV.4 Analyse et interprétations	66
Conclusion générale.....	91

Figure II.5: Courbes de Condon Morse relatives à l'énergie (a) et la force (b) de liaison de deux atomes d'un solide.....	34
Figure II.6: Variation du caractère de la liaison avec la différence des valeurs d'électronégativités des atomes.....	36
Figure II.7 : Courbe de Condon Morse relative à un métal et à une céramique.....	37
Figure. III.8 : schéma d'une goutte sensible d'un liquide sur un solide.....	41
Figure III.9 : Variation de la contrainte de rupture de l'interface en fonction de l'angle de mouillage.....	42
Figure. III.10 : schémas représentatif d'une interface, a) : interface rugueuse, b) : interface lisse.....	44

Chapitre III :

Figure. III.1: Définition schématique des contraintes résiduelles d'ordre I, II et III dans un domaine couvrant plusieurs grains.....	50
Figure.III.2 : méthode de trou classique et du trépan 56.....	52
Figure III.3: Schéma des effets dus à la différence de dilatation thermique des deux Matériaux (α_m α_c).....	54
Figure III-4: (a) Coupe transversale verticale d'une couche d'alumine déposée par projection plasma montrant la structure lamellaire, (b) Surface polie parallèle au substrat montrant les canaux de pores et les microfissures dans la lamelle.....	57

Chapitre VI :

Figure IV.1' : ANSYS Multiphysics.....	60
Figure IV.2' : Franc2d	61
Figure IV.3' : Maillage d'un bi-matériau.....	61
Figure IV.4' : chambre de combustion maillée avec ANSYS.....	63
Figure IV.5' : maillage de la plaque étudiée.....	63

Figure IV.6' : Représentation schématique d'une jonction céramique-métal les deux positions (P1, P2).....	65
Figure IV.7 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P1.....	67
Figure IV.8 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P2.....	68
Figure IV.9 : Variation des contraintes normales σ_{yy} en fonction de l'interdistance a P1.....	69
Figure IV.10 : Variation des contraintes normales σ_{yy} en fonction de l'interdistance a P2.....	70
Figure IV.11 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P1.....	71
Figure IV.12 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P2.....	71
Figure IV.13 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P1.....	73
Figure IV.14 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P2.....	73
Figure IV.15 : Variation des contraintes normales σ_{yy} en fonction de l'interdistance a P1.....	74
Figure IV.16 : Variation des contraintes normales σ_{yy} en fonction de l'interdistance a P2.....	75
Figure IV.17 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P1.....	76
Figure IV.18 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P2.....	76
Figure IV.19 (a) et (b) : Variation des contraintes résiduelles en fonction de l'interdistance.....	78

Figure IV.20 : Variation des contraintes résiduelles en fonction de l'interdistance.....	79
Figure IV.21 : Variation des contraintes résiduelles en fonction de l'interdistance.....	80
Figure IV.22 : Distribution et niveau de contraintes résiduelles normales et tangentielles pour le Couple $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Pt}$ à $\Delta T = 0.95T_f$	84
Figure IV.23 : Distribution et niveau des contraintes résiduelles normales et tangentielles pour le Couple $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ à $\Delta T = 0.95T_f$	87
Figure IV.24 : Distribution et niveau des contraintes résiduelles normales et tangentielles pour le Couple $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cu}$ à $\Delta T = 0.95T_f$	90

Liste des tableaux :

Chapitre I :

Tableau I-1 : Température critique de quelques composés.....	6
Tableau I-2 : Capacité thermique de quelques éléments, à 25°C.....	12
Tableau I-3 : Conductibilités thermique et électrique de quelques métaux, à 25°C.....	13

Chapitre II :

Tableau II-1 : Modules spécifiques : comparaison entre les métaux et les céramiques.....	19
Tableau II-2 : Dureté normalisée des métaux, alliage et céramique.....	19
Tableau II-3 Chaleurs spécifiques moyennes des matériaux réfractaires et des briques(entre 20°C et T=1600°C) en Kcal/Kg°C.....	24
Tableau II.4 : Coefficients de dilatation thermique pour quelques cristaux anisotropes (a / °C. 10 ⁻⁶).....	27
Tableau II-5 : Electronegativité des éléments des trois premières lignes du tableau périodique.....	35
Tableau II-6: Point de fusion, coefficient de dilatation thermique et module d'élasticité de différents métaux et céramiques.....	38
Tableau II-7 : Coefficient d'auto-diffusion pour certains métaux et céramiques	39

المخلص

هذه المذكرة الهدف منها دراسة ما يسمى بثنائي المادة و طرق الربط بين عناصرها ، و ذلك بعد القيام بمزج عدة عناصر. و كتطبيق لها في ميدان هندسة الطيران و الطاقة ، أخذنا كمثال "غرفة الاحتراق" في محرك الطائرة ، و قمنا بمحاكاة رقمية الغرض منها دراسة ميكانيكية للجهود المتبقية ، و ذلك باستعمال برامج رقمية تقوم بحساب هذه الأخيرة ، مستعملة " طريقة العناصر المنتهية" (*ANSYS franc-2D*) ، و تمثيلها بيانيا باستعمال (*CASCA*).

RESUME

Dans l'étude présentée, on a regroupé plusieurs éléments qui sont respectivement les bi-matériaux, les mécanismes de liaisons entre eux; une projection sur le domaine aéronautique et énergétique avec l'exemple de la chambre de combustion et enfin une simulation numérique des contraintes résiduelles par des logiciels utilisent la méthode des éléments finis (*franc-2D*), *ANSYS* et la visualisation des contrainte était par le *CASCA*.

Abstract

In the study presented, one gathered several elements which are respectively the Bi-materials, mechanisms of connections between them; a projection on the aeronautical and energy field with the example of the combustion chamber and finally a digital simulation of the residual stresses by software use the finite element method (*franc-2D*), *ANSYS* and the visualization of the stress was by the *CASCA*.

هذه المذكرة الهدف منها دراسة ما يسمى بثنائي المادة و طرق الربط بين عناصرها ، و ذلك بعد القيام بمزج عدة عناصر. و كتطبيق لها في ميدان هندسة الطيران و الطاقة ، أخذنا كمثال "غرفة الاحتراق" في محرك الطائرة ، و قمنا بمحاكاة رقمية الغرض منها دراسة ميكانيكية للجهود المتبقية ، و ذلك باستعمال برامج رقمية تقوم بحساب هذه الأخيرة ، مستعملة " طريقة العناصر المنتهية" (*ANSYS franc-2D*) ، و تمثيلها بيانيا باستعمال (*CASCA*).

Notation

- d : distance normalisée, $d = \frac{z}{e}$, $0 \leq z \leq e$, $e \neq 0$ et $e_m \leq e \leq e_c$,
- e_m : Epaisseur du métal en mm,
- e_c : Epaisseur de la céramique en mm,
- T_ϵ : température d'élaboration en °C,
- T_f : température de fusion en °C,
- T_0 : température ambiante en °C,
- ΔT : gradient de la température en °C,
- E : module de Young en GPa,
- α : Coefficient de dilatation thermique $10^{-6} \cdot K^{-1}$?
- ν : Coefficient de Poisson,
- σ_{rr} : Contraintes résiduelles radiales en MPa,
- $\sigma_{\theta\theta}$: Contraintes résiduelles circonférentielles en MPa,
- σ_{zz} : Contraintes résiduelles longitudinales en MPa,
- $\sigma_{r\theta}, \sigma_{z\theta}$ et σ_{rz} : Contraintes résiduelles de cisaillement en MPa,
- λ : Conductivité thermique en $M.m^{-1}.K^{-1}$,
- ϵ : Déformation linière,
- σ^* : contrainte résiduelle moyenne en MPa.

Introduction générale :

Les matériaux composites sont largement utilisés dans l'industrie grâce à leurs propriétés qui sont compatibles avec nos besoins, parmi ces matériaux on trouve les bi-matériaux de type céramique-métal qui possèdent des propriétés mécaniques et physiques totalement différents.

Dans l'assemblage de ces derniers cette opposition provoque un champ des contraintes résiduelles qui joue un rôle très important sur leurs performances et durées de vie d'une partie.

D'autre part ces contraintes vont chuter le facteur d'intensité des contraintes de céramique liée au métal sur tout dans la zone de l'interface, ce qui nécessite la connaissance du comportement de ces contraintes.

Actuellement l'étude sur les contraintes résiduelles se fait analytiquement ou numériquement par la méthode des éléments finis. Cette analyse s'applique pour les matériaux à comportement mécanique linéaire ou non.

Ce travail porte sur la détermination par la méthode des éléments finis des contraintes résiduelles d'origine thermique et mécanique dans les bi-matériaux de type céramique-métal élaborés à l'état solide.

Différentes techniques expérimentales de mesure ont été développées pour l'analyse des contraintes résiduelles dans les structures assemblées et plus particulièrement pour des matériaux homogènes et des matériaux hétérogènes.

Cette étude comporte quatre chapitres. Les deux premiers chapitres portent sur des rappels théoriques des propriétés mécaniques et physiques des céramiques et des métaux ainsi que sur les techniques et les mécanismes de leurs liaisons qui peuvent être utilisées dans la nouvelle conception des chambres de combustion. Le troisième chapitre est consacré à la description des techniques expérimentales de mesure des contraintes résiduelles et à leurs différentes méthodes de calcul ainsi que leur influence sur la rupture de ce type.

Notre travail se propose deux objectifs. À cet effet nous avons déterminé numériquement par la méthode des éléments finis les états, le niveau et la distribution des contraintes résiduelles présentes dans les couples céramique-métal. Cette analyse est faite en fonction des propriétés mécaniques et physiques de ces deux matériaux, du rapport de leur température de son élaboration.



PROPRIÉTÉS DES MÉTAUX



Chapitre I : Propriétés des métaux

I.1 Rappels des propriétés physiques et thermiques des métaux :

I.1.1 Conductivité électrique :

Un conducteur électrique est un matériau qui possède des électrons libres permettant le transport d'un courant électrique. La conduction électrique revêt une grande importance technique. La conductivité k et la résistivité r électriques des matériaux varient très fortement en fonction de la nature de leurs liaisons chimiques, de leurs compositions chimiques et de leurs températures^[1] (Fig. I-1 et Fig. I-2) .

On distingue trois types de conducteurs :

1. Les métaux :

Les métaux ont une bande de valence incomplète et conduisent l'électricité à zéro degré kelvin. A cette température, sous l'action d'un champ électrique modéré et en l'absence de toute autre excitation extérieure, comme la lumière par exemple, on observerait un déplacement électronique seulement. Le nombre d'électrons mobiles dans la bande de conduction est très élevé et ne varie pas avec la température ; leur conductivité diminue lorsque la température augmente parce que la mobilité des électrons décroît. Cette diminution est due à l'augmentation du nombre de collisions des électrons avec les ions du réseau et de l'amplitude des vibrations du réseau. La variation de la conductivité électrique dans le cristal réel est fonction de la température, du nombre de défauts du cristal, du taux d'impuretés (Fig.I-3) ou d'éléments d'alliages qu'il contient.

La résistivité électrique des métaux est exprimée par la loi de Matthiessen^[2] (Fig. I-4).

$$r = r_i + r_r \quad (1.1)$$

r_i : résistivité idéale des métaux purs, elle dépend du degré de perfection physique et de la composition chimique de l'échantillon. Elle varie suivant la méthode d'élaboration, le degré de pureté et le traitement thermique ou mécanique.

r_r : la résistivité résiduelle est fonction des interactions des électrons avec la vibration thermique du réseau ; elle varie considérablement avec la température.

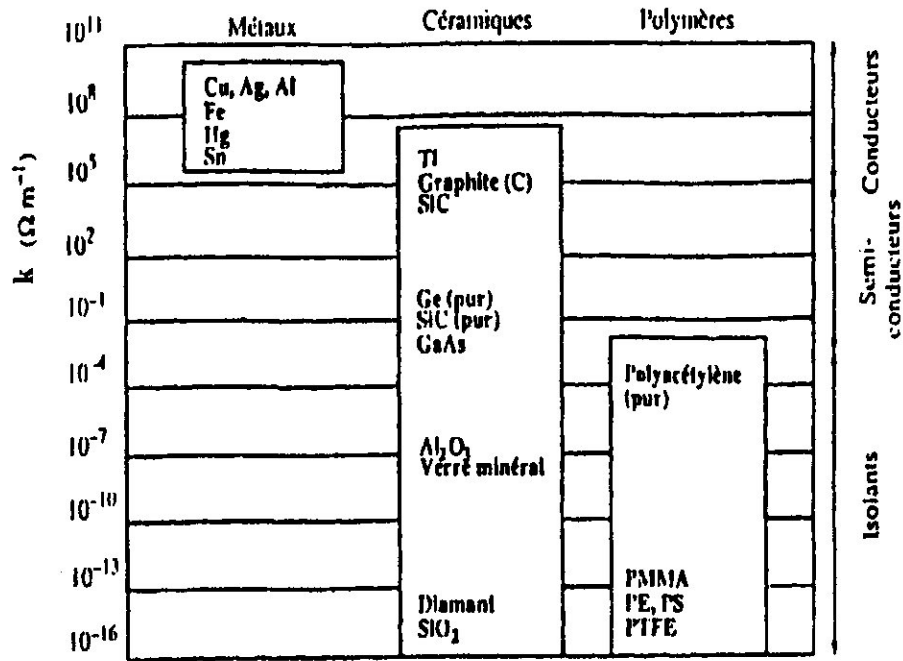


Figure I-1 : Tableau comparatif des valeurs de la conductivité électrique intrinsèque k pour les différentes classes de matériaux à température ambiante.

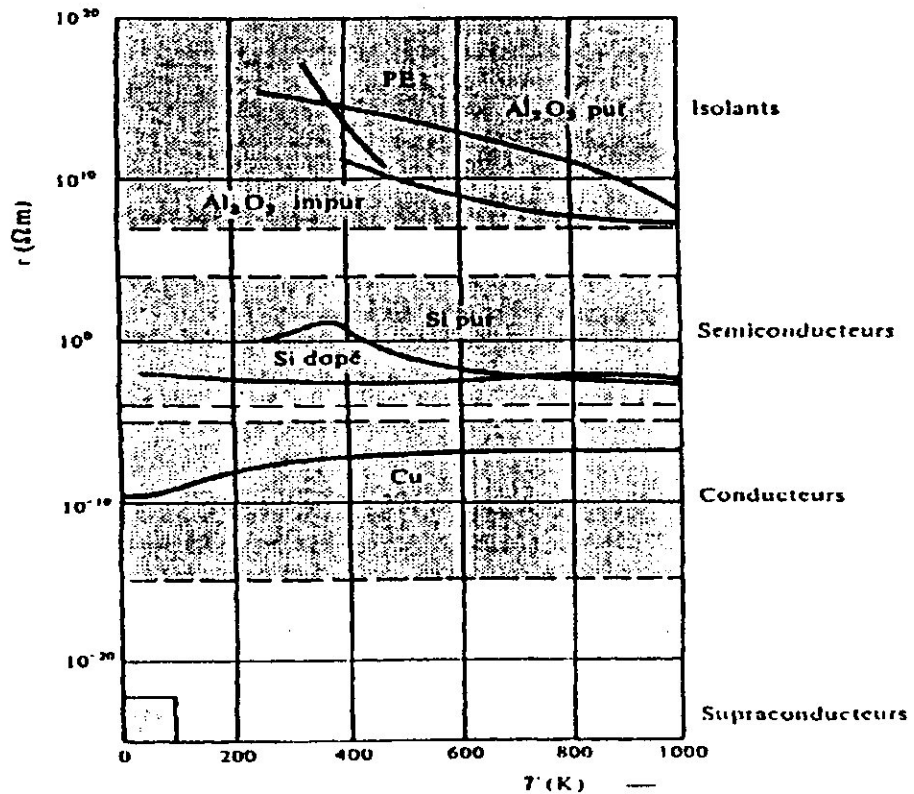


Figure I-2 : Variations de la résistivité électrique r des matériaux en fonction de la température T .

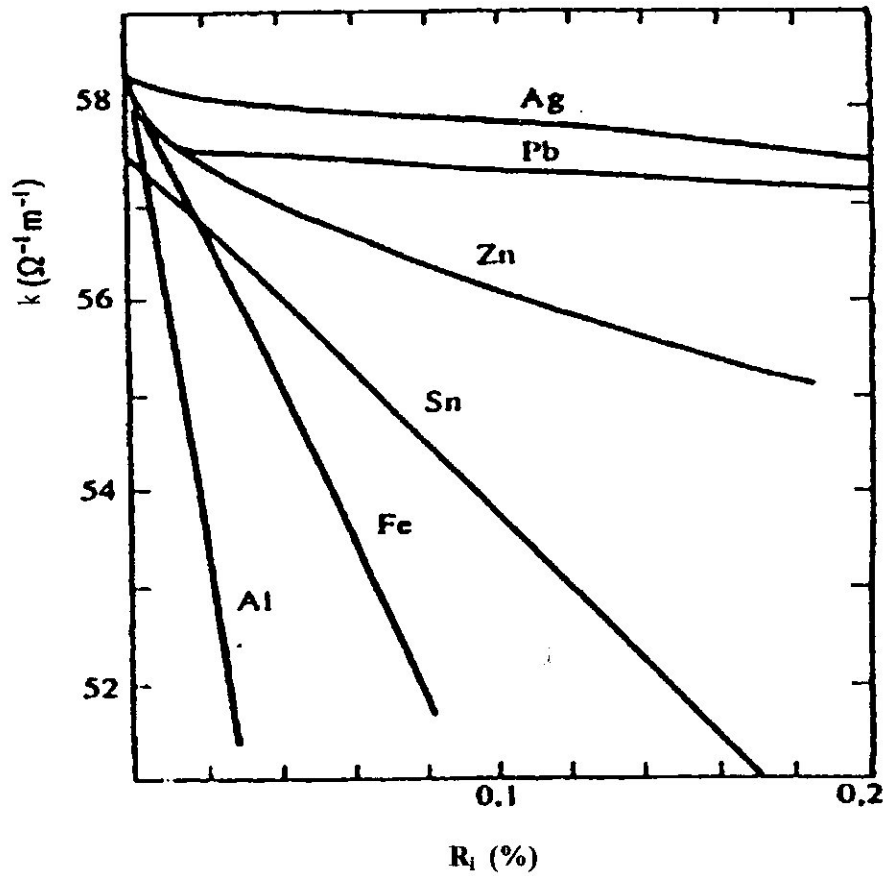


Figure I-3 : Variation de la conductivité électrique k en fonction du taux d'impuretés R_i

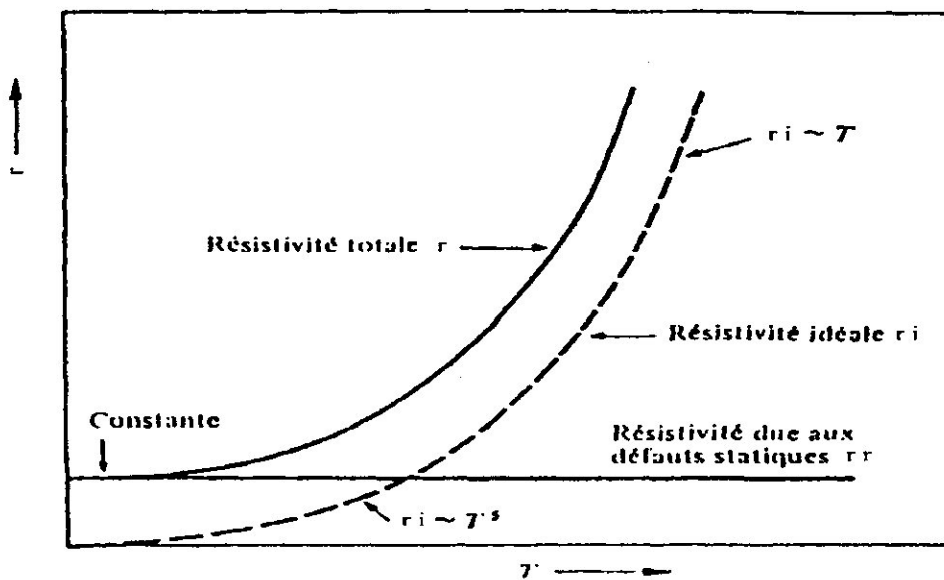


Figure I-4 : Décomposition de la résistivité électrique r d'un métal suivant la loi de Matthiessen.

2. Supraconducteurs :

Pour un certain nombre de métaux, de composés intermétalliques et de céramiques appelés supraconducteurs, il existe une température critique T_c au-dessous de laquelle le libre parcours moyen des électrons devient infini et la résistivité électrique r nulle^[3, 4, 5] (Fig. I-5). Les courants peuvent donc circuler sans dissipation d'énergie. Les températures critiques déterminées pour les premiers matériaux supraconducteurs découverts en 1911 par le physicien néerlandais Heike Kamerlingh Onnes, étaient trop basses pour un grand nombre d'applications techniques (Tableau I-1). A ce jour, la plus haute température reproductible associée à un supraconducteur atteint 164 °K (-109°C).

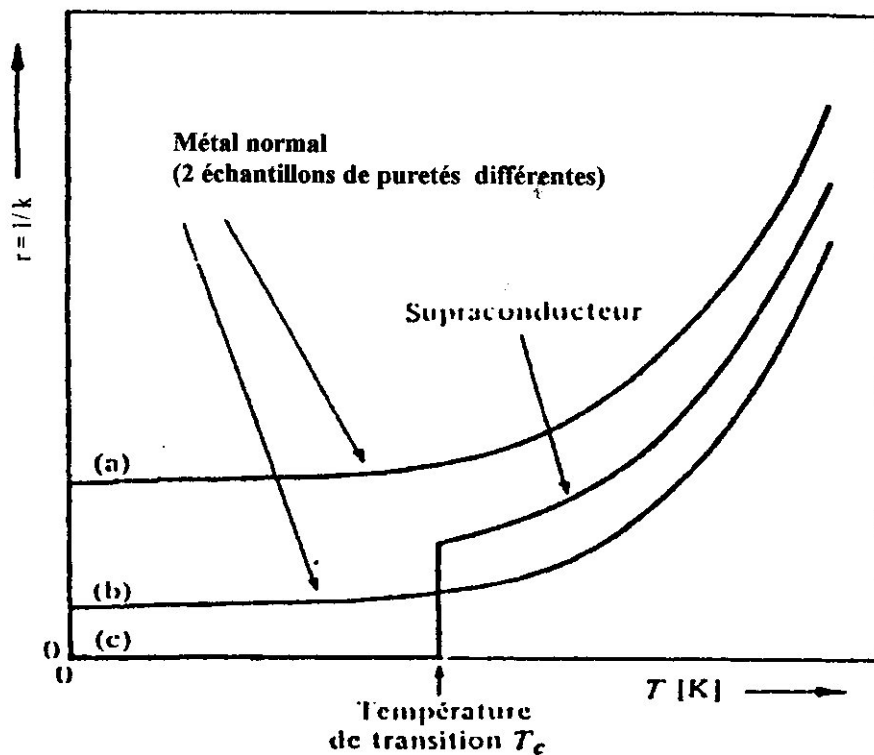


Figure I-5 : Variation de résistivité électrique r d'un conducteur et d'un métal supraconducteur.

La découverte des composés d'oxydes métalliques (céramiques) contribue à l'évolution de la température critique T_c de ces matériaux, comme le montre la figure I-6. Les progrès extraordinaires accomplis récemment laissent entrevoir la possibilité de réaliser des matériaux supraconducteurs à température proche de l'ambiance. Ceci ouvrirait la voie à des progrès industriels exceptionnels.

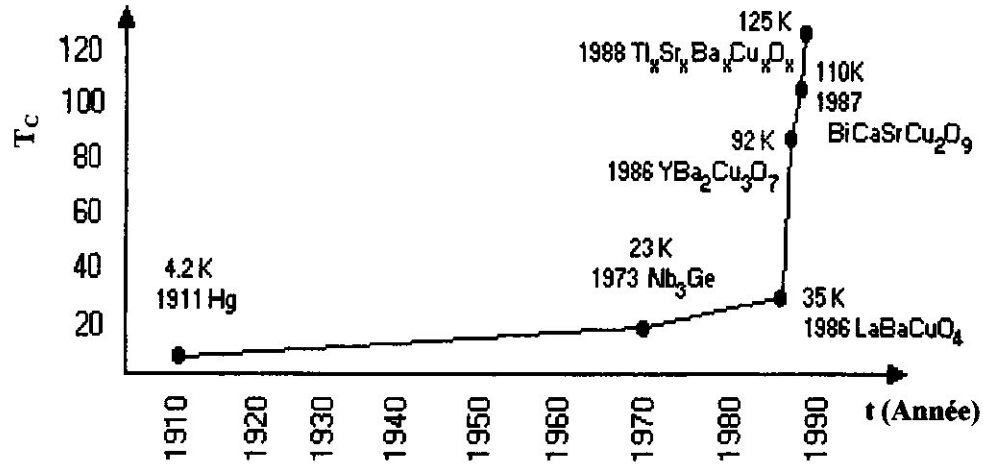


Figure I-6 : L'évolution de la température critique avec le temps.

Composés	T_c [K]	Composés	T_c [K]
Nb_3Sn	18.5	V_3Ga	16.5
$Nb_3(Al_{0.8}Ge_{0.2})$	20.9	V_3Si	17.1
Nb_3Al	17.5	UCo	1.7
Nb_3Au	11.5	Ti_2Co	3.44
NbN	16.0	La_3In	10.4
MoN	12.0	InSb	1.9

Tableau I-1 : Température critique de quelques composés.

3. Semi-conducteurs et semi-métaux :

Par ordre de conductivité électrique décroissante, on distingue deux catégories intermédiaires de semi-métaux et de semi-conducteurs.

Dans un semi-métal (Bi, graphite, Sb, As), la bande de valence et la bande de conduction se recouvrent légèrement. À zéro Kelvin, un petit nombre d'électrons se trouve déjà dans la bande de conduction ^[6]. Il en résulte une faible densité de trous positifs dans la bande de valence. Ceci se manifeste par une faible conductivité électrique à cette température. Le

nombre d'électrons dans la bande de conduction augmente avec la température, il en résulte un accroissement du nombre d'électrons libres.

Dans le cas des semi-conducteurs, le nombre de porteurs libres à température ambiante est nettement plus faible que dans le cas des semi-métaux. Les semi-conducteurs les plus courants (Ge, Si) sont des matériaux à liaisons covalentes. La conductivité électrique intrinsèque de ces semi-conducteurs est très sensible à la présence d'impuretés. Le germanium et le silicium qui ont des propriétés intermédiaires situées entre celles des métaux et celles des non-métaux échappent à toute classification simple. Par la nature de leurs liaisons chimiques et par leurs comportements physique et mécanique, les semi-conducteurs comme le germanium et le silicium se rattachent plutôt aux matériaux céramiques^[7].

Dans les isolants et les semi-conducteurs, au contraire, tous les niveaux énergétiques des bandes de valence sont occupés par des électrons et ceux de la bande de conduction sont vides. Il n'existe donc pas de différence qualitative entre un isolant et un semi-conducteur ; le seul paramètre qui les différencie est la largeur de la bande interdite entre la bande de valence et la bande de conduction. La largeur de la bande interdite E_d d'un isolant est supérieure à celle d'un semi-conducteur. Dans les semi-conducteurs, c'est le nombre de porteurs qui augmente avec la température, car par activation thermique, un nombre de plus en plus élevé d'électrons passe de la bande de valence à la bande de conduction. La conductivité électrique est directement proportionnelle au nombre d'électrons mobiles présents dans les matériaux. Pour les isolants l'excitation des électrons n'est plus possible à l'ambiance.

La conductivité électrique des semi-métaux et des semi-conducteurs augmente avec la température dans certains domaines en raison de l'excitation des électrons qui fait croître le nombre de porteurs^[8].

La conductivité électrique des semi-métaux et des semi-conducteurs est fortement influencée par la présence d'impuretés qui fait augmenter le nombre de porteurs^[9].

A température ambiante, la conductivité électrique des semi-conducteurs usuels reste faible (Ge) et même très faible (Si). Pour augmenter celle-ci, il est nécessaire d'ajouter de très faibles quantités (dopage) d'éléments de groupes chimiques voisins de celui du semi-conducteur dans le tableau de Mendeleïev. Dans le cas du silicium ou du germanium, on utilisera pour le dopage des éléments de groupe VA (P, As et Sb) ou IIIA (B, Al, In et Ga).

Lorsqu'un électron passe de la bande de valence à la bande de conduction par excitation thermique dans un semi-conducteur dopé (semi-conducteur intrinsèque), il apparaît

simultanément un électron (négatif) et un trou positif^[10]. Le trou aura tendance à capter un électron d'un atome voisin, ce qui est équivalent au mouvement fictif d'une charge positive.

Deux types de charge véhiculent donc le courant électrique dans un semi-conducteur intrinsèque.

Par addition (dopage) au silicium d'une petite quantité d'un élément du groupe VA comme le phosphore (P) qui a un électron de valence de plus que le (Si), on introduit un électron excédentaire. Celui-ci se situe à un niveau énergétique légèrement inférieur à celui de la bande de conduction ; il suffit d'une légère excitation thermique pour le transférer dans la bande de conduction et le rendre mobile et capable de véhiculer le courant électrique. On crée ainsi un semi-conducteur extrinsèque du groupe n (n = électron négatif) (Fig. I-7)^[11].

La conductivité électrique des semi-conducteurs dopés reste nettement plus faible que celle des métaux, bien que la mobilité des électrons dans un semi-conducteur soit généralement plus élevée que dans un métal.

Si on introduit dans le silicium de petites quantités d'un élément comme l'aluminium qui contient un électron de moins que le silicium, on créerait des centres accepteurs qui possèdent une énergie légèrement supérieure à celle de la bande de valence et qui peuvent accueillir des électrons venant d'atomes de silicium appartenant au réseau de base. Il suffit donc d'une très légère activation thermique pour créer des lacunes d'électrons dans le réseau de base du silicium. Les centres accepteurs (atomes d'aluminium) se chargent alors négativement.

Une charge positive, résultant du déplacement d'un électron d'un atome de silicium vers un atome d'aluminium, se déplace progressivement d'un atome de silicium vers un autre atome de silicium créant ainsi un déplacement de lacunes d'électrons à l'intérieur du semi-conducteur ; ce déplacement de lacunes est équivalent à un déplacement d'électrons en sens inverse. Dans ce cas, la conduction électrique est assurée par le mouvement de lacunes d'électrons ; on parle alors de semi-conducteurs de type p (p=trous positifs) (Fig. I-7).

A basse température, la résistivité électrique r diminue lorsque la température T augmente, car les centres donneurs (ou accepteurs) vont libérer leurs électrons (ou trous) jusqu'à ce que tous les donneurs (ou accepteurs) soient ionisés. Aux températures intermédiaires, le nombre de porteurs est constant, mais r augmente comme dans les métaux en raison d'une diminution de la mobilité des porteurs avec la température. À température élevée, r diminue car l'énergie thermique est suffisante pour exciter directement les électrons de la bande de valence à la bande de conduction^[12].

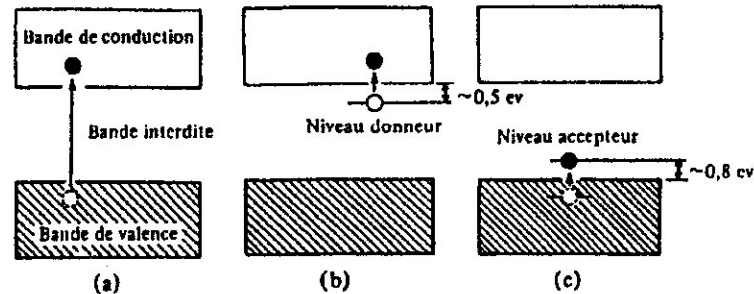


Figure I-7: Niveaux énergétiques approximatifs

- (a) d'un semi-conducteur intrinsèque;
- (b) extrinsèque de type n;
- (c) extrinsèque de type p.

I.1.2 Conductivité Thermique :

Le phénomène de conductivité thermique joue un rôle très important aussi bien dans la vie courante que dans les applications technologiques.

Il existe dans un grand nombre de cas un parallélisme étroit entre conductivité thermique et conductivité électrique : les métaux sont de bons conducteurs thermiques et la plupart des isolants électriques (polymères, céramiques) sont également de mauvais conducteurs thermiques^[14].

Les figures I-8 et I-9^[15] illustrent les gammes de conductivité thermique que l'on rencontre à température ambiante pour les divers matériaux, depuis les meilleurs conducteurs thermiques comme le cuivre, le diamant et le graphite jusqu'aux meilleurs matériaux d'isolation qui sont des systèmes hétérogènes solide-gaz.

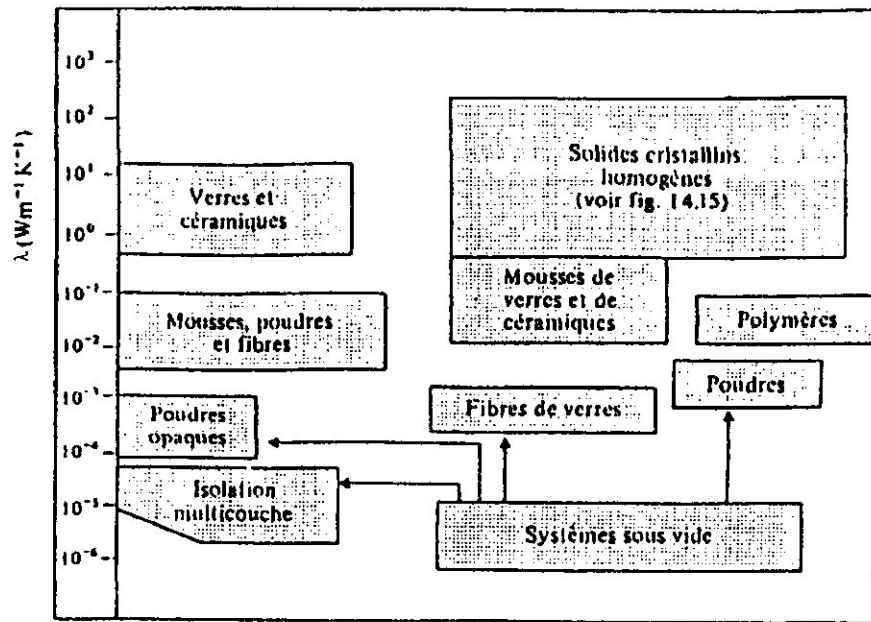


Figure I-8 : Aperçu de la conductivité thermique de divers matériaux denses, poreux et divisés.

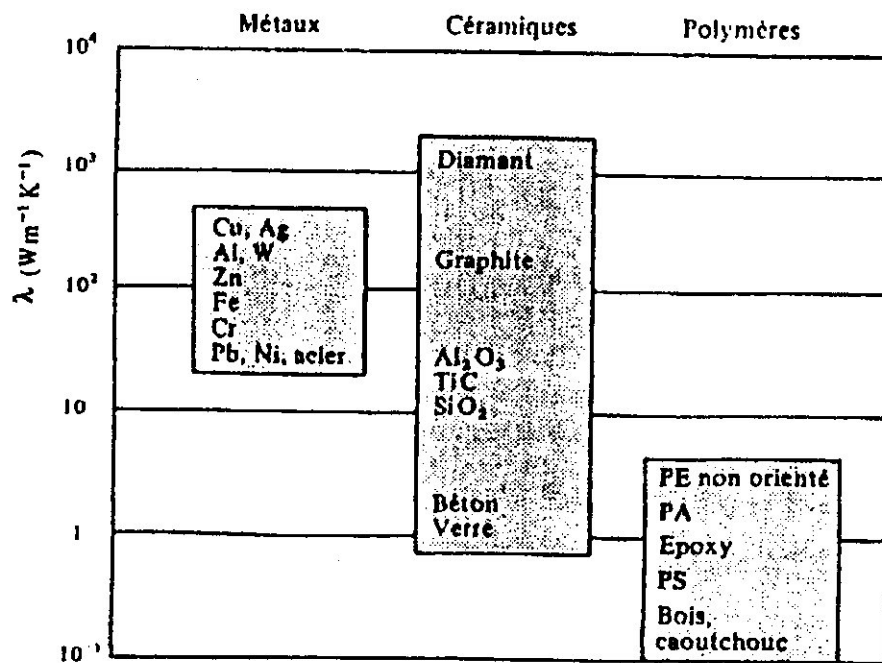


Figure I-9 : Comparaison entre les valeurs de la conductivité thermique pour divers types de matériaux sous forme massive non divisée.

On remarque que la conductivité thermique des solides cristallins denses (Fig. I-8 et Fig. I-9) varie relativement peu (trois à quatre ordres de grandeur). En introduisant les matériaux organiques (semi-cristallins ou amorphes) et surtout les matériaux allégés (fibres, mousses, poudres) on gagne, moyennant certaines astuces, trois ordres de grandeur. La mise sous vide des matériaux complexes permet de gagner encore trois ordres de grandeur

I.1.3 Capacité thermique :

a). Définition :

La capacité thermique à volume constant s'exprime par la dérivée de la variation de l'énergie interne U du matériau en fonction de la température (Tableau I-2):

$$C_v = \left(\frac{dU}{dT} \right)_v \quad (1.2)$$

b). Effet de la température :

A des températures très inférieures à la température de Debey et à celle de Fermi^[17], la capacité calorifique des métaux peut être écrite comme la somme des contributions du réseau et des électrons :

$$C_v = a T + b T^3 \quad (1.3)$$

Où a et b sont des constantes caractéristiques du matériau, déterminées expérimentalement. Le terme électronique est une fonction linéaire de T et domine donc aux températures suffisamment basses et le terme bT^3 est très bien vérifié pour les matériaux dépourvus d'électrons libres (Fig.10).

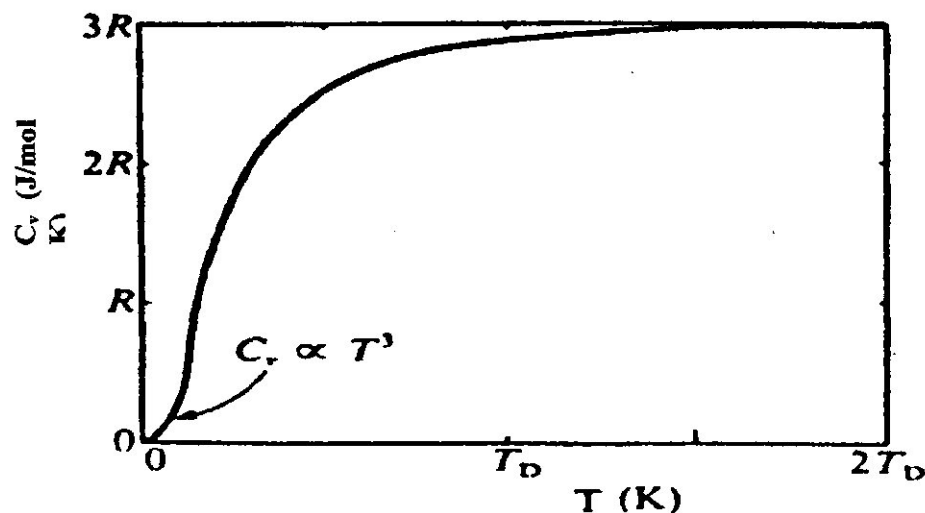


Figure I-10 : Capacité thermique en fonction de la température absolue.

Le tableau I-2 regroupe la capacité thermique de quelques éléments à la température 25°C.

Eléments	C_v (J/mol.K)	Eléments	C_v (J/mol.K)
Li	20,7	Zn	25,4
Be	21,8	Ge	26,0
B	19,3	Zr	28,9
C(Diamant)	13,3	Mo	23,7
Na	28,0	Ag	23,8
Mg	24,6	Cd	25,9
Al	24,3	W	25,0
Si	24,7	Pt	25,9
Ti	25,1	Au	25,2
Cr	23,7	Hg	27,2
Fe	22,2	Pb	25,6
Ni	25,7	Bi	25,5
Cu	24,5	Th	26,3

Tableau I-2 : Capacité thermique de quelques éléments, à 25°C.

Enfin, d'autres phénomènes physiques peuvent contribuer à la capacité thermique d'un matériau : ce sont par exemple, la destruction de l'ordre à grande distance dans certains alliages monophasés, l'apparition de la supraconductivité et la disparition du ferromagnétisme dans certains matériaux.

I.1.4 Conductibilité thermique :

a). Définition :

Pour étudier avec plus de rigueur la conductibilité thermique, on distingue les matériaux qui possèdent des électrons libres (les métaux) de ceux qui en sont dépourvus.

Dans le cas des métaux, les électrons dont le niveau d'énergie est voisin de celui de Fermi sont principalement responsables de la transmission de la chaleur. A haute température, sous l'effet de l'agitation thermique, ces électrons acquièrent de l'énergie cinétique ; ils migrent alors vers la zone de plus basse température et transmettent leur énergie cinétique aux atomes

de cette zone, au cours de collisions. Les vibrations atomiques qui en résultent (phonons) entraînent une augmentation de la température de la zone la plus froide, ce qui a pour conséquence d'accroître l'agitation thermique des électrons libres de cette zone. Puisque ces électrons tendent alors à migrer vers la zone la plus chaude, où ils acquièrent encore davantage d'énergie cinétique, le processus se poursuit de façon dynamique.

En première approximation, on peut donc supposer que les électrons libres d'un métal se comportent comme les atomes d'un gaz parfait : on peut par conséquent leur appliquer la théorie cinétique des gaz parfaits. Il s'ensuit que la conductibilité thermique due aux électrons est déterminée par la relation ^[18]

$$\lambda_e = \frac{1}{3} (C_v)_e v_e l_e \quad (1.4)$$

Où $(C_v)_e$ est la capacité thermique électronique du matériau, v_e la vitesse moyenne des électrons libres au niveau de Fermi et l_e leur libre parcours moyen.

Métal	λ_e (W/m.k)	k (10^7 s/m)	$L = \lambda_e/kT$ ($10^{-8} \Omega \cdot W/K^2$)
Na	134,00	2,16	2,08
Al	237,00	3,74	2,13
Fe	80,30	1,03	2,63
Ni	89,90	1,45	2,07
Cu	398,00	5,86	2,28
Ag	427,00	6,21	2,31
W	178,00	1,77	3,37
Au	315,00	4,22	3,31
Pb	34,60	0,48	2,40

Tableau I-3 : Conductibilités thermique et électrique de quelques métaux, à 25°C.

On a le rapport entre la conductibilité thermique λ_e et la conductibilité électrique σ (la loi de Wiedemann-Franz) ^[19], soit :

$$\frac{\lambda_e}{k} = LT \quad (1.5)$$

Le rapport $L = \lambda_e/kT$ est une constante, appelée constante de Lorentz, qui permet d'associer les conductibilités thermiques, électroniques et électriques d'un métal, à condition toutefois que les phénomènes physiques responsables de ces conductibilités soient identiques. Cette condition est relativement bien satisfaite dans le cas des métaux (Tableau I-3).

La relation (1.5) révèle que la conductibilité thermique est proportionnelle à la température absolue, ce qui, dans le cas des métaux, est vérifié à de très faibles températures

($\leq 15 \text{ }^\circ\text{K}$); au-delà, toutefois, puisque l'agitation thermique croît, les collisions des électrons avec les ions, les phonons et les divers défauts de structure (dislocations, joints de grains, etc.) deviennent plus nombreuses, ce qui fait que la conductibilité thermique diminue.

Dans le cas des matériaux dépourvus d'électrons libres (matériaux à liaisons ioniques ou covalentes), la conduction de la chaleur ne peut se produire que grâce à l'agitation thermique des ions ou des atomes, dont les vibrations (phonons) se transmettent de proche en proche, des zones de haute température vers les zones de basse température.

Par analogie avec le raisonnement utilisé ci-dessus (relation 1.4), on détermine la conductibilité thermique λ_p due aux phonons^[19] à l'aide de l'expression :

$$\lambda_p = \frac{1}{3} (C_v)_p v_p l_p \quad (1.6)$$

Où $(C_v)_p$ est la capacité calorifique due à l'agitation atomique, v_p la vitesse moyenne des phonons et l_p leur libre parcours moyen. Dans le cas des métaux purs, la valeur de λ_p n'est d'environ que de 1% de celle de λ_e . Donc, même si la capacité thermique électronique $(C_v)_e$ ne représente environ que 10% de la capacité thermique totale des métaux purs C_v , la conductibilité thermique λ_p due aux phonons reste très faible par rapport à celle due aux électrons, λ_e . Ceci explique également pourquoi la conductibilité thermique des matériaux non-conducteurs d'électricité est plus faible que celles des métaux.

La conductibilité thermique totale λ d'un matériau est donc :

$$\lambda = \lambda_e + \lambda_p \quad (1.7)$$

2. Influence de la température :

La conductibilité thermique d'un matériau varie à la fois en fonction de la nature de celui-ci et de l'influence de la température sur la conductibilité thermique due aux électrons λ_e et sur la conductibilité thermique due aux phonons λ_p . La figure I-11 illustre graphiquement l'effet de la température sur la conductibilité thermique totale λ pour plusieurs matériaux.

En général, la conductibilité thermique des céramiques et des métaux purs croît quand la température descend au-dessous de la température ambiante, car alors les libres parcours moyens des électrons et des phonons augmentent. Cependant, à de très basses températures ($\leq 15 \text{ }^\circ\text{K}$), ces libres parcours moyens se stabilisent et gardent une valeur constante ; ils sont en effet limités par les dimensions de l'échantillon ou par les défauts de structure qui constituent des obstacles à la propagation des électrons et des phonons. L'influence d'une basse température sur la conductibilité thermique est essentiellement due à la variation de la capacité thermique. Toutefois, dans le cas des solutions solides métalliques, des matériaux à

liaisons ioniques, des matériaux amorphes et des matières plastiques, la conductibilité thermique diminue quand la température décroît. En effet, dans ces matériaux, les libres parcours moyens des électrons et des phonons sont faibles quelle que soit la température. Ici encore, l'influence de la température sur la conductibilité thermique est en fait due à la variation de la capacité thermique.

Soulignons le cas particulier des aciers inoxydables austénitiques, dont la conductibilité thermique est faible par rapport à celles des autres métaux. Ceci est dû au fait que les dislocations élastiques créées par les atomes en solution solide constituent des obstacles importants au déplacement des électrons et des phonons. On peut donc utiliser de tels aciers comme isolants thermiques à des températures cryogéniques ^[20].

En dernier lieu, soulignons que la faible conductibilité thermique des isolants thermiques est due aux faibles libres parcours moyens de leurs phonons et de leurs électrons. Pour fabriquer ces isolants, il faut utiliser des matériaux dépourvus d'électrons libres (la contribution de la conductibilité due aux électrons λ_e à la conductibilité totale λ est alors nulle) ou des matériaux dans lesquels des discontinuités physiques s'opposent à la propagation des phonons, donc des matériaux qui renferment des pores. Puisque ces pores sont remplis d'air ou de gaz, selon le procédé d'élaboration du matériau et que la conductibilité thermique des gaz est très faible, le libre parcours moyen des atomes de gaz est limité à la dimension des pores. En outre, puisque certains de ces gaz peuvent se condenser en phase liquide, selon la température atteinte, il peut y avoir formation d'un vide dans les pores ou dans le vide, la transmission de la chaleur ne peut s'effectuer que par radiation, puisque la conduction et la convection y sont impossibles. Ce phénomène permet donc d'utiliser ces matériaux dans le domaine de la cryogénie. Enfin, il faut utiliser un matériau à pores fermés, car cela empêche l'énergie cinétique des atomes de gaz de se transmettre de pores en pores.

On tient compte de tous ces principes lorsqu'on choisit des matériaux naturels isolants ou lorsqu'on en élabore des synthétiques : laine, duvet, fibres de cellulose, mousses de matières plastiques, polystyrène expansé, etc. Pour les isolants solides utilisés à haute température, on a recours à des briques dont la porosité est élevée. Dans tous les cas, on cherche à réduire au maximum le libre parcours moyen des phonons et à emprisonner une grande quantité d'air ou de gaz. La masse volumique de ces matériaux utilisés comme isolants thermiques est en général faible.

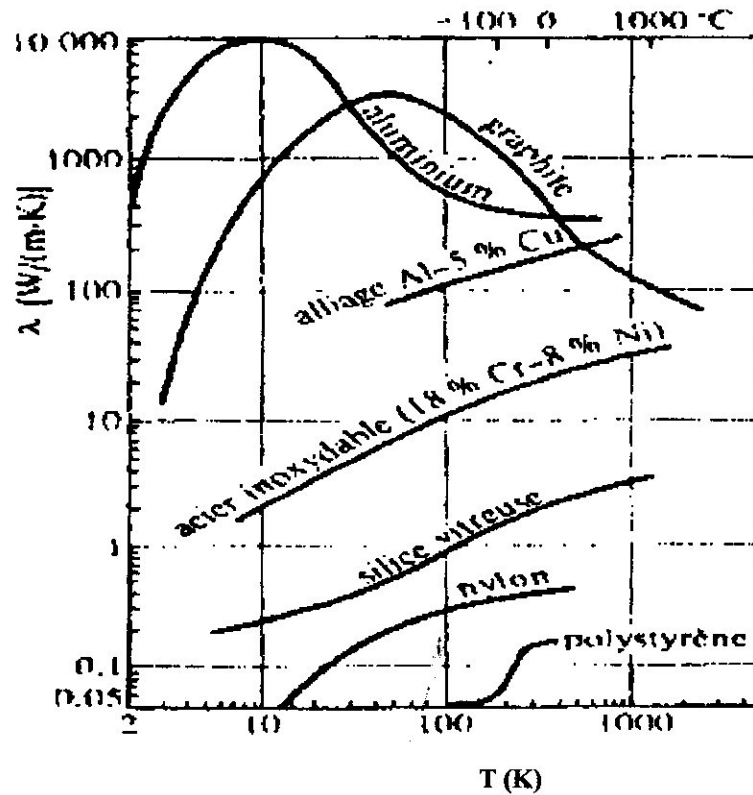


Figure I-11 : Variation de la conductibilité thermique λ de plusieurs matériaux en fonction de la température.

3). Dilatation thermique :

Nous pouvons comprendre l'origine de la dilatation thermique en considérant, pour un oscillateur classique, l'effet des termes anharmoniques de l'énergie potentielle, liée à la distance moyenne entre les atomes d'une paire, à une température T . prenons, pour l'énergie potentielle des atomes déplacés de x par rapport à leur distance d'équilibre à 0 K, l'expression :

$$U(x) = cx^2 - gx^3 - fx^4 \tag{I.8}$$

Avec c , g et f

positifs. Le terme en x^3 représente l'asymétrie de la répulsion mutuelle des atomes et le terme en x^4 représente l'affaiblissement de la vibration aux fortes amplitudes. Le minimum pour $x = 0$ n'est pas un minimum absolu, mais pour de petites oscillations cette expression fournit une représentation adaptée du potentiel interatomique.

- Baltimore, (1991).
- [12] **J. K. Chester and N. Y. A. Shamas.**
Thermal and Electrical Modeling of High Power Semiconductor Devices,"
IEE
Colloquium on Thermal Management in Power Electronics Systems,
London, (1993).
- [13] **G. K. Wachutka.**
Rigorous Thermodynamic Treatment of Heat Generation and Conduction
in
Semiconductor Device Modeling," IEEE Transactions on Computer-Aided
Design, vol. CAD-9, pp. 1141{1149, November 1990.
- [14] **J.E. Parrott, A.D. Stuckers.**
Thermal conductivity of solid
Academic Press (1975)
- [15] **R.P. Tye.**
Ed, thermal conductivity
Academic Press, (1969)
- [16] **J. L. Chaboche et J. Lemaitre.**
Mécanique des matériaux solides, Dunod, Paris, (1985).
- [17] **C. Kittel.**
Physique de l'Etat Solide 7^{ème} édition , Dunod, Paris, (1998).
- [18] **R. P. Tye.**
Ed., Thermal Conductivity, Academic Press, (1969).
- [19] **J. Ziman.**
Electrons and phonons, Oxford,(1960).
- [20] **M. Colombié et Coll.**
Matériaux industriels et Matériaux métalliques,
Dunod. Paris, page 212 (2000).

Références bibliographiques

- [1] **H. M. Rosenberg.**
Low temperature solid state physics, Oxford, (1963), chapitres 4 et 5
- [2] **G. T. Meaden.**
Electrical resistance of metals, Plenum, New York, (1965).
- [3] **M. Tink**
Introduction to Superconductivity, McGraw-Hill (New York), (1996).
- [4] **L. Zuppiroli.**
Low Dimensional Conductors and Superconductors, édité par D. Jérôme
et L.G. Caron (NATO-ASI, Plenum Press) 155, 307 (1986).
- [5] **C.G. Kuper.**
Introduction of the theory of supraconductivity, oxford, (1968)
- [6] **P. B. Visscher and L. M. Falicov.**
Fermi surface properties of metals, Phys. Status Solidi B 54, 9(1972).
- [7] **D. Long.**
Energy Bands in semi conductors, Wiley (1969).
- [8] **R. Dalven.**
Electronics structure of PbS, PbSe and PbTe
Solids State Physics 28, 1979 (1973)
- [9] **J. C. Slater.**
Insulators, Semiconductors and Metal, Mc Graw-Hill Book Company Inc.,
New York (1967)
- [10] **O. Müller and J. Pest.**
Thermal Feedback in Power Semiconductor Devices," IEEE Transactions on
Electron Devices, vol. ED-17, pp. 770{782), September (1970).
- [11] **P. A. Gough, P. Walker, and K. R. Whight.**
Electrothermal Simulation of Power Semiconductor Devices," Proceedings
of the
3rd International Symposium of Power Semiconductor Devices and ICs,



**PROPRIÉTÉS DE CÉRAMIQUES
ET LES LIAISONS MÉTALLO/CÉRAMIQUES**



Chapitre II : Propriétés des céramiques et les liaisons métallo/céramiques

II.1 Propriétés mécaniques :

1.1. Introduction :

Les caractéristiques des céramiques: dureté, rigidité, fragilité, résistance à la chaleur et autres solvants chimiques qui commencent à leur applications dans l'industrie

La céramique est une masse de grain de poudre soudée entre eux pour donner une pièce massive et a une densité très grande

Les propriétés des céramiques dépendent de la structure électronique (nature des atomes et des liaisons), ces dernières mises en jeu sont surtout ioniques et en partie covalentes qui sont responsables de la stabilité et de la rigidité des céramiques.

Les céramiques existent aussi bien à l'état cristallin (Al_2O_3) qu'à l'état amorphe. Elles présentent les caractéristiques suivantes :

- point de fusion élevée (liaisons fortes).
- rigidité (liaisons fortes).
- faible densité (réduction du poids car présence de non métal).
- grande dureté (fragilité).
- grande inertie chimique (résistance à la corrosion et à l'oxydation).
- résistance à la chaleur.

1.2. Les modules d'élasticité:

Les modules d'élasticité des céramiques sont en général supérieurs à ceux des métaux (tableau 1), ce qui traduit la plus grande raideur des liaisons ioniques dans les oxydes et des liaisons covalentes.

Et comme les céramiques sont essentiellement composées d'atomes légers (oxygène, carbone, silicium, aluminium) et que leurs structures cristallines sont souvent non compactes, leurs densités sont faibles. Ceci donne des modules spécifiques (E/ρ) très attractifs par leurs valeurs élevées ce qui pousse à l'utilisation des céramiques ou des fibres de verre dans les composites : leur présence élève considérablement la raideur spécifique du composite.

Matériau	Module (E) (GPa)	Masse volumique (ρ) (Kg.m ⁻³)	Module spécifique (E/ ρ)
Aciers	210	7,8	27
Alliages d aluminium	70	2,7	26
Alumine (Al ₂ O ₃)	390	3,9	100
Silice (SiO ₂)	69	2,6	27

Tableau II- 1 : Modules spécifiques : comparaison entre les métaux et les céramiques.

1.3. Dureté, Résistance mécanique et résistance du réseau cristallin :

Les céramiques sont les plus dures des solides. L'alumine (Al₂O₃), le carbure de silicium (SiC) et, bien sûr, le diamant (C), sont utilisés comme abrasifs. Le tableau 2 présente la liste des valeurs de la dureté de Vickers H rapportée au module de Young E, pour un certain nombre de métaux purs et d'alliages, de même que pour quatre types de céramiques.

Métaux purs	H/E	Alliages métalliques	H/E	Céramiques	H/E
- Cuivre	1,2x10 ⁻³	- Laiton	9x10 ⁻³	- Diamant	1,5x10 ⁻¹
- Aluminium	1,5x10 ⁻³	- Dural (à 14 % Cu)	1,5x10 ⁻²	- Alumine	4x10 ⁻²
- Nickel	9x10 ⁻⁴	- Acier inox	6x10 ⁻³	- Zircon	6x10 ⁻²
- Fer	9x10 ⁻⁴	- Acier à bas carbone	1,5x10 ⁻²	- Carbure de silicium	6x10 ⁻²
Moyenne pour les métaux	1x10 ⁻³	Moyenne pour les alliages	1x10 ⁻²	Moyenne pour les céramiques	8x10 ⁻²

Tableau II-2 : Dureté normalisée des métaux, alliage et céramique.

Les céramiques ont des valeurs K_{IC} qui sont en gros un cinquantième de celles des bons métaux ductiles. De plus, elles contiennent pratiquement toujours des fissures et des cavités liées à leurs techniques d'élaboration.

Il y a deux manières d'améliorer la résistance mécanique des céramiques : diminuer la longueur « a » en contrôlant soigneusement la qualité, et augmenter K_{IC} par alliage ou par constitution d'un composite à partir de cette céramique

Pour les métaux (ou n'importe quel autre solide plastique) la résistance mesurée en compression a la même signification que celle mesurée en traction. Mais il n'en est pas de même pour les solides fragiles ; pour eux, la résistance à la compression est environ 15 fois plus élevée, soit :

$$\sigma_c = 15. \sigma_t \quad (II.1)$$

En compression, les fissures se propagent de manière stable, et dévient de leur orientation initiale pour se propager parallèlement à l'axe de compression. La rupture n'est pas provoquée par la propagation rapide et instable d'une fissure unique, mais par la lente progression de nombreuses fissures qui forment une zone d'écrasement. Ce n'est donc pas la longueur (a) de la plus grande fissure qui compte, mais la longueur moyenne \bar{a} . La résistance à la compression est encore donnée par une expression analogue à l'équation précédente:

$$\sigma_c = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi \bar{a}}} \quad (II.2)$$

1.4. Variation au cours du temps de la résistance mécanique :

La croissance lente des fissures produise la rupture spontanée d'une céramique et l'origine de la variation au cours du temps de la résistance mécanique des céramiques réside dans la croissance lente de microfissures superficielles causées par une interaction chimique entre la céramique et l'eau de son environnement¹. L'eau ou la vapeur d'eau qui atteint le fond de la fissure réagit chimiquement avec les molécules qu'elle rencontre pour former un hydroxyde

Le verre trempé est particulièrement sujet à ce genre de phénomène car il contient des contraintes résiduelles qui peuvent provoquer la croissance lente de fissures, de même que la rupture brutale lorsqu'une fissure a une longueur suffisante.

La mécanique de la rupture peut être appliquée à ce problème, de la même manière qu'elle s'applique à la fatigue

II.2. Propriétés plastiques :

Comparés à quelques défauts ponctuels (lacunes et atomes interstitiels) qui sont les principaux responsables des propriétés conductrices des semi-conducteurs, les déplacements

déterminent les caractéristiques essentielles du comportement mécanique des matériaux céramiques et des métaux. Ils sont donc fondamentaux pour la compréhension du mécanisme de la rupture.

Dans une éprouvette ayant subi une déformation plastique, ce changement permanent peut parfois être observé directement sur l'éprouvette sous forme d'un gradin sur une surface appelée ligne de clivage. Il est possible parfois de reconnaître également un plan sur lequel une partie du cristal a glissé par rapport à une autre et qui est appelé plan de clivage. Pour chaque solide de dimensions normales, un plan atomique contient des trillions d'atomes et il est donc extrêmement improbable que tous ces atomes commencent le clivage en même temps.

En réalité, il arrive qu'une petite aire du plan atomique glisse la première et, c'est par extension de cette petite aire, que le clivage intéresse à la fin le plan entier d'atomes : c'est le processus de formation d'un noyau de clivage et de sa propagation. La limite entre la surface qui a glissé et celle qui n'a pas glissé est une ligne appelée précisément dislocation.

La dislocation introduit à l'intérieur du cristal une petite rupture, dépendant de la grandeur du gradin sur la face du cristal, qui a la dimension d'un diamètre atomique. Sur le plan de clivage les atomes sont comprimés dans la direction du clivage, alors qu'au-dessous ils sont légèrement tirés d'un côté toujours dans la direction du clivage. Bien que le clivage ait lieu en un seul plan atomique et que la surface clivée ne s'étende qu'à moitié dans le cristal, la distorsion du rangement atomique s'étend à tout le corps et elle n'est pas limitée au plan de clivage ou à la surface clivée. Toutefois, à l'extérieur de la zone la plus touchée par la dislocation, appelée cœur de la dislocation, les atomes subissent une distorsion purement élastique et leur position peut être clairement identifiée à celle du réseau d'origine. A l'intérieur du cœur, au contraire, les atomes subissent une distorsion permanente non élastique. En effet, sur le plan de clivage il existe une demi-rangée d'atomes qui, se reproduisant sur tous les plans parallèles au plan de la fissure, forment un demi-plan supplémentaire d'atomes permettant de visualiser l'origine de la rupture interne. Analysons maintenant l'origine des dislocations, c'est-à-dire la formation du noyau de clivage dont la propagation forme le gradin de clivage. Puisque le processus fondamental pour la formation de dislocations à l'intérieur d'un cristal est sa déformation plastique et étant donné que la création d'une dislocation dans une région parfaite demande une tension de cisaillement extérieure supérieure à la résistance de n'importe quel cristal, nous devons conclure que les dislocations peuvent être créées seulement dans des régions qui sont déjà imparfaites et avec

des tensions extérieures bien plus faibles. Le fait que la structure interne d'un cristal soit discontinue est déjà une source d'imperfection ; toutefois, même à l'intérieur d'un grain il peut y avoir une substructure dans laquelle un contour à petit angle sépare deux zones avec de petites différences d'orientation cristalline.

En outre, le grain peut contenir des précipités ou des particules d'une deuxième phase qui sont séparées de la matrice par un contour inter-phase.

Tous ces contours intérieurs (contours de grain, sub-contours, contours inter-phase) aussi bien que les surfaces extérieures, sont des lieux où les dislocations peuvent être créées sous des tensions extérieures ordinaires donnant naissance à la déformation plastique ^[1]. Comment une dislocation peut être créée à partir d'un contour ? Cela n'est pas encore bien clair ! Une hypothèse est que le contour présente déjà une saillie ou une aspérité et que, sous l'application d'une tension cette saillie soit amplifiée et qu'elle devienne une dislocation.

II.3. Propriétés thermiques :

3.1. La chaleur spécifique :

C'est une caractéristique qui dépend surtout de la composition chimique et de l'état d'agrégation du matériau céramique.

L'énergie demandée pour élever la température d'un matériau à partir de son état de moindre énergie se subdivise en :

- Énergie de vibration : Cette énergie permet aux atomes de vibrer autour de leur position réticulaire avec une amplitude et une fréquence dépendant de la température et des trois directions spatiales ;
- énergie qui va faire augmenter le niveau énergétique des électrons ;
- énergie servant à modifier les positions atomiques (formation de défauts de Frenkel ou de Schottky ^[2], phénomène de désordre, orientation magnétique).

La température à laquelle la chaleur spécifique devient constante ou change peu avec la température dépend de l'énergie de liaison, des constants élastiques et du point de fusion. Elle varie considérablement selon les différents matériaux.

Des élévations ultérieures de température ne modifient pas notablement cette valeur. La création de défauts de Frenkel et de Schottky, le désordre magnétique, etc., peuvent contribuer à augmenter la valeur de la chaleur spécifique à des températures plus élevées.

Le produit de la chaleur spécifique par la masse du réfractaire constitue la capacité thermique intervenant dans tous les processus qui entraînent une accumulation de chaleur (Fig II.1) ^[3]

Dans les régénérateurs en général, la capacité thermique détermine la variation de température du réfractaire dans les phases de chauffage et de refroidissement.

La capacité thermique intervient de façon remarquable même dans les fours soumis à des changements brusques et importants dans la capacité d'absorption de chaleur de la part de la charge (charge thermique) comme, par exemple, dans les fours de réchauffage pour grosses pièces forgées, pour les fours de traitements thermiques, etc. A la suite de la forte absorption de chaleur consécutive à la période de chargement, le four subit un refroidissement plus ou moins grand selon la capacité thermique des parois. Une capacité thermique suffisante est alors utile pour éviter des dommages au réfractaire.

Très souvent, dans les calculs thermiques, plus que la capacité thermique ou la chaleur spécifique varie pour une certaine température, intervient la capacité thermique et la chaleur spécifique moyenne entre température ambiante et température de régime. En particulier, ces dernières valeurs sont utiles lorsqu'on veut calculer la quantité de chaleur nécessaire pour atteindre un certain régime partant d'une température déterminée (Fig. II.2).

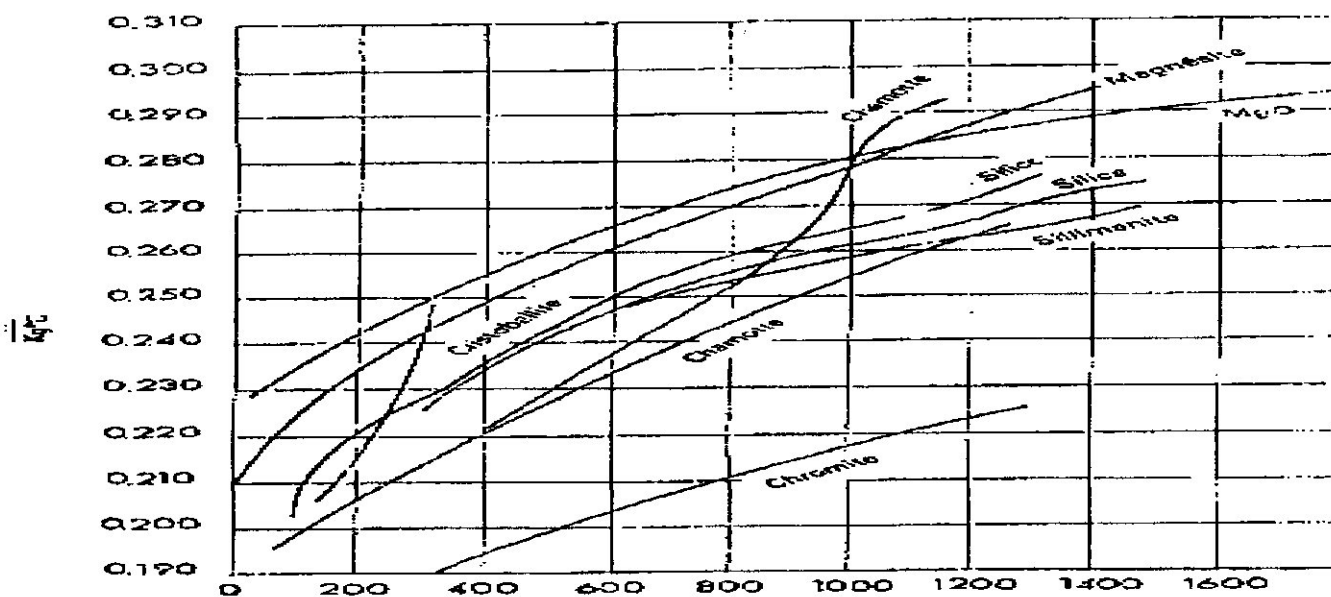


Figure II-1: Chaleurs spécifiques de quelques matériaux réfractaires.

Tableau II-3
Chaleurs spécifiques moyennes des matériaux réfractaires et des briques (entre 20°C et T=1600°C) en Kcal/Kg°C

Briques	Sillimante	Silice	Farine fossile (Tripoli)	Silico- alumineux	Magnésie	Graphite	Chromite	Alumine	°C
-	-	0,189	0,199	0,197	-	0,192	-	0,2060	100
0,207	-	0,210	0,203	0,202	0,223	0,226	0,178	-	200
0,221	0,216	0,230	0,216	0,213	0,238	0,255	0,195	0,2260	300
0,240	0,229	0,236	0,219	0,220	0,254	0,280	-	-	400
0,247	0,238	0,245	Carbure	0,231	0,263	0,300	-	0,2395	500
0,249	0,246	0,248	Silice	0,238	0,266	0,317	-	-	600
0,247	0,251	0,253	0,252	0,244	0,265	-	0,206	0,2500	700
0,242	0,255	0,258	0,255	0,251	0,264	0,342	0,211	-	800
0,237	0,257	0,262	0,259	0,258	0,263	-	0,214	0,2580	900
-	0,258	0,265	0,263	0,277	-	0,362	0,217	-	1000
-	0,261	0,269	0,266	0,288	-	-	0,220	0,2645	1100 1200
-	0,263	0,272	0,268	-	-	0,377	0,222	-	1300 1400
-	0,265	0,275	0,271	-	-	0,382	0,224	0,2705	1500
-	0,268	-	-	-	-	-	0,226	-	-
-	0,270	-	-	-	-	-	-	0,2755	-

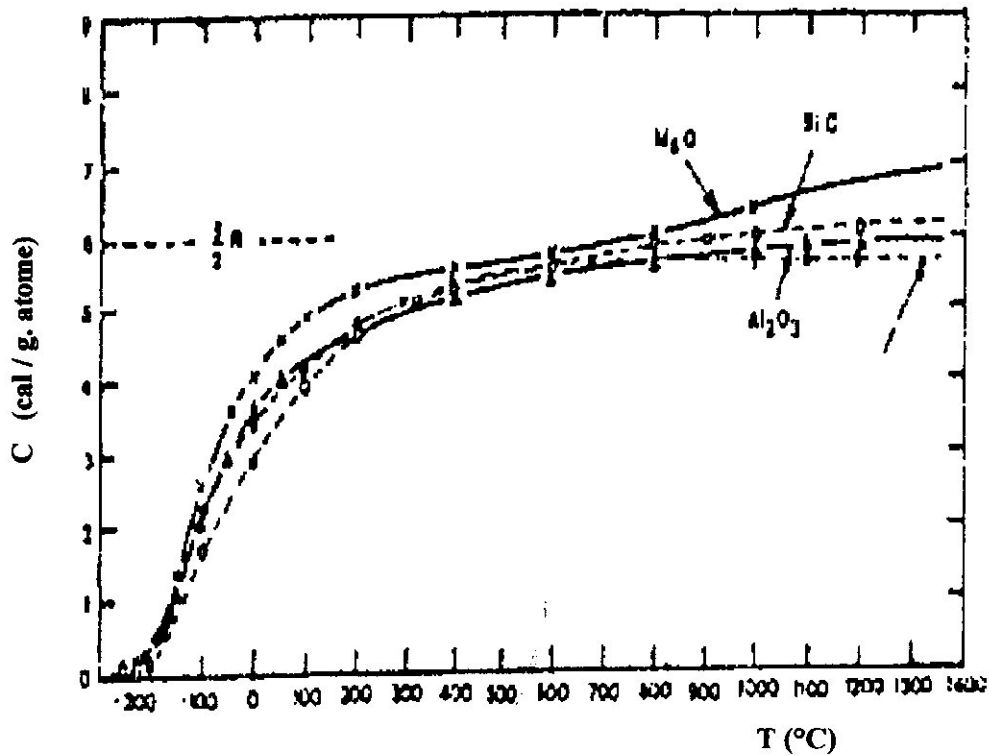


Figure II.2 : Capacité thermique de quelques matériaux céramiques à différentes températures.

3. 2. Coefficient de dilatation thermique :

Les variations de longueur et de volume associées aux changements de température sont importantes pour beaucoup d'applications. En général, ces valeurs dépendent de la température ^[4] mais pour des intervalles limités de température, il suffit de considérer une valeur moyenne.

Le volume spécifique de chaque cristal augmente avec la température et cette augmentation est principalement déterminée par la plus grande amplitude des vibrations atomiques autour d'une position donnée. La vibration de volume due à des vibrations réticulaires est en corrélation étroite avec l'augmentation du contenu d'énergie.

Par conséquent, les changements du coefficient de dilatation thermique avec la température ont lieu parallèlement aux variations de chaleur spécifique (Fig.II.3). Une importante conséquence pratique de la relation entre le coefficient de dilatation et la température est que, pour beaucoup d'oxydes, il ne faut pas employer les chiffres de dilatation à température ambiante donnés le plus fréquemment dans les tableaux.

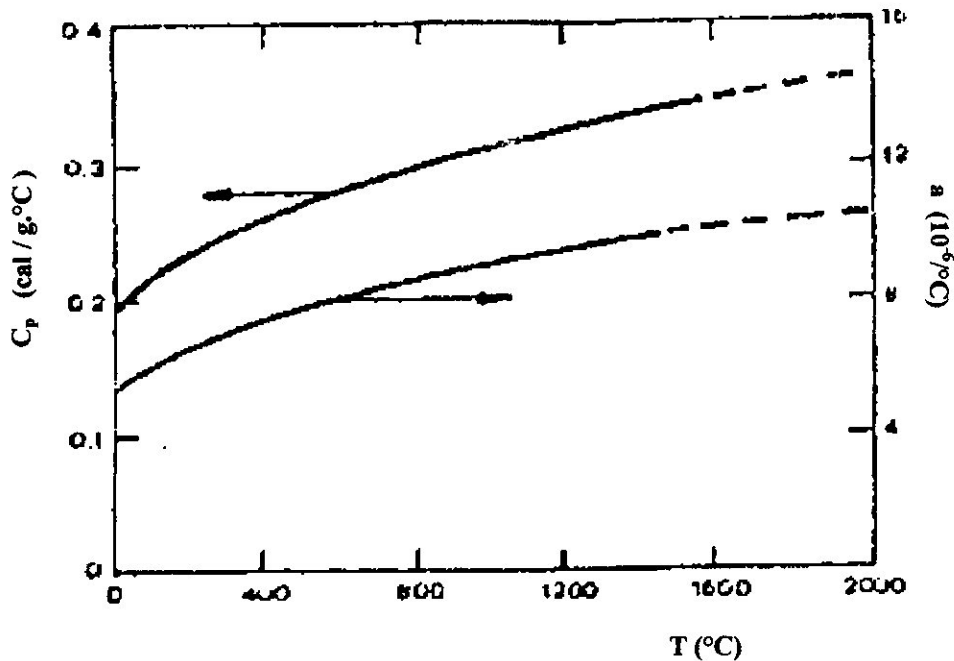


Figure II.3 : Variations de chaleur spécifique et de dilatation thermique en fonction de la température.

Pour les cristaux cubiques, les coefficients de dilatation suivant des axes cristallographiques différents sont égaux et les variations dimensionnelles avec la température sont symétriques. Par conséquent, le coefficient de dilatation thermique est le même quelle que soit la direction suivant laquelle il est mesuré. Pour les matériaux isotropes, le coefficient de dilatation volumétrique moyen dans un intervalle de température limité est en corrélation avec la dilatation linéaire moyenne $\bar{\alpha}$ et, dans de nombreux cas, puisque $\bar{\alpha}$ est petit, on peut écrire :

$$\alpha = 3 \bar{\alpha} \tag{II.3}$$

Le tenseur de déformation bidimensionnelle est donné par la relation :

$$\{\epsilon_c\}^{th} = \Delta T [\alpha \quad \alpha \quad 0]^T \tag{II.4}$$

Pour les cristaux anisotropes, la dilatation thermique change suivant les différents axes cristallographiques (Tableau II.3)

Cristal	Axe a (Perpendiculaire à l'axe c)	Axe c
Al ₂ O ₃	8,3	9,0
Al ₂ TiO ₅	-2,6	+11,5
3Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	4,5	5,7
TiO ₂	6,8	8,3
ZrSiO ₄	3,7	6,2
CaCO ₃	-6	25
SiO ₂ (quartz)	14	9
NaAlSi ₃ O ₈ (albite)	4	13
C (graphite)	1	27

Tableau II.4 : Coefficients de dilatation thermique pour quelques cristaux anisotropes ($\alpha / ^\circ\text{C} \cdot 10^6$).

Les coefficients de dilatation thermique suivant les deux axes cristallographiques a et c sont respectivement α_a et α_c . A haute température, l'anisotropie tend à diminuer et le rapport α_c / α_a diminue de façon analogue.

Un des exemples le plus typique d'expansion anisotrope est celui du graphite, dans lequel la liaison est fortement directionnelle et la dilatation très inférieure dans le plan perpendiculaire à l'axe C. Pour des cristaux fortement anisotropes le coefficient de dilatation dans une direction peut être négatif et la dilatation volumétrique qui en résulte peut être très basse.

Le titanate d'aluminium, la cordiérite et divers silico-aluminates de lithium en sont des exemples. La basse expansion volumétrique dépend dans ces cas de la forte anisotropie de la structure. Par conséquent, dans de tels matériaux polycristallins les joints de grains sont soumis à de fortes tensions qui affaiblissent la résistance mécanique des matériaux.

La valeur absolue du coefficient de dilatation est en corrélation étroite avec la structure cristalline et les forces de liaison. Les matériaux ayant des forces de liaison élevées, comme le tungstène, le diamant, le carbure de silicium, ont de bas coefficients de dilatation thermique.

Lorsqu'un matériau céramique constitué de plusieurs phases cristallines et vitreuses est chauffé aux températures de cuisson, il peut arriver que les coefficients de dilatation selon les différents axes cristallographiques ne soient pas les mêmes ou que les différentes phases aient des coefficients de dilatation thermique différents. Dans ce cas, les différents grains ont des

En fait, par un ensemble de phénomènes concomitants, la conductibilité thermique apparente d'un matériau ne peut pas être exprimée sous une forme simple en fonction de la température (Figure II.4). Les expressions proposées par les différentes études contiennent des termes qui sont soit en dépendance inverse, soit en dépendance directe de la température. La présence de phases vitreuses, de porosité, le coefficient d'absorption des radiations, etc., influencent fortement la priorité de l'un ou l'autre des différents termes.

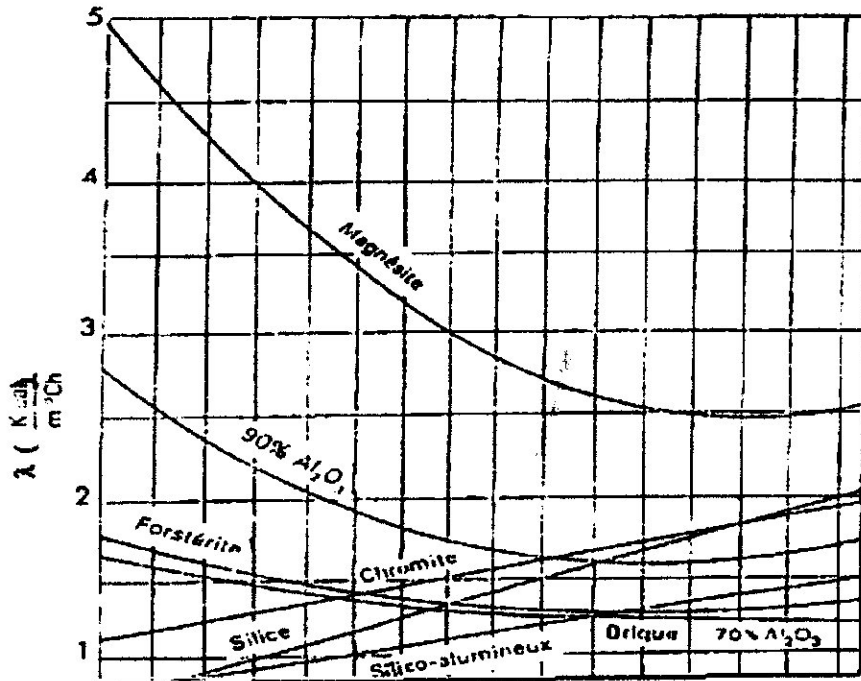


Figure II.4 : Relations entre la conductibilité thermique et la température.

La répartition des cristaux et des pores dans une masse vitreuse continue et la distribution de verre et de pores dans une masse cristalline ininterrompue constituent les deux extrêmes.

Pour un même volume total, la transmission de chaleur par rayonnement interne est plus sensible avec les gros pores qu'avec les pores fins.

II.4. Propriétés physiques :

1. Conductivité et résistivité :

Les propriétés magnétiques des céramiques sont à la base de l'industrie de l'enregistrement magnétique [7]. L'espace où ont lieu les phénomènes électromagnétiques s'appellent le champ électromagnétique. Dans ce champ, sont définis en tous points les deux vecteurs, champ électrique \vec{E} et champ magnétique \vec{H} . Les propriétés du champ électromagnétique sont définies par les équations de « Maxwell », qui lient les deux vecteurs précédents et les inductions correspondantes :

$$\vec{D} = \epsilon \vec{E} \quad (II.5)$$

$$\vec{B} = \mu \vec{H} \quad (II.6)$$

ϵ et μ étant la constante diélectrique et la perméabilité magnétique. Le vecteur densité de courant \vec{J} se formule :

$$\vec{J} = \gamma_c \vec{E} + \rho \cdot \vec{v} + \frac{\delta \vec{D}}{\delta t} \quad (II.7)$$

Dans lequel γ_c est la conductibilité du milieu où passe le courant \vec{J} et ρ est la densité de charge électrique qui se déplace à une vitesse \vec{v} . Dans un solide conducteur, seul le premier terme du second membre de la relation est différent de zéro et l'équation précédente se réduit à la loi d'Ohm qui, dans le cas de solides isotropes de longueur l et sections S , devient :

$$E = I R \quad (II.8)$$

R étant la résistance égale à $\frac{l}{\gamma_c S}$. A l'inverse de γ_c on lui donne le nom de résistivité et, sans crainte d'ambiguïté, on l'indique par r_c .

2. Conductivité ionique :

Beaucoup de matériaux céramiques en particulier les oxydes à haute température se comportent comme des cristaux ioniques. Dans un cristal ionique parfait les ions seraient parfaitement immobiles sous n'importe quelle différence de potentiel entre deux faces opposées. Toutefois, un cristal ionique au-dessus de la température ambiante est toujours atteint d'un certain désordre réticulaire, c'est-à-dire qu'il contient des défauts ponctuels soit de Frenkel soit de Schottky [8]. Dans les deux cas, les défauts doivent être en nombre tel qu'ils rendent électriquement neutre le cristal. Sous l'influence d'un champ électrique les ions proches d'une lacune peuvent occuper la place de celle-ci : Tout se passe comme si la lacune

se déplaçait dans la direction opposée aux ions et se comporte en un porteur de charges égales et de signes contraires^[9]. D'autre part, les ions interstitiels peuvent se déplacer dans le réseau d'une position interstitielle à une autre. Pour des calculs assez simples on trouve que, dans le cas de désordre de Frenkel, la résistivité est donnée par :

$$\frac{1}{r} = [\mu_{Lac} - \mu_{int}] q^2 n \quad (II.9)$$

Où μ_{Lac} et μ_{int} sont les mobilités respectives des lacunes et des sites interstitiels, q leur charge et n leur nombre par unité de volume ; si N est le nombre des ions du type donné par unité de volume, E_f l'énergie de formation d'un couple de défauts, R la constante des gaz et T la température absolue on a :

$$n = N \cdot e^{\left(\frac{-E_f}{RT}\right)} \quad (II.10)$$

En cas de désordre de Schottky, on a :

$$\frac{1}{r} = (\mu q n)_{vac.anc.} + (\mu q n)_{vac.cat.} \quad (II.11)$$

Comme μ dépend d'une énergie d'activation du même ordre de E_f (des dizaines de milliers de calories/mole), la conductivité ionique des oxydes purs varie entre des températures très basses et des températures extrêmement élevées. Toutefois, si les oxydes contiennent une quantité non négligeable d'ions de valence différente de ceux qu'ils remplacent dans le réseau, la nécessité de neutralité électrique du cristal impose qu'un nombre correspondant de lacunes de signe approprié se forme. Alors n ne dépend pas de la température et il peut être très grand, de sorte que la conductivité ionique peut être remarquable également à température peu élevée.

3. Conductivité métallique :

Par définition les matériaux céramiques ne sont pas des métaux mais le graphite, qui, d'habitude, est inclus parmi les matériaux céramiques et pour quelques carbures qui, au point de vue électronique, se comportent sensiblement comme des métaux^[10].

Si l'on suppose que, dans un métal, il existe un gaz de N électrons libres par unité de volume, en l'absence de champ électrique leur vitesse :

$$\vec{V}_{tr} = \frac{1}{N} \sum_1^N i \vec{V}_i \quad (II.12)$$

Leur vitesse sera nulle. D'autre part, à une température quelconque différente du zéro absolu, chaque électron se déplace et se heurte aux autres : soit Λ le libre parcours moyen et τ le temps entre deux chocs successifs. En présence d'un champ électrique \vec{E} , la force \vec{F} agissant sur un électron (de charge e) sera :

$$\vec{F} = e\vec{E} \quad (\text{II.13})$$

et on aura, si t est le temps et m la masse d'un électron :

$$m \left(\frac{d\vec{V}_r}{dt} + \frac{1}{\tau} \vec{V}_r \right) = e\vec{E} \quad (\text{II.14})$$

Si l'on impose que V_r ne dépend pas du temps, il s'ensuit :

$$\vec{V}_r = \frac{e\tau\vec{E}}{m} \quad (\text{II.15})$$

D'où on calcule la densité de courant :

$$\vec{J} = Ne\vec{V}_r = \frac{Ne^2\tau}{m}\vec{E} \quad (\text{II.16})$$

Et la résistivité :

$$r = \frac{1}{\gamma c} = \frac{m}{Ne^2\tau} = r \quad (\text{II.17})$$

Le traitement classique développé jusqu'ici fournit des résultats intéressants qui, toutefois, sont en désaccord avec l'expérience, en ce qui concerne, par exemple, la chaleur spécifique et le paramagnétisme des électrons libres : le traitement quantique emploie encore l'équation (II.14), ou, toutefois, N a une valeur différente de celle qu'on a précédemment considérée et une estimation de τ est possible.

Il résulte de ceci qu'un métal très pur, sans défaut, à température assez élevée, aurait une résistivité proportionnelle à la température (donc nulle au zéro absolu). Un métal impur a, au contraire, une résistivité :

$$r = r_i + r_r \quad (\text{II.18})$$

Où, si la concentration en impuretés est assez basse, r_i ne dépend pas de la température (règle de Matthiessen).

4. Modèle électrostatique (Forces inter atomiques) :

Si on compare les énergies réticulaires des atomes de la céramique et du métal on s'aperçoit que celles-ci sont étroitement liées aux propriétés physiques des matériaux : module d'élasticité, température de fusion, coefficients de dilatation thermique et

d'autodiffusion etc. Elles sont la plupart du temps très différentes entre un métal et une céramique.

L'énergie de cohésion d'un solide U peut toujours s'exprimer par la somme de deux énergies quel que soit le type de liaison (ionique, covalente, métallique)^[11](Fig. II.4.a).

$$U=U_r+U_a \quad (II.19)$$

Où :

$$U_r = \frac{A}{R^m} : \text{est l'énergie de répulsion}$$

$$U_a = -\frac{B}{R^n} : \text{est l'énergie d'attraction :}$$

par conséquent :

$$U = \frac{A}{R^m} - \frac{B}{R^n} \quad (II.20)$$

Où :

R : est la distance entre deux atomes

A et B : sont deux constantes caractéristiques de chaque structure cristalline formant le solide,

m et n : sont deux exposants liés à la structure électronique des atomes constituant chaque réseau cristallin du système et sont quasiment les mêmes pour les deux matériaux (m est de l'ordre de 6 à 11 selon les matériaux et n supérieur à 3).

La force agissant sur les atomes dérive du potentiel précédent

$$F = -\frac{dU}{dR} = \frac{nB}{R^{n+1}} - \frac{mA}{R^{m+1}} \quad (II.21)$$

A l'équilibre à 0°K, l'énergie potentielle est minimale et la force F est nulle.

On peut alors déterminer une distance interatomique moyenne

$$R=R_0=\left(\frac{m.A}{n.B}\right)^{\frac{1}{n-m}} \quad (II.22)$$

Cette distance correspond au minimum de la courbe d'énergie potentielle. On peut alors tirer de (II.20) et (II.21) la valeur du puits de potentiel^[10] (Fig.II-4)

$$U_0 = -\frac{B}{R_0^n} \left(\frac{n-1}{m}\right) \quad (II.23)$$

Bien que les modules diffèrent légèrement entre les matériaux et les céramiques, on peut considérer en première approximation que les points significatifs des courbes de Condon Morse (Fig. II.7) expliquent qualitativement l'origine des différences entre les propriétés des deux types de matériaux qui proviennent de la nature même de la liaison. Celle des métaux est basée sur le modèle d'une structure cationique et d'un gaz électronique constitué par les électrons de conduction, ces solides sont cristallins.

Par opposition les céramiques possèdent le plus souvent une structure mixte ionique-covalente basée sur le fait que ces matériaux sont constitués d'éléments d'électronégativité différentes (Tableau I-8)^[11].

H 2,1						
Li 1	Be 1,5	B 2	C 2,5	N 3	O 3,5	F 4
Na 0,9	Mg 1,2	Al 1,2	Si 1,8	P 2,1	S 2,5	Cl 3

Tableau II-5 : Electronégativité des éléments des trois premières lignes du tableau périodique.

On peut alors définir des caractères ioniques et covalents pour les céramiques les plus courantes en faisant la différence entre les électronégativités des deux éléments^[11] (Fig. II.5).

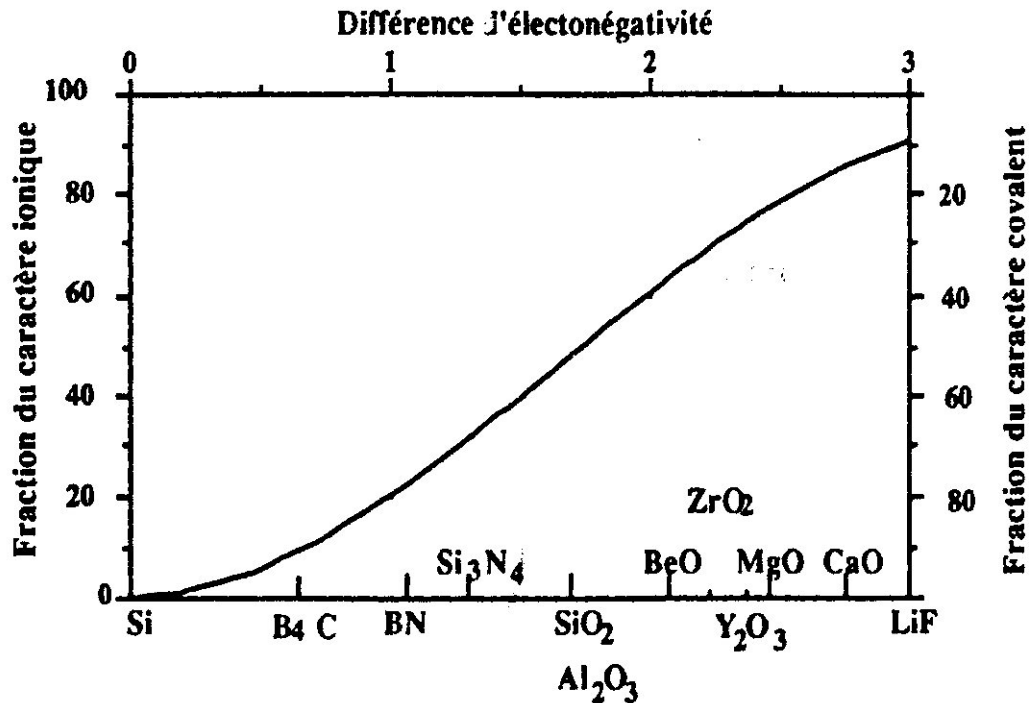


Figure II.6: Variation du caractère de la liaison avec la différence des valeurs d'électronégativités des atomes.

Suivant le type de solide, différents modèles permettent de définir les grandeurs des équations citées plus haut. Le calcul montre que R_0 est plus petit, donc R_0^n est d'autant plus faible ; ce qui entraîne un puits de potentiel U_0 plus important pour les céramiques que pour les métaux.

Les courbes ont un aspect différent comme le montre la figure (II.7)^[11]. Le coefficient de dilatation thermique est fonction de l'amplitude des vibrations des atomes du réseau et par conséquent de la largeur du puits de potentiel^[12]. Comparativement aux métaux, l'amplitude moyenne de vibration R_m des atomes constituant le matériau céramique croît lentement en fonction de la température. Il en résulte des coefficients de dilatation thermique beaucoup plus grands pour les métaux et leurs alliages par rapport aux céramiques (de l'ordre de 2 à 6 fois plus grand).

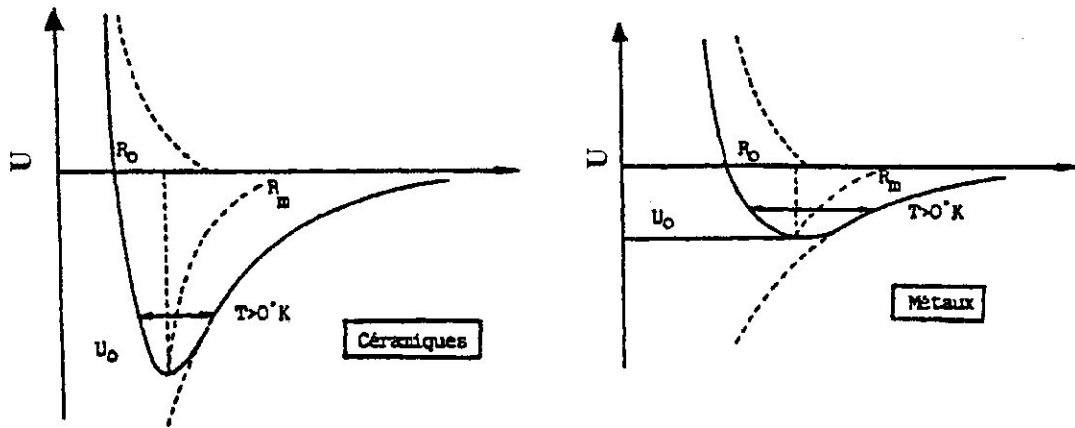


Figure II.7 : Courbe de Condon Morse relative à un métal et à une céramique.

La température de fusion est fonction de la profondeur de leur puits de potentiel. Elle est d'autant plus élevée que le puits de potentiel est profond. Ceci explique que les céramiques ont une température de fusion beaucoup plus élevée que celles des métaux et de leurs alliages (Tableau II-9) ^[13]. La profondeur du puits de potentiel est à l'origine de l'immobilité relative des atomes dans les matériaux ioniques. Ceci explique les faibles valeurs des coefficients d'auto-diffusion comme l'indique le tableau II-10 ^[11].

Matériaux	Température de fusion T_f (K)	Coefficient de dilatation thermique α ($10^{-6}/K$)	Module d'élasticité E (GPa)
Métaux			
Pb	600	29,00	16,1
Mg	924	25,20	45
Al	931	23,50	68
Ag	1233	19,20	76
Au	1335	14,20	139
Cu	1356	16,50	125
Fe	1808	12,30	160
Pt	2046	8,90	152
Nb	2741	7,20	--
Ni	1700	13,30	199
Mo	2895	5,10	324,8
W	3673	4,50	411
Céramiques			
Si_3N_4	2173	4,00	310
Al_2O_3	2310	8,80	345
BeO	2725	9,00	275-360
SiC	2973	4,80	400
ZrO_2	2980	5,40	200
MgO	3220	9,00	275
ThO_2	3540	10,80	310

Tableau II-6: Point de fusion, coefficient de dilatation thermique et module d'élasticité de différents métaux et céramiques.

Réseau	Atome diffusant (traceur)	Température de fusion °C	Coefficient de diff. $m^2 \text{ sec}^{-1}$
Mg	Mg 650°	650	$2,69. 10^{-12}$
Al	Al 26 à 650°	658	$1,51. 10^{-12}$
Ag	110	960	$1,1. 10^{-12}$
Au	Au 198	1063	$6,3. 10^{-13}$
Pb	Pb 103	2037	$2,5. 10^{-16}$
Pt	Pt 199		$6,3. 10^{-17}$
Al ₂ O ₃	Al 26		$7,5. 10^{-23}$
	O 18		$1,5. 10^{-27}$
BeO	Be 7	2452	$4,6. 10^{-18}$
	O 18		$6,2. 10^{-19}$
MgO	Mg	2947	$4,9. 10^{-19}$

Tableau II-7 : Coefficient d'auto-diffusion pour certains métaux et céramiques.

II.5. Mécanismes de liaison métallo/céramiques :

Les technologies de pointe font de plus en plus appel à des matériaux possédant de hautes caractéristiques mécaniques, thermiques ou électriques. Dans ce cadre les matériaux céramiques/métal sont largement utilisés. Leurs performances sont cependant fortement dépendantes des interfaces entre ces deux classes mécanismes physiques conditionnant les propriétés des bi-matériaux obtenues.

Dans tous les procédés de liaison métal/ céramique, l'adhérence peut résulter de trois processus principaux :

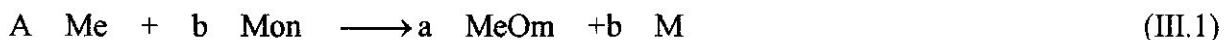
- Accrochage mécanique dû aux rugosités des surfaces à assembler : ce mécanisme pourrait être pris en compte dans la thermo-compression, ou encore dans le cas des projections thermiques ou un sablage est réputé favorable.

- L'adhésion réactive par l'intermédiaire des liaisons qui conduisent à la formation de nouvelles phases à l'interface, c'est le cas du brasage réactif, de la métallisation et des projections thermiques.
- L'adhésion pure caractérisée par la formation des liaisons fortes entre la céramique et le métal sans formation de phases nouvelles. Cette dernière est rencontrée dans de nombreux couples élaborés par thermo-compression et a été approuvée en particulier pour le système Al₂O₃/Nb [59]. l'assemblage entre la céramique et le métal peut être réalisé par un ou plusieurs de ces mécanismes et par la suite comporter une seule interface cristallographique ou une zone interfaciale plus complexe.

Pour réaliser un assemblage entre deux corps, il faut tout d'abord qu'il y ait contact eux et ce sur la plus grande surface possible. Différents mécanismes agissent dans ce sens, activés par des forces externes ou induites par le contact. Des liaisons de type chimique pourront alors s'établir, ce sont elles qui donnent à l'interface toutes sa résistance.

1. Adhésion pure :

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



Ce type de jonction est jugé insuffisant pour créer un assemblage résistant. Après l'équilibre entre le métal liquide et la surface de la céramique, plusieurs chercheurs ont constaté que les valeurs de l'angle de contact, obtenues par la méthode de la goutte posée (figure III1), sont supérieures à 90°, ce qui conduit, compte tenu de la relation de Dupré, à des énergies d'adhésion faibles.

En effet [20].

$$W_{ad} = \gamma_m + \gamma_c - \gamma_i \quad (\text{III.2})$$

$$\gamma_c - \gamma_i = \gamma_m \cdot \cos\theta \quad (\text{III.3})$$

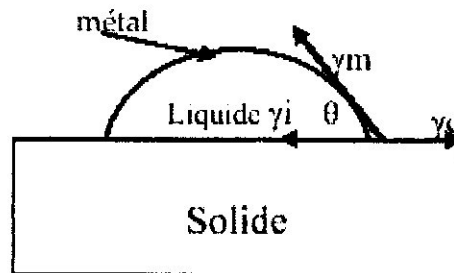


Figure. III.8 : schéma d'une goutte sensible d'un liquide sur un solide.

L'équilibre des forces qui s'exercent sur la goutte sessile en équilibre sur la surface de la céramique est défini par la loi de Young-Dupré :

$$\gamma_c - \gamma_i = \gamma_m \cdot \cos\theta$$

$$\cos\theta = \frac{\gamma_c - \gamma_i}{\gamma_m} \quad (\text{III.4})$$

Avec : θ : angle de contact du métal liquide/céramique.

γ_m : l'énergie de surface du métal.

γ_c : l'énergie d'interface entre les deux matériaux.

- l'équilibre et s'il n'existe pas de réaction chimique entre le métal liquide et la céramique ou le développement d'une structure électrique.
- L'énergie d'interface tend vers l'énergie de surface la plus faible. S'il existe une interaction dipôle (liaison de Van der Waals).
- γ_i tend vers l'énergie de surface la plus forte. Cette interaction est en relation avec les propriétés électriques de la céramique, l'énergie d'adhésion par rapport à l'angle de contact s'exprime :

$$W_{ad} = \gamma_m (1 - \cos\theta) \quad (\text{III.5})$$

L'angle de contact est souvent $\geq 90^\circ$ et doit être déterminé en fonction de l'atmosphère d'environnement des interfaces.

2. Interface solide-solide :

Les mesures de l'angle de contact sont effectuées sur une goutte de métal solidifiée sur la céramique. Une méthode employée est la mesure de la contrainte nécessaire au décollement de la goutte solidifiée sur le substrat céramique, une proposition était donnée

II.6. Les interfaces dans les bi-matériaux :

L'assemblage de la céramique avec le métal donne naissance à ce qu'on appelle l'interface. Celle-ci est une phase intermédiaire qui se produit lors de l'élaboration des bi-matériaux à haute température. L'interface assure le transfert de charge, l'adhésion (le contact) entre les constituants, qui est nécessaire.

Généralement les interfaces sont prises comme des surfaces parfaitement planes

(Figure III.3.b), ceci n'est pas totalement vrai et même le contraire, car les interfaces sont en réalité rugueuses (figure III.3.a) ; ce qui nous mène à la nécessité d'introduire certains facteurs permettant de caractériser le contact interfacial, dont les plus importantes sont : La contrainte de décohésion, la contrainte de frottement, le coefficient de frottement, la microstructure, l'énergie d'adhésion, et d'autres grandeurs physicochimiques [5].

6.1. Les types des liaisons interfaciales :

Les températures d'élaboration des bi-matériaux peuvent conduire à deux origines de liaisons interfaciales (céramique/métal) :

- **Origine mécanique** : ces liaisons sont formées par la pénétration du métal dans les creux de la surface rugueuse de la céramique, soit par écoulement visqueux ou par diffusion [25].
- **Origines chimiques** : elles représentent des liaisons fortes, de type ionique ou covalent.

Elles se réalisent par la diffusion des éléments constituant la céramique et le métal.

Les deux origines citées précédemment peuvent donner naissance à deux types d'interfaces :

Interface continue (liée): dans ce cas l'adhésion entre la fibre et la matrice est continue (parfaite). En général ce type d'interface survient lorsque l'origine des liaisons entre la fibre et la matrice est chimique, la nature de cette jonction nécessite de hautes températures ce qui n'est pas très recommandable

Interface discontinue (non liée): la liaison dans ce cas est purement mécanique, elle est assurée par le frottement relatif céramique/métal. Dans ce cas les aspérités à l'interface peuvent jouer le rôle d'une butée entre la céramique et le métal. Les interfaces non liées ont fait l'objet de beaucoup d'études en raison de leur importance pour prédire la réaction des fissures dans les bi-matériaux. On peut maintenant définir des interfaces très fortes, très

faibles, relativement faibles et assez fortes. Pour caractériser les interfaces on se réfère à des techniques dites de mesures des grandeurs interfaciales [24].

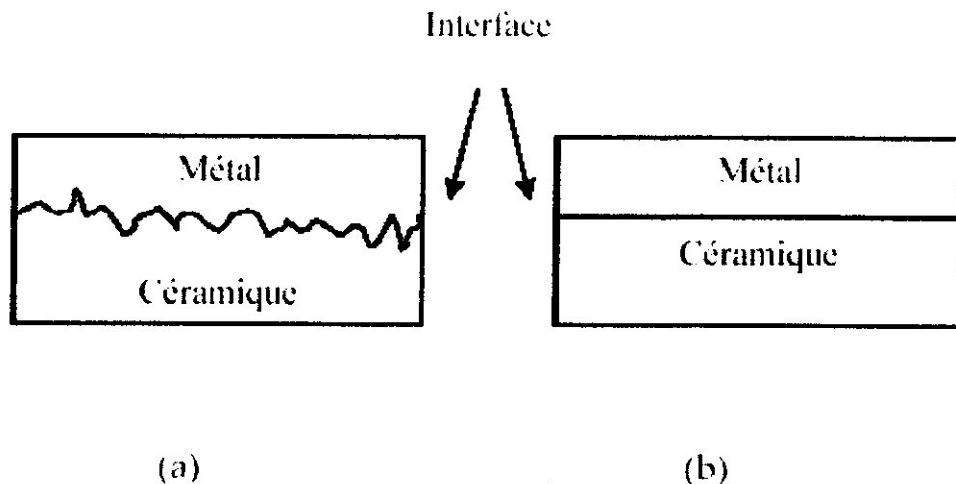


Figure. III.10 : schémas représentatif d'une interface, a) : interface rugueuse, b) : interface lisse.

6.2. Phénomènes volumiques au voisinage de l'interface céramique/métal :

1] **Défauts charges:** La majorité des défauts de structure et des impuretés chimiques sont chargées électriquement par rapport au réseau. Gressus [20] a montré que l'amorçage des fissures et le claquage, sont toujours superficiels et dépendent fortement de l'environnement des matériaux. De plus les comportements mécaniques et électriques ne peuvent pas être disjoints : une pression mécanique produit un champ électrique et ce champ électrique modifie les propriétés mécaniques. Dans l'élaboration d'un bi-matériau céramo-métallique, les possibilités de création de défauts charges ou de contraintes mécaniques dans la céramique sont multiples, en particulier :

- L'usinage,
- La diffusion du métal dans la céramique lors de la réalisation de la liaison ou en service,
- Les contraintes résiduelles thermiques induites dans la céramique.

2] **Contraintes résiduelles thermiques:** Quel que soit le mode d'élaboration du bi-matériau à l'état solide ou liquide, des contraintes résiduelles apparaissent au cours du refroidissement et

sont introduites dans la céramique et dans le métal du fait de la différence des coefficients de dilatation thermique de ce deux matériaux.

Ces contraintes fragilisent la céramique au voisinage de l'interface et créent des microfissures dans la céramique, provoquant ainsi la rupture de celle ci à une contrainte beaucoup plus faible que celle de la céramique non liée au métal [20,26].

II.7.L'utilisation des liaisons métallo/céramique dans le domaine aéronautique :

7.1. Introduction :

Pour que le turboréacteur soit d'un rendement meilleur, il faut qu'il y'est une combustion de qualité.

La combustion se fait dans le la chambre de combustion dans des conditions spécifiques de température et de pression.

La chambre combustion vient après le compresseur, c'est l'emplacement ou se fait la transformation la plus complète possible de l'énergie chimique en énergie calorifique (moins d'imbrûlés possible donc moins polluant).

La chambre de combustion est un ensemble en alliages réfractaire pour résister à la haute température qui peut attendre 1400°, refroidie par un film fluide et à pré vaporisation de carburant.

Lorsque le turboréacteur est en fonctionnement la température au cœur de la combustion atteint un peu plus de 2000°C et en sortie de chambre donc devant la turbine on atteint quand même 1533°K soit 1259,85°C dans les GTR.

7.2. Le rôle de la chambre :

C'est le siège de la réaction de combustion, elle assure le mélange kérosène –oxygène et permet la transformation la plus complète possible de l'énergie chimique qui est située dans les liaison entre les molécules du carburant et en cassant ces liaison par la combustion avec de l'air ça génère l' énergie calorifique ,d'autre part elle doit donc présenter une très grande résistance thermique et assures le fonctionnement de la combustion dans une gamme étendue de fonctionnement du turboréacteur .ependant elle doit être léger simple et occupe un espace minimum.

- [1] **S. Morozumi, M. Kikuchi, T. Nishino.**
J. mater. Scien. 16 (1981)
- [2] **J.E Mc Donald, J.C. Eberthart.**
Tran.Met. Soc. AIME,283(1965) 512
- [3] **D. Chatain, I. Rivollet, N. Eustathopoulos.**
Journal de Chimie Physique, 83 (1986) 561
- [4] **D. Chatain, I. Rivollet, N. Eustathopoulos.**
Journal de Chimie Physique, 84 (1987) 201
- [5] **Yu. V. Naidich.**
Progress in Surface and Member Science, 14(1981) 353
- [6] **L. Reed, R.A. Huggins.**
J. Am. Cemac. Soc. 48, 8 (1965) 421-426
- [7] **W. Weyl.**
Structure and Properties of solid surface, R.GOMER et C.S SMITH, Ed.
Univers. Chigago Press, 147, 1953
- [8] **E. Schmitt, L D. Ludas.**
XIX° Séminaire de Thermodynamique et de chimie physique Métallurgie,
Maizières-Les- Metz, France, 1979
- [9] **B.Galois.**
Thèse, Garnegie Mellon Unv. Pittsburg, E. U. 1980
- [10] **R. Sangiorgi, M. L. Muolo, A. Passerone.**
Rev. Int Hute Temperat. R2FRACt., 22, 175, 1985
- [11] **I. Rivollet.**
Thèse Institut National Polytechnique de Grenoble, juillet 1984
- [12] **G. Vicomblin, D. Tchoubar.**
Ceramurgia International, 4,3 (1978) 99-103
- [13] **C. Kirkjian, W.D. Kingery.**
J. Phys. Chem.,60 (1956) 961



LES CONTRAINES RÉSIDUELLES

DANS LES BI-MATÉRIAUX

Chapitre III : Les contraintes résiduelles dans les bimatériaux**III.1. Contraintes résiduelles :**

Les contraintes résiduelles sont l'une des caractéristiques parmi les plus influentes sur les propriétés de résistance dans les jonctions céramo-métallique élaborées à température élevée. En effet, leur rôle sur la qualité de la jonction est important, en particulier sur l'adhérence et sur la résistance à la corrosion sous contrainte et enfin sur la durée de vie sous cyclage thermique [1, 2].

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, 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.

III.1.1 Origine des contraintes résiduelles :

Les contraintes résiduelles sont les contraintes qui subsistent dans le matériau en l'absence de force extérieure. Ce sont phénomène thermique, mécanique et physico-chimique mis en jeu durant le trajet des particules et pendant la formation de la jonction céramique/métal qui conduisent majoritairement à l'établissement d'un état de contraintes résiduelles microscopiques et macroscopiques. L'assemblage d'un bimatériau provoque l'apparition d'une contrainte mécanique au sein des deux matériaux. Par ailleurs plusieurs facteurs contribuent et influencent le développement de ces contraintes dans le métal et la céramique [7,6] :

- les conditions d'assemblage,
- la différence entre les coefficients de dilatation thermique,
- l'épaisseur de la céramique et le métal,
- la nature de métal,
- la porosité éventuelle de la céramique,
- la croissance de grains si le matériau est cristallin,
- l'hygrométrie de l'air ambiant,
- des recuits thermiques,

- des procédés utilisés pour former les pièces, notamment la gravure et le polissage mécano/chimique.

Les contraintes résiduelles se décomposent en trois origines [4]

- i) **les contraintes dans les particules, à l'échelle microscopique** : elles proviennent de la contraction de chacune des gouttelettes projetées au cours du refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante. En effet, lorsque la particule fondue parvient au contact d'un matériau solide (matériau de base ou particules précédemment projetées et refroidies), elle n'a plus tous ses degrés de liberté pour se solidifier. Lors de son refroidissement ; sa contraction est entravée et des tensions internes apparaissent [2].
- ii) **Les contraintes d'origine métallurgique** : Lors de la projection de certains matériaux, les particules peuvent subir des transformations métallurgiques dont on sait qu'elles s'accompagnent généralement de variations de volume, qui peuvent conduire à un état de contraintes de compression dans le revêtement [5,6]
- iii) **Les contraintes thermiques** : Au cours du refroidissement jusqu'à la température ambiante, les différences des propriétés thermiques (coefficients de dilatation) et mécaniques (différentes de module d' Young) provoquent une hétérogénéité de déformation entre le métal et la céramique au voisinage proche de l'interface.

Contraintes intrinsèques :

La contrainte intrinsèque est définie comme la contrainte du matériau pendant sa fabrication, à la température de d'élaboration. Elle apparaît au cours de celle-ci, lors de la création de l'interface. Elle se développe dans des conditions de non équilibre total et prend naissance au sein du métal chaque fois que les atomes sous jacents n'aient eu le temps de diffuser vers leur position d'équilibre. Elle peut se manifester par des forces de traction ou de compression internes, selon les conditions d'élaboration [7]. Par exemple dans les techniques de dépôt, si les produits gazeux de réaction n'ont pas le temps de s'échapper lors du processus de croissance, ils engendrent une contrainte en tension. Il en est de même lorsque ces produits sont désorbés normalement et que les derniers atomes manquent de mobilité pour combler de façon convenable les lacunes restantes. Les mécanismes liés à ce type de contrainte dépendent de la nature du matériau déposé et des

conditions opératoires, comme la température de dépôt, la vitesse de dépôt, les pressions partielles des gaz réactifs [8]

. Contraintes thermoélastiques :

La contrainte thermo élastique dans les couches minces déposées sur un substrat à une température supérieure à la température ambiante est due à la différence des coefficients de dilatation thermique entre le métal et la céramique [7,9]

III.2. Types des contraintes résiduelles thermiques :

A cause du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux métalliques, les sources de contraintes résiduelles peuvent provenir des déformations aux échelles macroscopiques (échelle de l'échantillon) microscopiques (à l'échelle du grain) et sub-microscopiques (à l'échelle de l'atome) [10,11]

Un matériau est la plupart du temps constitué de plusieurs phases qui sont-elles mêmes externes, un grain est considéré comme un monocristal. Lors d'un chargement extérieur suffisamment élevé pour induire des déformations plastiques, des sous joints de grains et des dislocations peuvent apparaître dans le matériau. Ceux-ci sont le résultat des interactions et des réarrangements des dislocations au cours de la déformation [12,13]. Les grains seront alors divisés par ces discontinuités du réseau cristallin. Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, on peut mettre en évidence des contraintes résiduelles associées à des déformations élastiques assurant la continuité du matériau. Une classification des contraintes résiduelles en trois ordres, liés à l'échelle à laquelle on considère le matériau, a été proposée il y a quelques années. Ces trois ordres sont définis sur la figure III-1.

atomiques, soit de l'ordre de quelques dizaines de nanomètres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans de très petits domaines. Les modifications d'équilibre n'entraînent aucune variation dimensionnelle macroscopique.

Dans le cas de matériau réels, l'état des contraintes résiduelles résulte de la superposition des contraintes d'ordre 1, 2 et 3 comme ceci est schématisé sur la figure III.3.

III.3. Détermination des contraintes résiduelles :

Diverses méthodes de détermination des contraintes résiduelles ont été développées par exemple par ^[14]. Aucune de ces méthodes ne permet de déterminer directement les contraintes. C'est toujours par l'intermédiaire des mesures de déformations et de l'application des lois de l'élasticité que l'on calcule les contraintes.

Deux classes de procédés de mesure peuvent être distinguées : les techniques qui nécessitent l'endommagement de l'échantillon ou de la structure (destructives) et celles qui n'altèrent pas l'intégrité de l'échantillon ou de la structure (non destructives) ^[15].

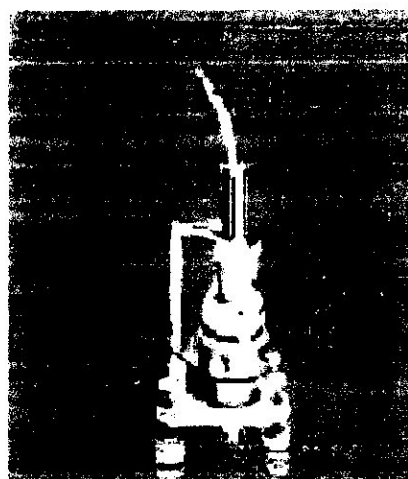
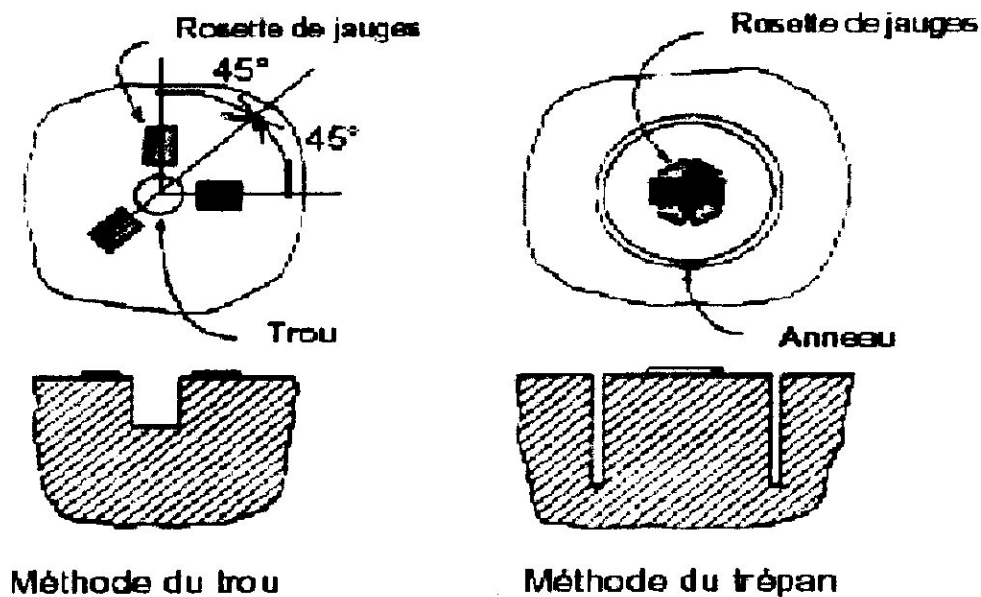
III.4. Les méthodes expérimentales :

III.4. 1. Essais destructives :

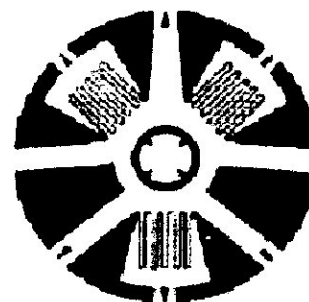
a. Technique du trou incrémental :

La technique du trou incrémental est l'une des techniques la plus largement répandue pour mesurer les contraintes résiduelles. Elle est relativement simple, moins onéreuse, rapide et flexible. L'équipement peut être disposé dans un laboratoire fixe ou mobile (Figure III.2). Cette technique peut être appliquée à une variété de matériaux.

Le principe de la méthode du trou incrémental repose sur la relaxation de contraintes se produisant lorsqu'on enlève de la matière. Il consiste à percer un trou au centre d'une rosette de jauges d'extensométrie à trois direction (type TML-FRS-2); le centre de trou étant situé à l'endroit où les mesures de contraintes sont souhaitées. Dans le cas de la méthode du perçage incrémental, le trou est à fond plat et est effectué pas à pas. Au cours du perçage, les valeurs des déformations mesurées sont relevées pour une profondeur z croissante. Lorsque le perçage est terminé, les contraintes principales $\sigma_1(z)$ et $\sigma_2(z)$ sont calculées ainsi que l'angle $\theta(z)$ que fait la direction principale (1) avec une direction de référence. Le calcul est effectué à partir des déformations $\epsilon_i(z)$ mesurées à chaque incrément de profondeur et à partir de la géométrie de la rosette, de la géométrie de la pièce et des constantes élastiques du matériau.



Rosette de jauge



Dispositif de perçage

Fig.III.2 : méthode de trou classique et du trépan 56.

b. Technique de la flèche (enlèvement de la couche) :

Les techniques de la flèche sont souvent employées pour mesurer la présence des contraintes résiduelles dans les géométries simple. Ces méthodes sont généralement rapides et exigent seulement des calculs simples pour relier la fleche aux contraintes résiduelles.

Quand des couches sont enlevées de l'une des deux faces d'un échantillon plat contenant des contraintes résiduelles, celles-ci deviennent non équilibrées et l'échantillon plat est plié. La flèche dépend de la distribution originale de ces contraintes dans la couche enlevée et des propriétés élastiques du reste de l'échantillon. En effectuant une série de mesures de la courbure après des enlèvements successifs de couche, la distribution des contraintes avant enlèvement de la couche dans l'échantillon peuvent être alors déduites.

1. 4. 2. Essais non destructive :

Les méthodes non destructives sont fondées sur les relations entre caractéristiques physiques ou cristallographiques du matériau et le champ des contraintes résiduelles existant dans les pièces [10,18]. Parmi ces méthodes, nous pouvons citer :

a. La méthode par diffraction des rayons X ^[5, 19,1et 18]

La technique de la diffraction X est appliquée aux déformations élastiques dans un matériau polycristallin. Elle mesure les contraintes résiduelles et ne modifie pas l'état de contraintes dans un matériau. La déformation est due au changement de l'espace entre les plans cristallins. Elle correspond à l'intensité de la contrainte appliquée et aux plans du cristal. Ces plans de cristal agissent donc efficacement comme une jauge de très petites déformations. La mesure elle-même est relativement directe et l'équipement disponible.

b. Méthode par Ultrasons ^[7,8] :

Les techniques ultrasoniques utilisent les sensibilités de la vitesse des vagues d'ultrasons traversant un solide soumis à un certain niveau de contraintes. Des variations de la vitesse des ondes ultrasoniques dans un matériau sont directement affectées par l'intensité et la direction des contraintes. Puisque ces variations de vitesse sont faibles et sont sensibles à la texture du matériau (alignement de grain) il est souvent plus pratique de mesurer leurs temps de passage car la longueur du chemin ultrasonique n'est pas habituellement connue avec une précision suffisamment élevée.

$$\epsilon_{xx} = \epsilon_{yy} = \int_0^t a \alpha_m(T) dt \quad \text{pour le métal} \quad (III.3)$$

En dérivant par rapport au temps nous obtenons les vitesses de déformation suivantes :

$$\dot{\epsilon}_{xx} = \dot{\epsilon}_{yy} = a \alpha_c(T) \quad \text{pour la céramique} \quad (III.4)$$

$$\dot{\epsilon}_{xx} = \dot{\epsilon}_{yy} = a \alpha_m(T) \quad \text{pour le métal} \quad (III.5)$$

la différence de vitesse est égale à :

$$\Delta\epsilon_{xx} = \Delta\epsilon_{yy} = a (\alpha_m(T) - \alpha_c(T)) \quad (III.6)$$

En posant : $\Delta\alpha(T) = \alpha_m(T) - \alpha_c(T)$.

$$\text{Il vient : } \Delta\epsilon_{xx} = \Delta\epsilon_{yy} = a \Delta\alpha(T) \quad (III.7)$$

Cette différence de vitesse de déformation peut être prise en compte soit par l'un des deux matériaux en totalité soit par les deux matériaux dans des proportions qui restent à déterminer^[116].

III.6. Méthode numérique :

L'application des deux méthodes précédentes analytiques et expérimentale pour la détermination des contraintes résiduelles reste limitée parce qu'elles nous fournissent une contrainte équivalente en un certain nombre de point de l'échantillon. Par contre, les méthodes numériques et plus particulièrement la méthode des éléments finis nous permet d'analyser l'état de contraintes, leur intensité, leur distribution et la mise en évidence de l'effet de plusieurs facteurs tels que la taille de l'échantillon, les propriétés mécaniques et physiques des deux classes de matériau et de la température d'élaboration sur le champ de contrainte d'origine thermique. Les résultats obtenus numériquement sont de plus en plus meilleurs si notre étude est basée sur des hypothèses bien fondées pour les quelles on tient compte de tous les paramètres qui définissent le comportement réel des bi-matériaux.

III.7. Relaxation des contraintes internes :

III.7.1. Par déformation plastique :

Dans les systèmes céramique-métal, c'est le métal qui est à l'origine de relaxation des contraintes par déformation plastique ou relaxation. En effet, les céramiques ne sont plastiques qu'à des températures supérieures à 0.5 T_F , la plasticité de ces matériaux étant associée à un processus de diffusion. Les contraintes auxquelles la plastification intervient sont généralement supérieures à celles enregistrées pour les métaux aux mêmes températures, cependant il a été observé des réductions notables des contraintes résiduelles dans le cas de l'oxydation du cuivre d'un passage dans un domaine où l'oxyde a un comportement plastique.

III.7.2 Par fissuration

Lorsque les contraintes atteignent la limite élastique de la céramique, c'est la rupture qui relaxe les contraintes. Ainsi, les contraintes seraient totalement relâchées par des microfissures dont le nombre serait inversement proportionnel à l'épaisseur du joint.

Le cas le plus défavorable est bien sûr la rupture totale de l'interface par fissuration ou décohésion si les contraintes interfaciales sont trop importantes. Il faut noter que la rupture se produit dans le matériau dont la charge à la rupture est la plus faible (le matériau fragile : la céramique).^[10]

- **Couches céramiques épaisses :**

Les céramiques ont des propriétés thermiques, mécaniques, chimiques et électriques uniques, mais leur coût de fabrication élevé, leur fragilité, leurs limitations en taille et forme en tant que composés monolithiques limitent beaucoup les applications potentielles. La solution, pour éviter ces inconvénients, est l'utilisation des céramiques en tant que revêtement sur des substrats métalliques.

Le dépôt de fines couches de céramique par les techniques PVD et CVD est largement utilisé pour les revêtements résistant à l'usure et la corrosion. Ces dépôts contiennent du diamant, TiC, TiN, ZrN, Al₂O₃ etc. Puisque les processus de dépôt agissent au niveau atomique et moléculaire, la structure des couches peut être contrôlée à ce niveau et bien développée ; des structures denses ayant des propriétés similaires aux matériaux monolithiques peuvent être produites. Cependant, l'épaisseur de ces couches ne dépasse généralement pas 10 µm, car des couches plus épaisses contiennent des contraintes mécaniques internes importantes ou souffrent de la même fragilité que les céramiques monolithiques denses.

Différentes applications nécessitent des films céramiques plus épais, par exemple pour accroître la résistance à l'usure et à la corrosion. Une approche, pour éviter les problèmes des couches céramiques plus épaisses mentionnés ci-dessus, est l'utilisation des techniques de projection thermique.

Dans ces techniques de projection, la poudre céramique est introduite dans une flamme ou un plasma à haute température, fondue en gouttelettes qui sont accélérées à haute vitesse et solidifiées sur le substrat formant ainsi une structure lamellaire (figure III.4). Différentes propriétés et microstructures du dépôt peuvent être obtenues suivant la technique de

projection employée, les propriétés de la poudre et les paramètres de projection. Ces structures lamellaires à bas module permettent de produire des films épais ayant des épaisseurs entre 100 et 1000 μm ; des épaisseurs plus importantes pour des applications spécifiques nécessitent un renforcement supplémentaire des couches. Couches céramiques épaisses.



Figure III-4: (a) Coupe transversale verticale d'une couche d'alumine déposée par projection plasma montrant la structure lamellaire, (b) Surface polie parallèle au substrat montrant les canaux de pores et les microfissures dans la lamelle.

Un autre problème dans ces couches produites par projection thermique est la porosité ouverte qui existe toujours dans les recouvrements. C'est un désavantage majeur pour des applications qui nécessitent une grande résistance à la corrosion en milieu aqueux. Des procédés à haute vitesse, tels le canon à détonation ou la projection.

HVOF, produisent des revêtements à plus faible porosité (1-3%) mais ne sont pas couramment utilisés pour des revêtements céramiques. Les canons à détonation ne sont pas facilement disponibles, ont une faible vitesse de dépôt et demandent des conditions de sécurités appropriées lors de leur utilisation (risques d'explosion et bruit important). Le système HVOF, utilisant la combustion du propane ou du propylène, donne des températures de flamme trop basse pour des applications céramiques avec des composés à haut point de fusion tels l'oxyde de chrome et la zirconne.

« Surface Engineering Laboratory » de l'Université de Tampere en utilisant différents composés organiques ou des composés inorganiques à base de phosphate d'aluminium. La fusion Laser a été testée sur des revêtements en zirconne pour des applications de barrières thermiques (TBC).

- ***Revêtements de barrière thermique (TBC) – Etat de l'art :***

Les revêtements de barrière thermique sont largement utilisés pour les composants de turbines à gaz sollicités thermiquement comme les brûleurs, les raccords de transition, les montures, les lames et les vannes. Le matériau le plus commun des TBC est la zircone stabilisée à l'oxyde d'yttrium ($8Y_2O_3-ZrO_2$) utilisée pour sa stabilité à haute température, sa faible diffusivité thermique et son coefficient de dilatation thermique élevé pour une céramique.

- ***De la demande pour des TBC plus épais :***

Augmenter la température d'admission du gaz chaud (TAT) dans la turbine est un moyen possible d'améliorer l'efficacité des procédés à cycles combinés entraînés par des turbines à gaz. Des températures de TAT maximale d'environ $1500^\circ C$ sont couramment rencontrées pour les turbines au sol ; elles sont plus élevées pour les turbines aériennes. Puisque les matériaux structuraux comme les superalliages à base de nickel et de cobalt ne peuvent pas supporter des températures supérieures à $950^\circ C$, des barrières thermiques plus isolantes sont nécessaires. Les températures de surface des composants des sections chaudes des turbines à gaz sont contrôlées principalement par les différentes techniques de refroidissement et les TBC. Bien que le refroidissement à l'air soit nécessaire, l'air de refroidissement est pris directement sur le compresseur, ce qui diminue son débit d'autant. Des calculs ont montré que le gradient thermique à travers un TBC standard de $500\mu m$ est de $150^\circ C$ et de $320^\circ C$ dans le cas d'un TBC épais de $1800\mu m$ (température de surface = $1250^\circ C$). L'abaissement de la conductivité thermique (conductivité thermique de la couche / épaisseur de la couche) des TBC peut être abordé sous trois aspects : (1) diminuer la conductivité thermique du matériau en couche, (2) augmenter la porosité de la couche, (3) augmenter l'épaisseur de la couche.

Pour l'adaptation de TBC à basse conductivité, ces trois méthodes doivent être considérées.

Différentes structures en couches ou à gradient ont été étudiées pour réduire les contraintes critiques dues à la différence de coefficient de dilatation thermique entre les matériaux de la couche et du substrat. Plusieurs essais ont été réalisés pour modifier les propriétés des TBC par des post-traitements. La surface du revêtement peut être modifiée par imprégnation de métal liquide, vitrification laser, pressage isostatique à chaud (HIP), un procédé sol-gel ou imprégnation par des phosphates. Quand on modifie des structures TBC, il faut garder à l'esprit que les fonctions primaires d'une couche, –isolation thermique et tolérance à la déformation ne doivent pas être altérées.

Références de chapitre III :

- [1] **D.H.Teeu, M.de Haas and T.Th.De Hossen**
Residual stress fields in sol-gel derived thin TiO₂ Journal of materials research, vol 14, N°5, May 1999.
- [2] **G. Lascar,**
Mesure des contraintes résiduelles dans des céramiques par indentation Vichers.
Journal of physique IV. France 8 (1998) 115.
- [3] **[kan 2001] kandil F.A., Lord J.D.,**
A review of residual stress measurement methods-A guide to technique selection. Report of National Physique Laboratory, UK2001.
- [4] **Clyne T.W.,** residual stresses in thick and thin substrate coating in "Encyclopaedia of materials: Science and technology", 4.1.3b, PJ Withers (ed), Elsevier, The Netherlands2001.
- [5] **Guo LIU**
« Modélisation de l'essai d'indentation interfaciale en vue de caractériser l'adhérence de revêtements projetés thermiquement » Thèse Doctorat Université des sciences et technologies de Lille (2005).
- [6] **M.Courbiere**
« Etude des liaisons céramique-métal, application au couple cuivre alumine » Thèse de l'école centrale de Lyon, (1986).
- [7] **Hoffman, 1966 ; Doerner et Nix, 1986 ; Nix, 1989] Guo LIU**
« Modélisation de l'essai d'indentation interfaciale en vue de caractériser l'adhérence de revêtements projetés thermiquement » Thèse Doctorat Université des sciences et technologies de Lille (2005).
- [8] **Stadtmueller, 1992 ; Le Duc, 1999, GUO LUI**
« Modélisation de l'essai d'indentation interfaciale en vue de caractériser l'adhérence de revêtements projetés thermiquement » Thèse Doctorat Université des sciences et technologies de Lille (2005).
- [9] **J. bouch, St. Wege. Bohling and H. J. Ullrich**
Improved approaches to determinations of residual stress in micro regions with the Kossel and the XRT technique. Cryst. Res. Technol, 39, N°7, 623-633 (2004).
- [10] **Démarécaux P.,** Adhérence et propriétés tribologiques de revêtements obtenus par projection thermique hypersonique. Thèse de doctorat, Université de science et Technologies de Lille, 1995.
- [11] **J. Klomp, T. P. J Botden**
Ceram. Bull. 49, 2 (1970) 204-211
- [12] **R. M. King**
J. Am. Ceramic. Soc. 36 (1933), 233.

- [13] **O. Kurbaschewsky, E. L. Evans**
Metallurgy thermochemistry Vol. 1 Wiley & Son Inc. New York (1958).
- [14] **S.SELLAM**
"Analyse numérique des contraintes résiduelles dans les junctions céramique/métal" Mémoire de magister Université de Djillali Liabes Sidi Bel Abbas (2005).
- [15] **Michael B. Prime, Michael. R. Hill**
Reactivity stress, stress relief and inhomogeneity in Aluminium plat Scripta Materialia, vol 46N°1, pp.77-82,2002.
- [16] **Montay G., Ch. Hellwing**
Residual stressing biomaterial laser clad measured using compliance. The fifts international conference on residual stresses, T. Ericsson et la, Eds, (Linkoping university, Sweden, 1997), voll, pp. 127-132.
- [17] **T. P. J. Botden, J. T. Klomp**
The use of ceramic in valve P. POPPER, Ed. Spec. puble. (1965)
Prco. Symp. Brit. Ceram. Res. Asso. N° 48.
- [18] **Futakawa M., Ioka I**
Stress-strain relationship evaluated by load depth curve obtained from indentation technique. 10th Asia-Pacific conference on Non-destructive testing, Australia 2001.
- [19] **J. Ranachowski, M. Stepniewski, W. Wlosinski.**
- [20] **V. Jirskovsky, J.Mikullichova, K.Balik**
Tesla Electronic, 3 (1977) 75-81.
- [21] **Wall Colmonoy Corp. Detroit, Michigan**
Welding Journal, 58, 10 42-43.
- [22] **G. Elssner, W.Diem, J.S.Wallance**
Idem Reference (53) 629-639.
- [23] **G.Lascar,**
Mesure des contraintes résiduelles dans des céramiques par indentation Vickers.
Journal of physique IV. France 8 (1998) 115.
- [24] **Guo. F**
« L'influence de la microstructure sur des propriétés mécaniques et des contraintes internes d'un alliage intermétallique biphasé à base de Ti Al » Thèse doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Centre de Paris, 2001.
- [25] **R.J.Bondley**
Electronics, 20, 7, (1947) 97-99

IV.1 Introduction :

Pour qu'on obtienne le plus considérable succès dans cette idée révolutionnaire avec des résultats acceptables, et pour que notre chambre de combustion soit fiable et sécurisée ; et ça c'est notre objectif au temps des aéronauticiens, alors pour celles et d'autres, le projet qu'est entre vos mains donne des réponses sur la conception avec la technologie des bi-matériaux, la méthodologie de liaison entre ces matériaux et d'autres détails de construction qu'on a vus précédemment, mais le travail insiste surtout sur les problèmes qui peuvent être criés pendant le fonctionnement de l'objet.

Le problème des contraintes résiduelles thermiques existe à chaque fois qu'on assemble une céramique à un métal ; ces contraintes apparaissent au cours du refroidissement de la température de leur élaboration à la température ambiante. De ce fait, la mise en service de ces assemblages nécessite la connaissance et la maîtrise de ces contraintes, leurs niveaux, leurs amplitudes et leurs répartitions en fonction de :

- la température d'élaboration,
- l'écart des propriétés physiques et mécaniques des deux composants,

Pour cela, on a analysé numériquement par la méthode des éléments finis le niveau, l'intensité et la distribution de ces contraintes dans les assemblages céramique-métal en fonction des paramètres cités précédemment.

IV.2 Présentation des logiciels :

Ce travail de thèse a permis d'élaborer des outils de modélisation thermomécanique et notamment une approche originale pour l'analyse de microsystèmes à l'aide des logiciels ANSYS, Franc2d et CASCA.

a. ANSYS V.11:

ANSYS est un logiciel de simulation multi-physique commercial, basé sur la méthode des éléments finis. Il permet en outre de résoudre des problèmes de thermique, de fluide, d'électrostatique, de magnéto-statique, d'électromagnétique et de mécanique.

La partie mécanique a été développée depuis plusieurs années, mais depuis peu, ce logiciel est capable de mener des analyses couplées (mécanique + électrostatique ou encore mécanique + thermique etc....) grâce à la mise en place du module 'Multiphysics'. ANSYS possède une bibliothèque d'éléments finis très étendue. Il peut simuler des structures simples ou très complexes en prenant aussi bien en compte les faibles que les grandes déformations, les problèmes de contact, la non linéarité de certains matériaux et beaucoup d'autres phénomènes (Dépendance en température, contrainte résiduelle etc....).

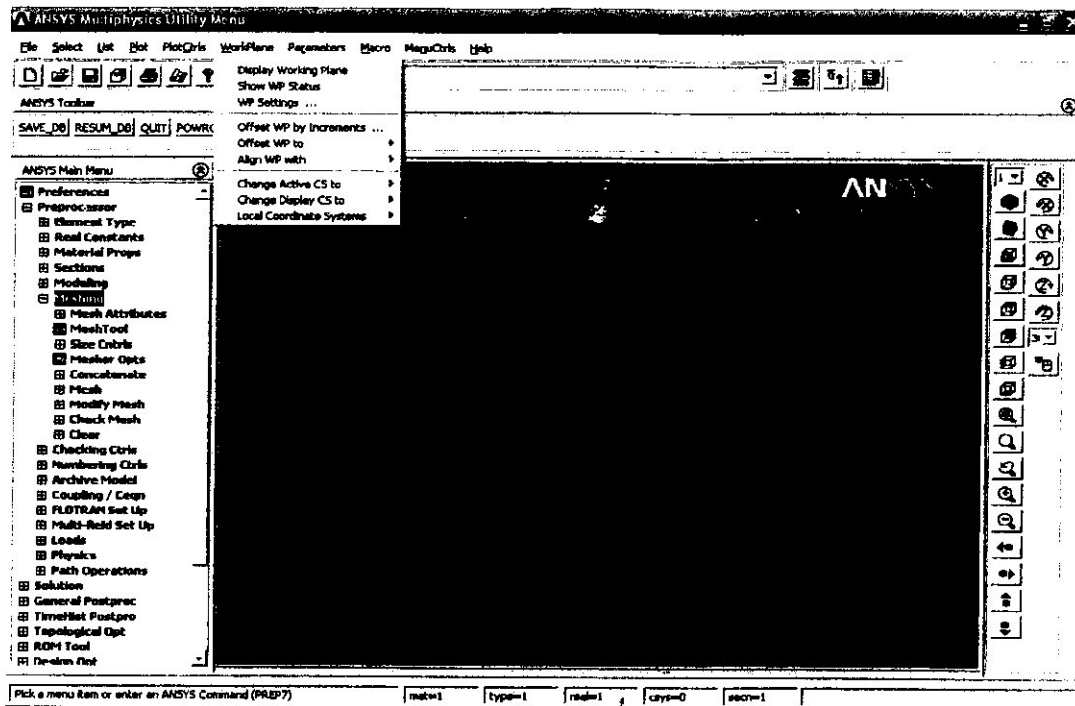


Figure IV.1' : ANSYS Multiphysics

Malgré son large utilité, on a utilisé l'ANSYS comme un générateur de maillage seulement, il permet donc la création d'un modèle géométrique bien défini et la discrétisation de la structure de la chambre de combustion. Puisque l'étude sur les contraintes résiduelles soit pareil dans chaque partie, se sera suffisamment de prendre une simple tranche pour l'analyser.

b. Franc2d V.3.1 :

Sachant que l'ANSYS ne permet pas l'introduction directe de la valeur des contraintes, alors c'est mieux d'utiliser le logiciel Franc2d (Fracture Analysis Code) de calcul par la méthode des éléments finis en deux dimensions. Ce logiciel, spécialement élaboré pour la résolution des problèmes bidimensionnels de la mécanique de la rupture. Pour tirer le fichier de maillage de l'ANSYS et lui importer dans Franc2d, il y a le logiciel de transition Ans2Franc qui fait cette mission.

Le logiciel Franc2d permet de modéliser les structures par différents types d'éléments bidimensionnels ; triangulaires à trois et six nœuds, quadrilatéraux à quatre nœuds et quadrilatéraux à huit nœuds.

On trouve une variété de types de chargements notamment charge concentrée, charge uniformément et linéairement répartie, chargement dynamique etc. Franc2d permet aussi de traiter différents types de matériaux. On peut ainsi étudier le comportement en rupture des matériaux élastiques isotropes, élastoplastiques isotropes, élastiques orthotropes et

élastoplastiques orthotropes. Il permet aussi de traiter les cas de multi-matériaux avec interface linéaire et non linéaire.

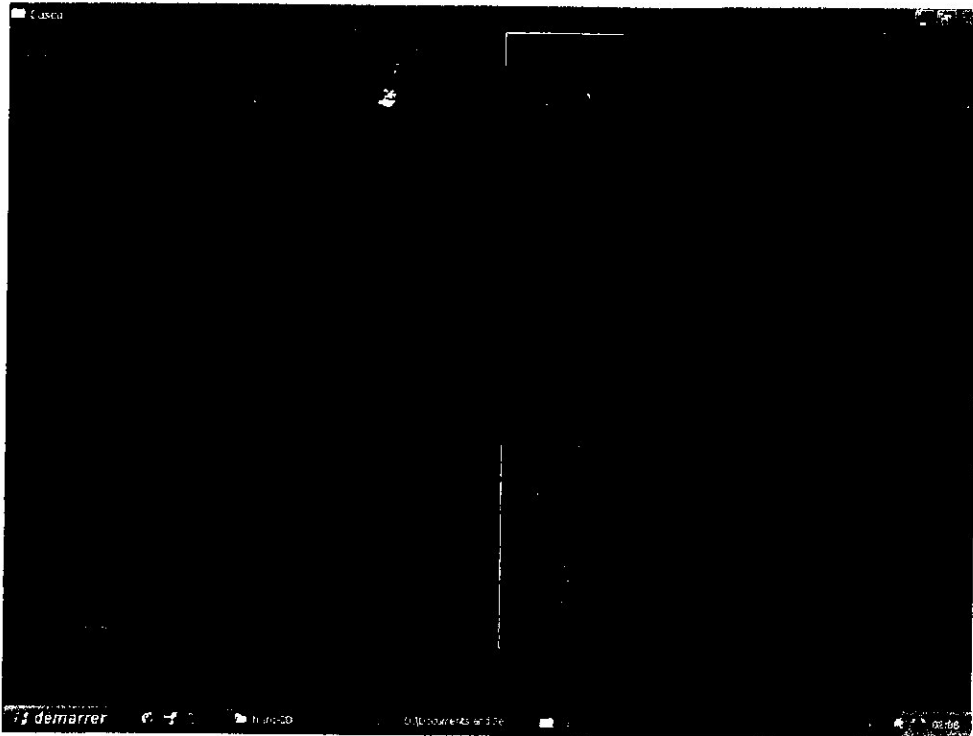


Figure IV.2' : Franc2d

Le maillage autour de la jonction utilisé par ce logiciel est très intéressant puisqu'il permet de réduire énormément le temps de calcul.

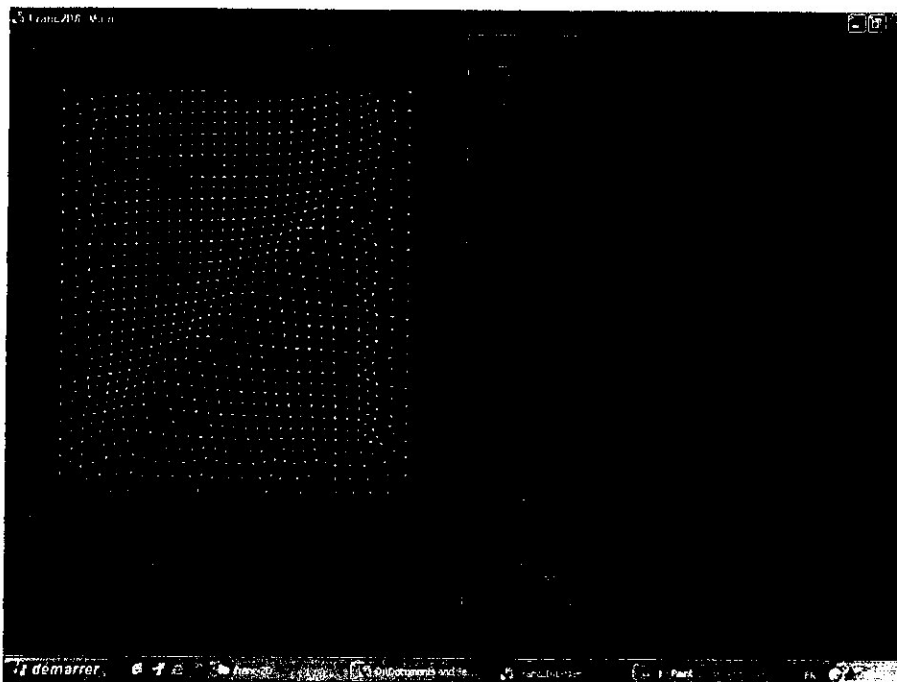


Figure IV.3' : Maillage d'un bi-matériau

Le calcul du champ de contraintes se fait par une analyse directe ou itérative en mécanique linéaire ou par analyse non linéaire.

Après l'obtention des graphs et résultats, le logiciel CASCA peut introduire ces données pour faire une distribution des contraintes avec les couleurs et sortir donc avec une étude dominante.

IV.3 Méthode des éléments finis :

La résolution par voie analytique sur une structure est généralement très difficile voire impossible. On doit donc faire appel à des méthodes approchées dont la formulation mène à l'utilisation d'un ordinateur. La méthode des éléments finis est l'une des méthodes numériques les plus couramment utilisées. Elle consiste à utiliser une approximation simple des variables inconnues pour transformer les équations aux dérivées partielles en équations algébriques.

Pour la résolution des systèmes d'équations régissant un certain domaine, la méthode consiste d'abord à décomposer ce domaine en plusieurs domaines élémentaires appelés éléments finis, sur lesquels on se donne le type de variation de la fonction inconnue.

C'est une méthode très générale qui s'applique à la majorité des problèmes rencontrés dans la pratique tels que : les problèmes stationnaires, linéaires ou non linéaires définis dans un domaine géométrique quelconque unidimensionnel, bidimensionnel et tridimensionnel.

Actuellement la méthode des éléments finis est très utilisée dans les industries, en particulier en construction aéronautique, aérospatiale, naval et nucléaire. Elle se développe aussi dans d'autres domaines de la recherche. Pour les problèmes mécaniques elle fut un outil de travail très efficace afin de connaître le comportement statique ou dynamique des systèmes et la répartition des contraintes et des déformations dans les solides.

L'utilisation de la méthode des éléments finis sur un domaine donné pour déterminer une fonction inconnue (contrainte, déplacement...) nécessite la description du domaine considéré en un nombre fini de sous domaines appelés éléments finis et le système continu sera remplacé par un système discrétisé équivalent. Elle fait appel aussi à des connaissances en mécanique des milieux continus et les lois de comportement en analyse numérique et en informatique. Les éléments utilisés pour la discrétisation, peuvent être unidimensionnels (de forme linéaire), bidimensionnels (rectangulaire ou quadrilatérale) et tridimensionnels (de forme tétraédrique ou hexagonale). Ces éléments sont liés les uns aux autres en un nombre fini de points appelés « nœuds ».

a. Conception numérique d'une chambre de combustion particulière :

Si on parle toujours de cette chambre de combustion, il est obligé donc de réaliser la numériquement par l'ANSYS malgré notre étude est basée sur l'interface entre les deux matériaux partenaires. Avec la méthode des éléments finis, la conception en maillage de la chambre est possible, le design général est souvent particulier et il ne montre pas l'assemblage de bi-matériaux comme la figure IV.4' représente :

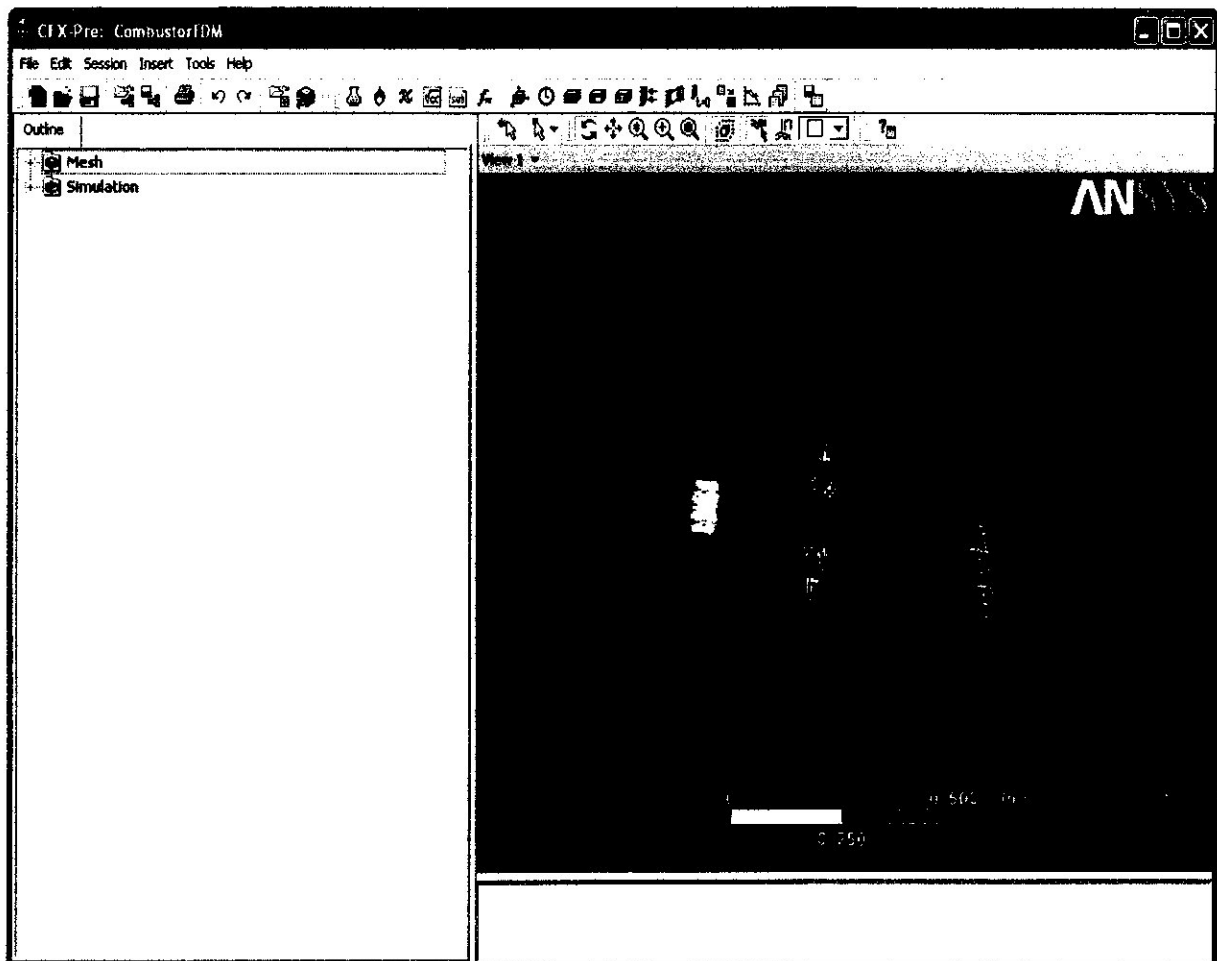


Figure IV.4' : chambre de combustion maillée avec ANSYS

b. Maillage d'une plaque composée des deux matériaux et l'interface entre eux :

Nous avons lancées précédemment que la chambre complète ne nous intéresse pas, mais une simple tranche qui consiste une représentation claire de l'assemblage comme la plaque montrée ci-dessous

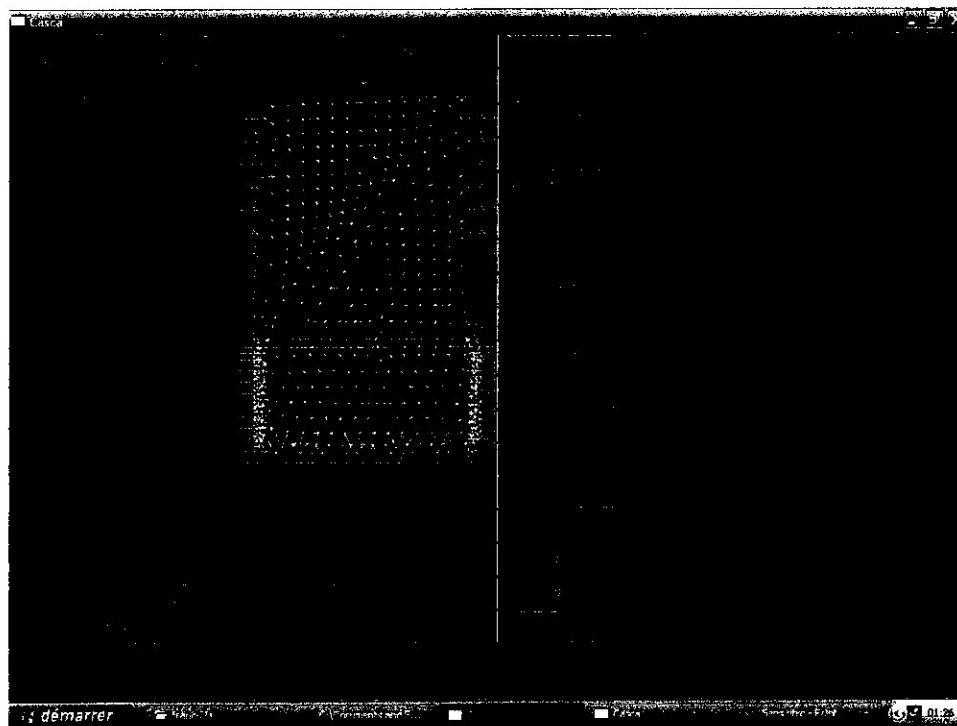


Figure IV.5' : maillage de la plaque étudiée

Dans notre étude, la plaque est maillée par des éléments quadratiques à huit nœuds, le nombre d'éléments est de 11550.

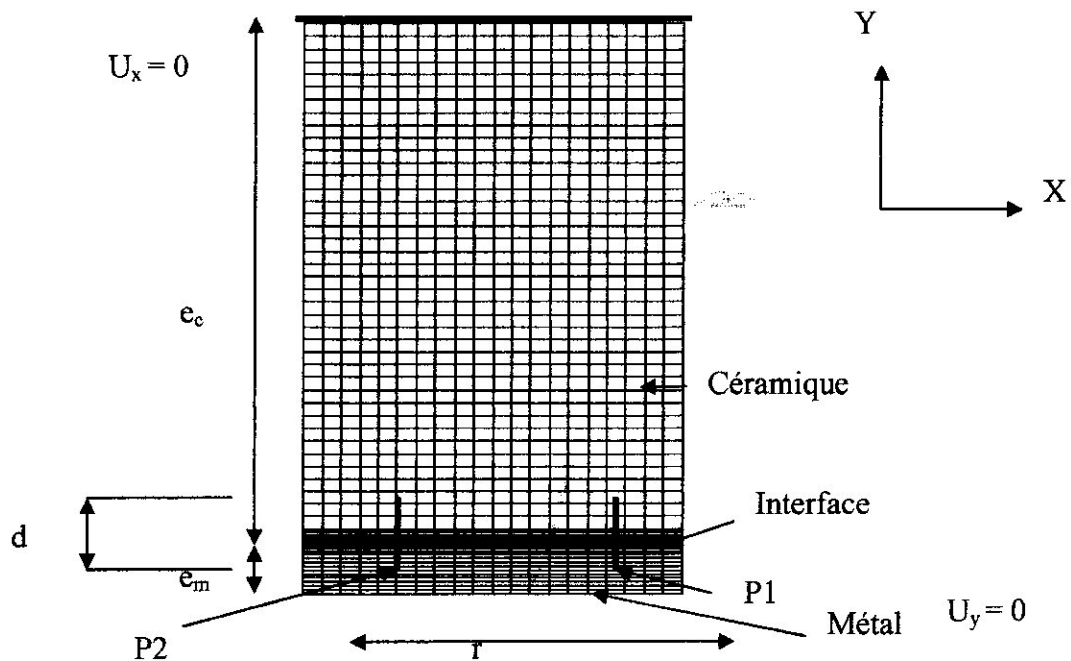


Figure IV.6' : Représentation schématique d'une jonction céramique-métal les deux positions (P1, P2).

Nous avons analysé numériquement par la méthode des éléments finis les états de contraintes résiduelles, leur distribution et leur niveau à l'interface et à son voisinage proche d'une jonction céramique-métal.

Notre étude porte tout particulièrement sur l'évolution de ces contraintes dans deux zones : l'une au voisinage proche du bord et l'autre au cœur de l'assemblage définies respectivement notées P2 et P1 (Fig.IV.6')

Avec les dimensions de la plaque étudié :

$$r = 6 \text{ mm.}$$

$$e_m = 2.8 \text{ mm.}$$

$$e_c = 17.2 \text{ mm.}$$

Le choix d'Alumine (Al_2O_3) :

Si les céramiques techniques trouvent leur place dans un grand nombre de domaines d'applications, c'est grâce à la diversité des propriétés des matériaux utilisés pour la conception de pièces.

L'alumine reste la céramique technique la plus employée dans l'industrie grâce à leurs propriétés très intéressantes, il est remarquable à plusieurs niveaux :

- Bonne tenue mécanique aux températures élevées
- Bonne conductivité thermique
- Grande résistivité électrique
- Grande dureté
- Bonne résistance à l'usure
- Inertie chimique

Pour profiter de cet avantage elle est très souvent liée à des métaux bons conducteurs de chaleur et d'électricité, et c'est l'intérêt recherché des propriétés opposées.

*IV.4 Analyse et interprétations :**1^{ère} couple: Alumine-Aluminium (Al_2O_3/Al)*

Or nous avons vu précédemment que les contraintes résiduelles se développent à chaque fois qu'on assemble un métal à une céramique. Les contraintes internes d'origine thermique sont souvent la conséquence de leur élaboration à température élevée.

Nous avons analysé par la méthode des éléments finis le niveau des contraintes résiduelles. Dans tout matériau soumis à un gradient de température il apparaît des contraintes résiduelles. Dans le cas des bimatériaux les contraintes résiduelles naissent lors d'un changement de température du fait de l'hétérogénéité des coefficients de dilatation thermique notamment lors du refroidissement de l'assemblage depuis la température d'élaboration à la température ambiante.

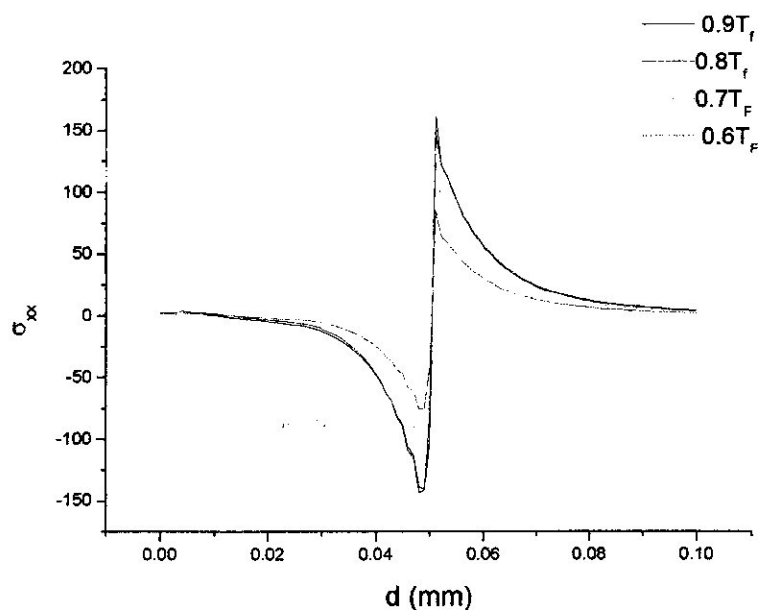


Figure IV.7 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P1

Cette figure illustre la variation des contraintes résiduelles normales σ_{xx} parallèles à l'interface dans la position 1 en fonction de l'interdistance métal/interface/céramique pour les quatre gradations de température ΔT . Cette figure nous montre que quelle que soit l'écart de température ces contraintes d'origine thermique mettent la céramique en compression et le métal en tension. Leurs intensités croissent graduellement et atteignent des valeurs maximales au voisinage proche de l'interface. Nous remarquons aussi que l'amplitude des contraintes normales σ_{xx} croît avec la température d'élaboration.

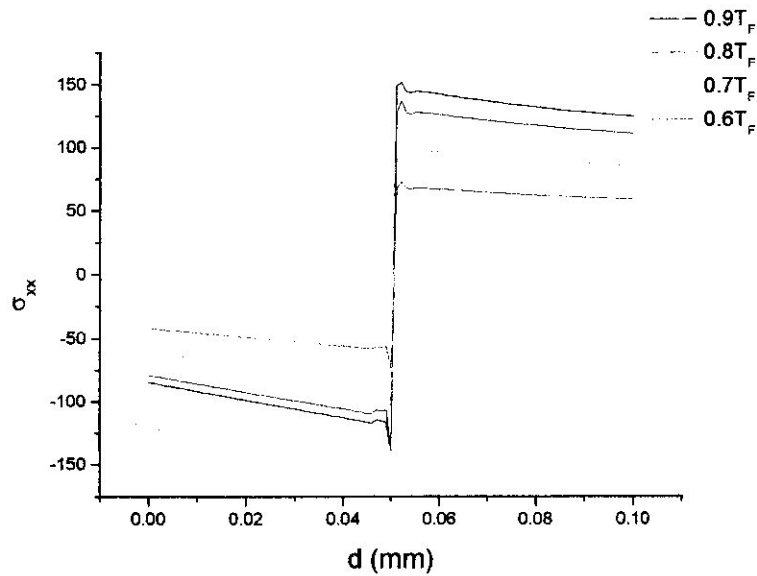


Figure IV.8 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P2

Pour les différents écarts de température, la figure IV.8 représente la variation des contraintes normales σ_{xx} au milieu de l'échantillon en fonction de l'interdistance d . Cette dernière nous montre que les contraintes internes s'annulent au fur et à mesure qu'on s'éloigne de l'interface et les contraintes maximales sont localisées au voisinage de la jonction.

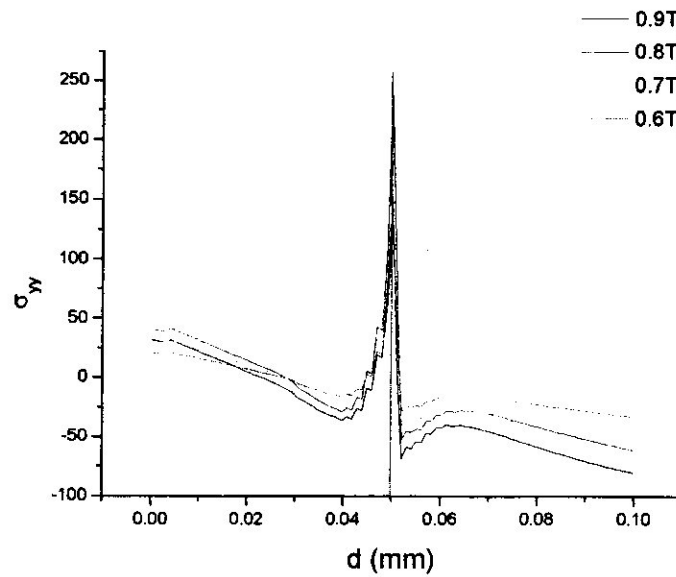


Figure IV.9 : Variation des contraintes normales σ_{yy} en fonction de l'interdistance a P1

La figure IV.9 représente la variation des contraintes thermiques normales σ_{yy} au bord libre de l'échantillon en fonction de l'interdistance métal/céramique pour les différents écarts de température. Au niveau de cette position la jonction à une faible énergie mécanique à l'adhésion, ce qui mène à une concentration de contraintes au bord libre de la liaison. Nous observons aussi que l'intensité des contraintes varie proportionnellement à la température de traitement et les contraintes les plus marquées se situent au voisinage de l'interface. Ces contraintes internes au voisinage proche de l'interface mettent en compression la totalité de la céramique et une partie du métal.

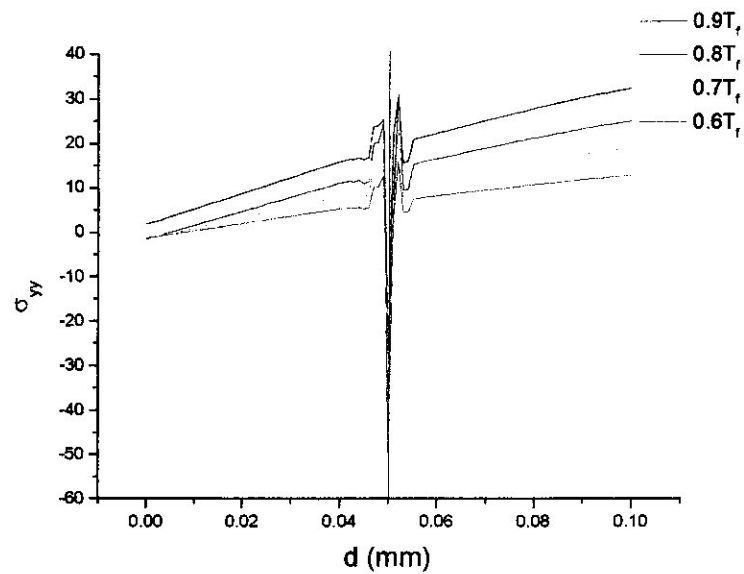


Figure IV.10 : Variation des contraintes normales σ_{yy} en fonction de l'interdistance a P2

Les résultats obtenus numériquement par la méthode des éléments finis nous montrent sur la figure IV.10 la variation des contraintes résiduelles normales perpendiculaires à l'interface et au cœur de l'assemblage pour les quatre gradients de températures. D'après cette figure nous observons que les contraintes normale σ_{yy} sont tous positives dans les deux matériaux et leurs amplitudes sont relativement faibles à celles des contraintes internes σ_{xx} .

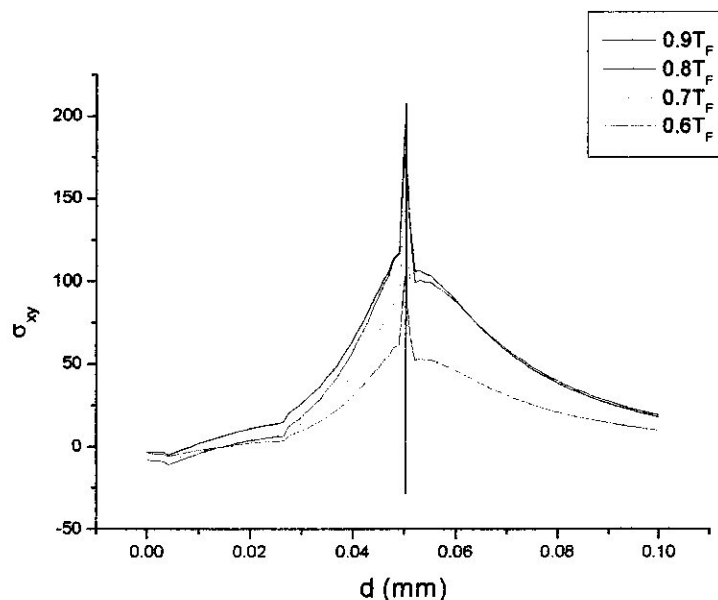


Figure IV.11 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P1

La variation des contraintes de cisaillement σ_{xy} au niveau du positon 1 est représentée par la figure IV.11, Nous observons que ces contraintes tangentielles σ_{xy} sont maximales au niveau du bord libre de la jonction et plus précisément au voisinage proche de l'interface.

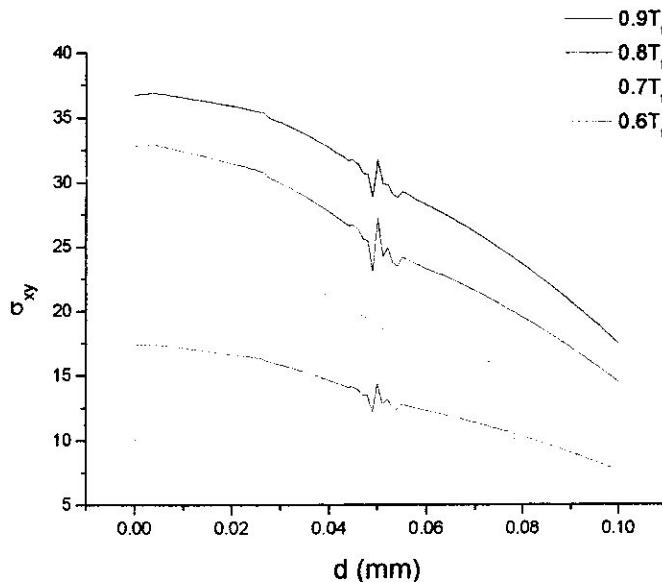


Figure IV.12 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P2

La figure IV.12 représente la variation des contraintes tangentielles σ_{xy} au milieu de l'échantillon et pour les différents écarts de température. Nous remarquons que ces contraintes internes d'origine thermique diminuent graduellement du métal vers la céramique et leur amplitude croît avec la température d'élaboration.

2^{ème} couple : Alumine-Cuivre (Al₂O₃/Cu)

L'objectif de cette étude est d'analyser par la méthode des éléments finis les états des contraintes résiduelles. Le choix est porté sur ce couple pour deux raisons : le premier est le cuivre est un très bon conducteur de chaleur et d'électricité ; l'alumine constitue d'excellente barrière thermique présente une grande résistivité, un constant diélectrique important et un faible facteur de perte diélectrique. La deuxième raison réside dans le fait que ce matériau constitue le couple présente des module de Young des différents coefficients de dilatation thermique ($\alpha_{Al_2O_3} \approx 2\alpha_{Cu}$). Nous voulons montrer l'effet de l'écart entre les coefficients de dilatation thermique sur les contraintes résiduelles. Ces différences de propriétés physiques conduisent à la création des contraintes résiduelles pouvant conduire à l'endommagement de couple alumine-cuivre. Par conséquent l'analyse de leur état, leur niveau et de leur distribution.

Ce couple présente à la fois un module de Young très élevé (345GPa) pour l'alumine et faible (125GPa) pour le cuivre et des coefficients de dilatation thermique différents ($16,50 \cdot 10^{-6} / ^\circ K$) pour le cuivre et ($8,8 \cdot 10^{-6} / ^\circ K$) pour l'alumine.

La température d'élaboration des assemblages Al₂O₃/Cu détermine le niveau de ces contraintes résiduelles normales et tangentielles. En effet, une augmentation de cette température entraîne systématiquement un accroissement de leur amplitude. L'élaboration du couple Al₂O₃/Cu à une proche de la température de fusion du cuivre conduit à la création de contraintes internes très intenses et notamment les contraintes normales σ_{xx} qui atteignent des valeurs critiques pouvant conduire à la ruine de la jonction Al₂O₃/Cu.

Le couple Al₂O₃/Cu élaboré à cette température et sollicité mécaniquement présente le risque d'endommagement par rupture brutale. Les contraintes internes additionnées à celles appliquées peuvent entraîner la rupture catastrophique du couple Al₂O₃/Cu. Pour pallier à ce phénomène il est donc primordial d'élaborer des liaisons à une température relativement faible par rapport à cette température. En effet, la diminution de la température, paramètre essentiel de l'écoulement plastique du métal, entraîne une faible énergie d'adhésion de la liaison et par conséquent une chute de sa tenue mécanique.

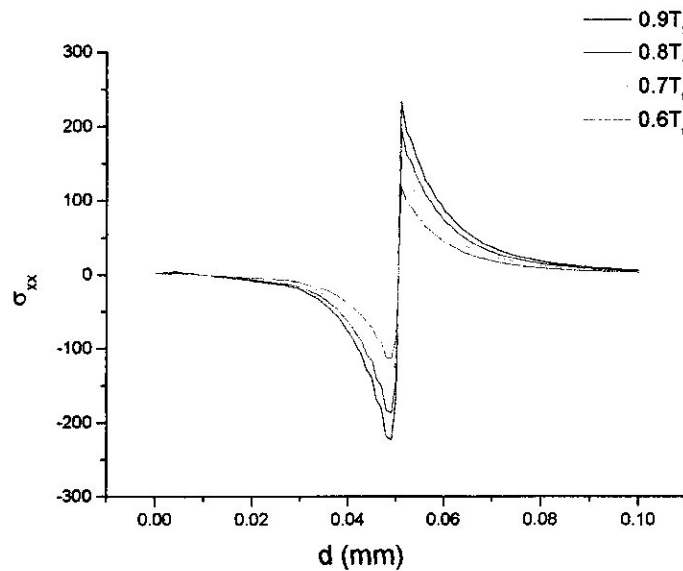


Figure IV.13 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P1

La figure IV.13 illustre la variation des contraintes résiduelles normales σ_{xx} dans la position 1 en fonction de l'interdistance métal/interface/céramique pour les quatre gradients de température ΔT . Cette figure nous montre que quelle que soit l'écart de température ces contraintes d'origine thermique mettent la céramique en compression et le métal en tension. Leurs amplitudes croissent graduellement et atteignent des valeurs plus significatives au voisinage proche de l'interface. Nous remarquons aussi que le niveau des contraintes normales σ_{xx} croît avec la température d'élaboration.

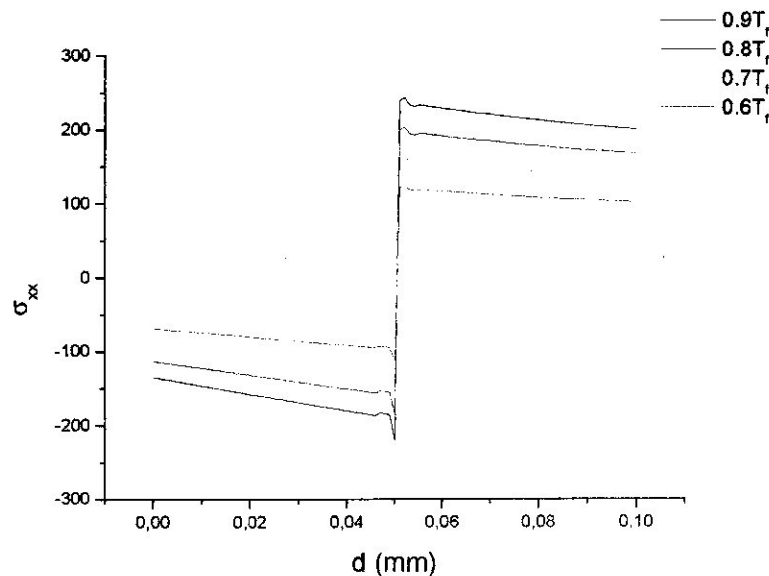


Figure IV.14 : Variation des contraintes normales σ_{xx} en fonction de l'interdistance a P2

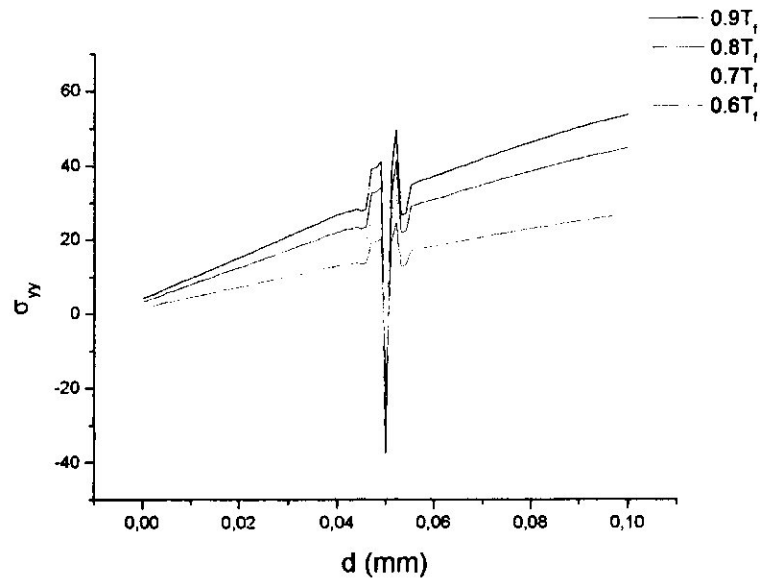


Figure IV.16 : Variation des contraintes normales σ_{yy} en fonction de l'interdistance a P2

Les résultats obtenus numériquement par la méthode des éléments finis nous montrent sur la figure IV.16 la variation des contraintes résiduelles normales au cœur de l'assemblage. Nous constatons que les températures de traitements élevées ces contraintes normale σ_{yy} sont positives dans les deux matériaux liés mais pour les faibles températures nous remarquons le même comportement des contraintes internes avec un changement de signe brusque au voisinage proche de l'interface. Les contraintes augment graduellement du métal vers la céramique.

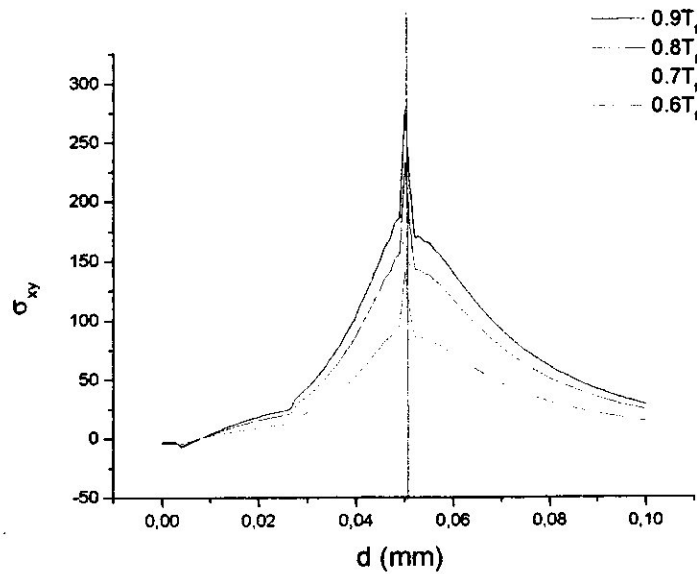


Figure IV.17 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P1

La variation des contraintes de cisaillement σ_{xy} au bord de l'assemblage est représentée sur cette figure. Nous constatons que ces contraintes résiduelles tangentielles σ_{xy} sont élevées au niveau du bord libre de la jonction et plus particulièrement au voisinage proche de l'interface.

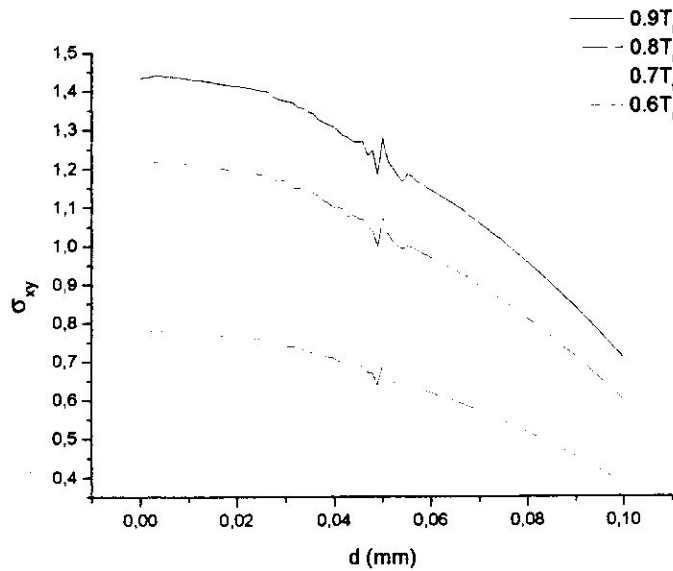


Figure IV.18 : Variation des contraintes normales σ_{xy} en fonction de l'interdistance a P2

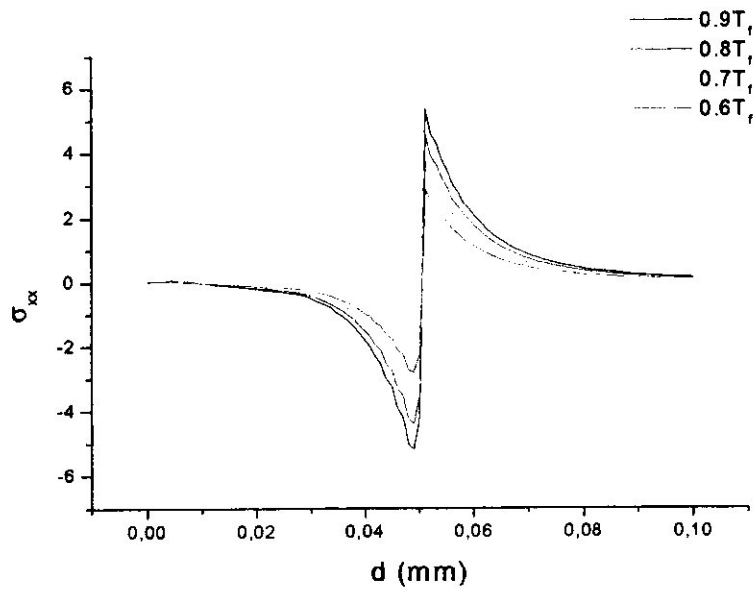
La figure IV.18 représente la variation des contraintes tangentielles σ_{xy} au milieu de l'échantillon et pour les différents écarts de température. Nous remarquons que ces contraintes internes d'origine thermique diminuent graduellement du métal vers la céramique et leur amplitude croît avec la température d'élaboration. Les résultats obtenus montrent que le niveau de ces contraintes est plus faible que celui des contraintes internes représentées précédemment sur la figure IV.12 et ceci est dû à l'effet du coefficient de dilatation thermique du cuivre.

3^{ème} couple : Alumine-Platine (Al_2O_3/Pt)

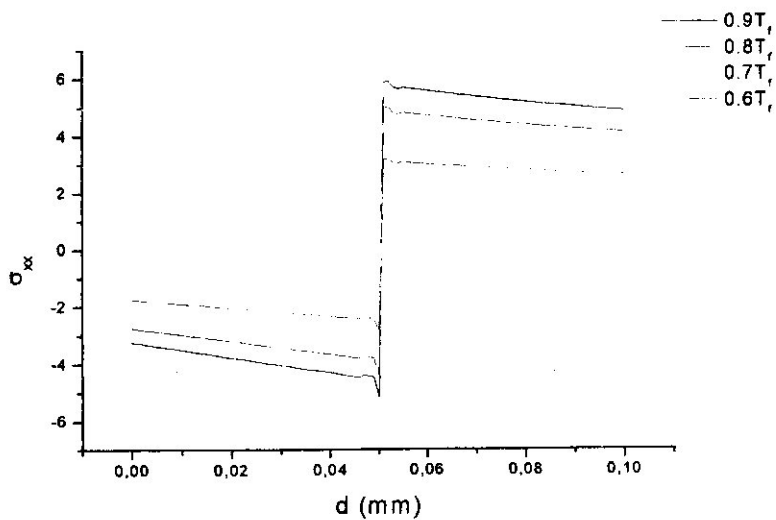
La réalisation de couple Platine-alumine est faite à l'état solide. La résistance mécanique de cet assemblage dépend essentiellement des conditions d'élaboration. En effet, l'atmosphère d'élaboration détermine généralement la résistance mécanique à la rupture de ce type de liaison. Le platine est l'un de métaux nobles en réagissant avec l'alumine ne donne pas naissance à un composé intermédiaire.

L'analyse des contraintes des jonctions céramique-métal reste un problème technologique important. La connaissance de l'intensité et la répartition des contraintes résiduelles d'origine thermique dans ces bimatériaux sont très déterminantes pour évaluer la faisabilité d'une jonction et sa tenue en service. L'effet de la température sur la résistance d'un assemblage métal-céramique est déterminant. En effet, la température agit sur des nombreux mécanismes et notamment elle est la cause de la modification des propriétés mécaniques du métal en abaissent sa limite élastique entraînant une modification des conditions de déformation du métal. Elle active les phénomènes de diffusion (en volume et en surface) et d'évaporation-condensation est le paramètre le plus important de fluage du platine. Les propriétés mécaniques du platine sont fortement diminuées à chaud. La température permet la dilatation de matériau constitue l'assemblage.

Dans la majorité des cas un accroissement de la température conduit à une augmentation de la résistance mécanique de la jonction mais en traine des contraintes résiduelles dues à la différence des coefficients de dilatation thermique de l'alumine avec le métal platine. La liaison Al_2O_3/Pt est élaborée à haute température. Leur refroidissement de cette température à la température ambiante engendre des contraintes résiduelles du fait de la différence de coefficient de dilatation thermique de ce métal et de l'alumine. Le cas de couple Al_2O_3/Pt les contraintes résiduelles σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{xy} ne dépend quasiment pas de la température. Leur variation en fonction de ce paramètre est négligeable.



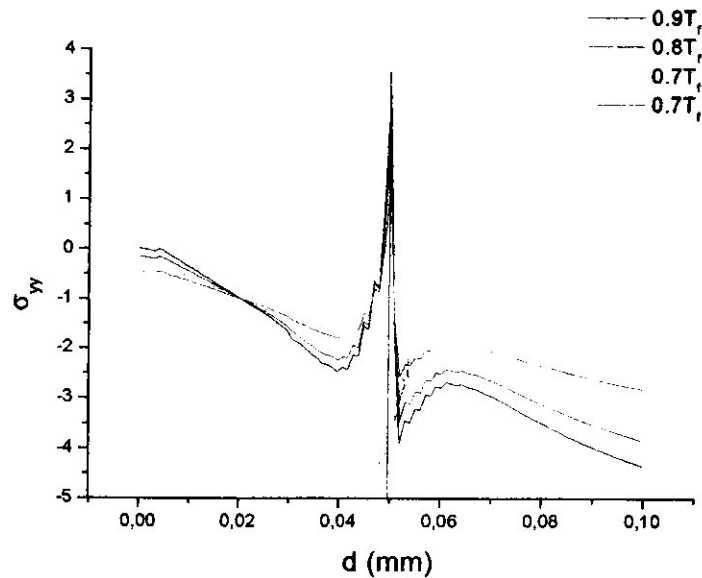
(a)



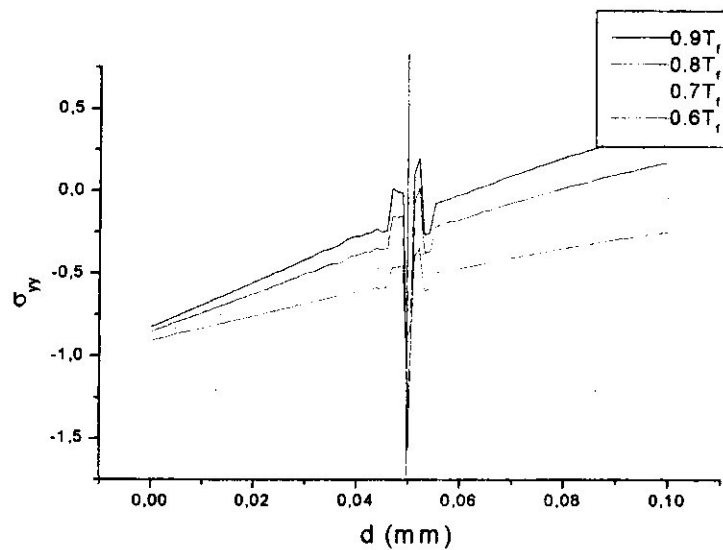
(b)

Figure IV.19 (a) et (b) : Variation des contraintes résiduelles en fonction de l'interdistance.

Ces figures IV.19 (a) et (b) montrent respectivement la variation des contraintes résiduelles dans le couple $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Pt}$ pour les positions 1 et 2 et confirment les résultats présentés avant c'est-à-dire que le métal est en tension alors que la céramique est en compression. Nous constatons que quelque soit les positions 1 et 2 et la température de traitement l'intensité des contraintes résiduelles est pratiquement nulle parce que les deux matériaux assemblés présentent des coefficients de dilatation thermique comparables.



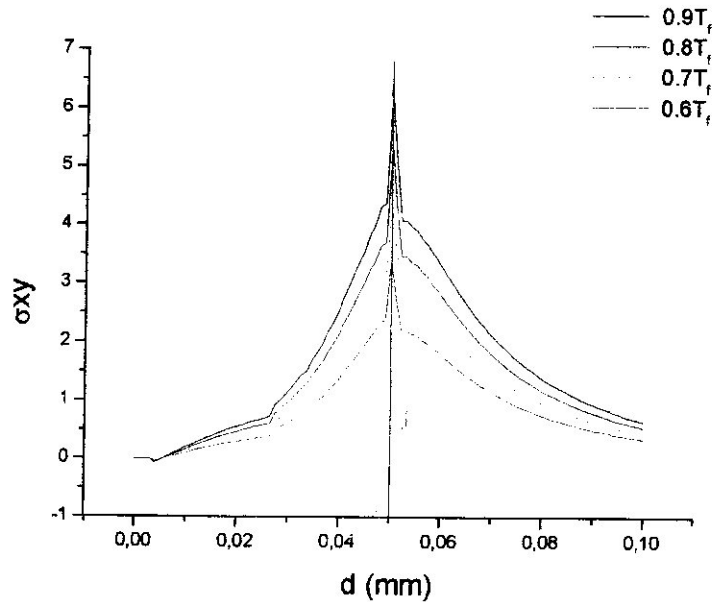
(a)



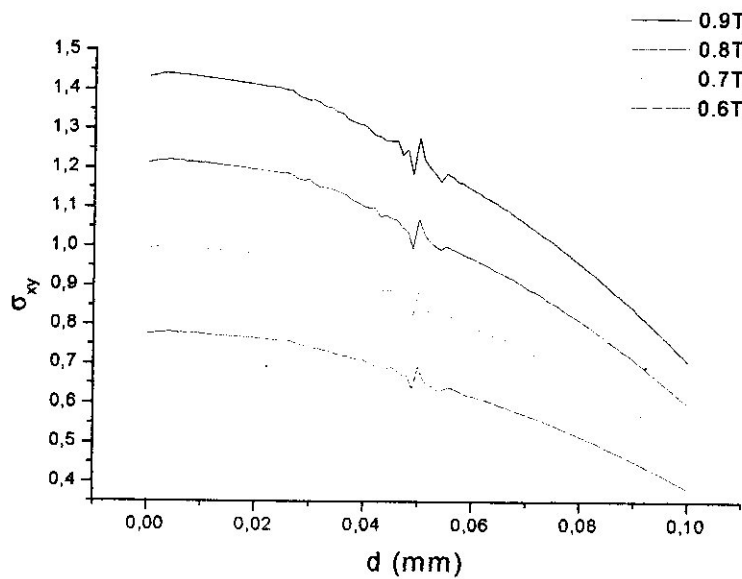
(b)

Figure IV.20 : Variation des contraintes résiduelles en fonction de l'interdistance.

Nous avons représenté sur la figure (a), (b) respectivement la variation des contraintes résiduelles normales σ_{yy} pour les positions étudiées 1 et 2. Nous remarquons que dans le cas du couple $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Pt}$ ces contraintes sont quasiment nulles. Les résultats présentés dans cette figure sont en très bon accord avec ceux présentés sur les figures précédentes IV.15 et IV.16.



(a)



(b)

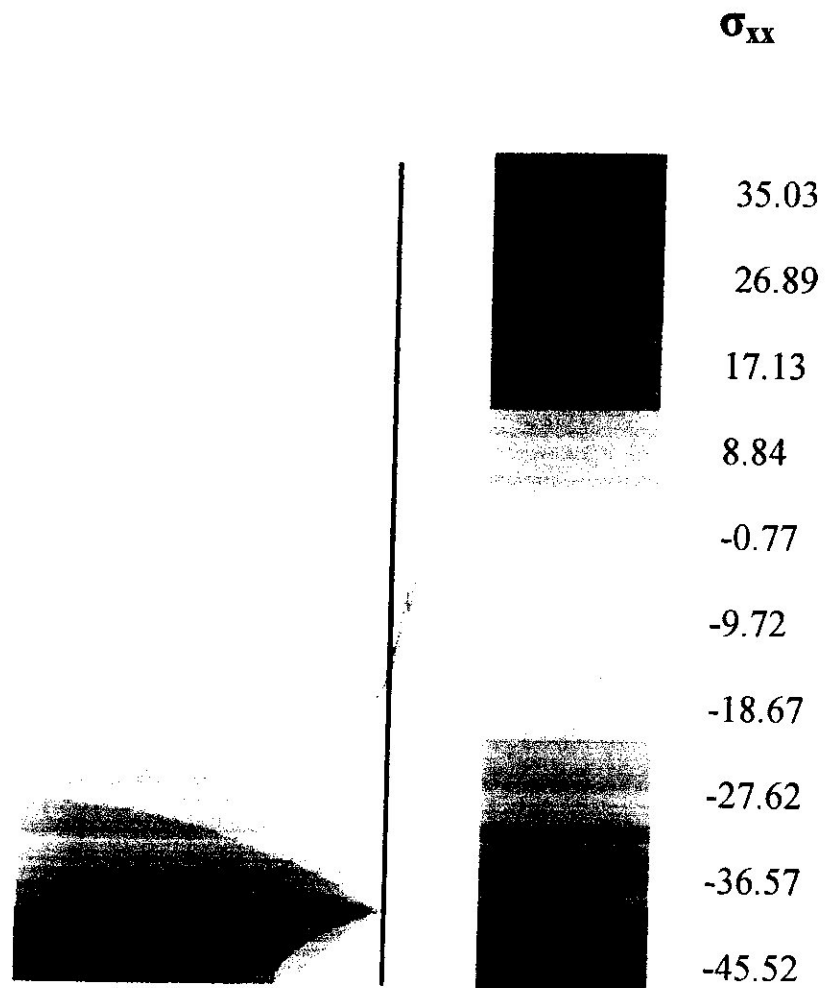
Figure IV.21 : Variation des contraintes résiduelles en fonction de l'interdistance.

Sur la figure IV.21 (a) et (b) nous avons représenté la répartition et le niveau des contraintes calculés dans le plan xy. Les contraintes les plus importantes sont localisées au niveau du bord de liaison à l'interface. Ces dernières diminuent d'intensité lorsqu'on s'éloigne du bord de l'assemblage, c'est à dire de la position 2 vers la position 1. Le comportement est confirmé par les résultats illustrés sur la figure IV.17 et IV.18.

Les niveaux des contraintes résiduelles :

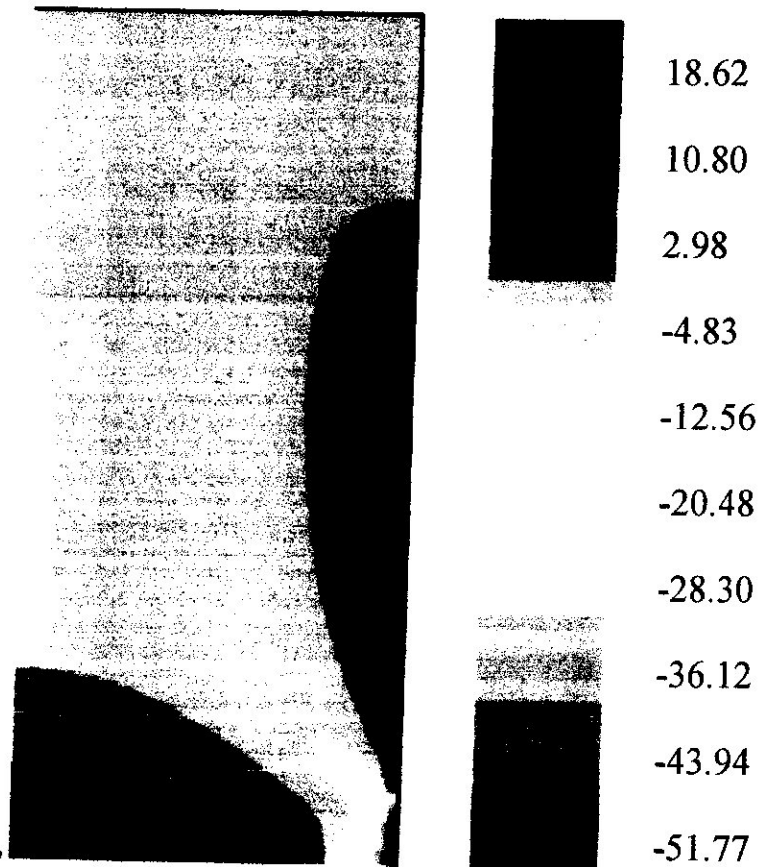
Afin d'analyser les contraintes et interpréter les résultats, le logiciel peut introduire ces données pour faire une distribution des contraintes avec les couleurs et sortir donc avec une étude dominante.

Couple Al_2O_3/Pt à $\Delta T = 0.95T_f$



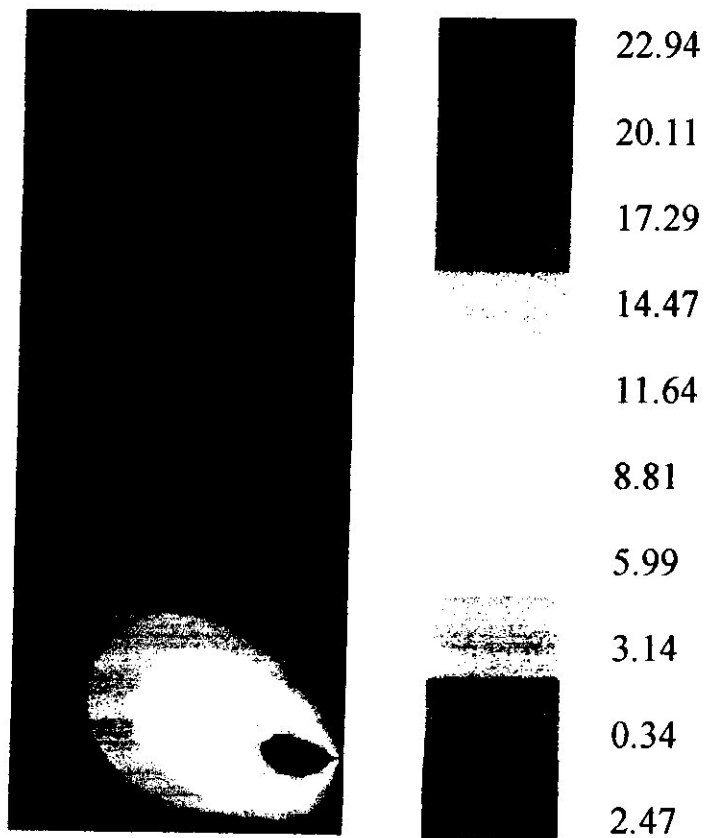
(a)

σ_{yy}



(b)

σ_{xy}

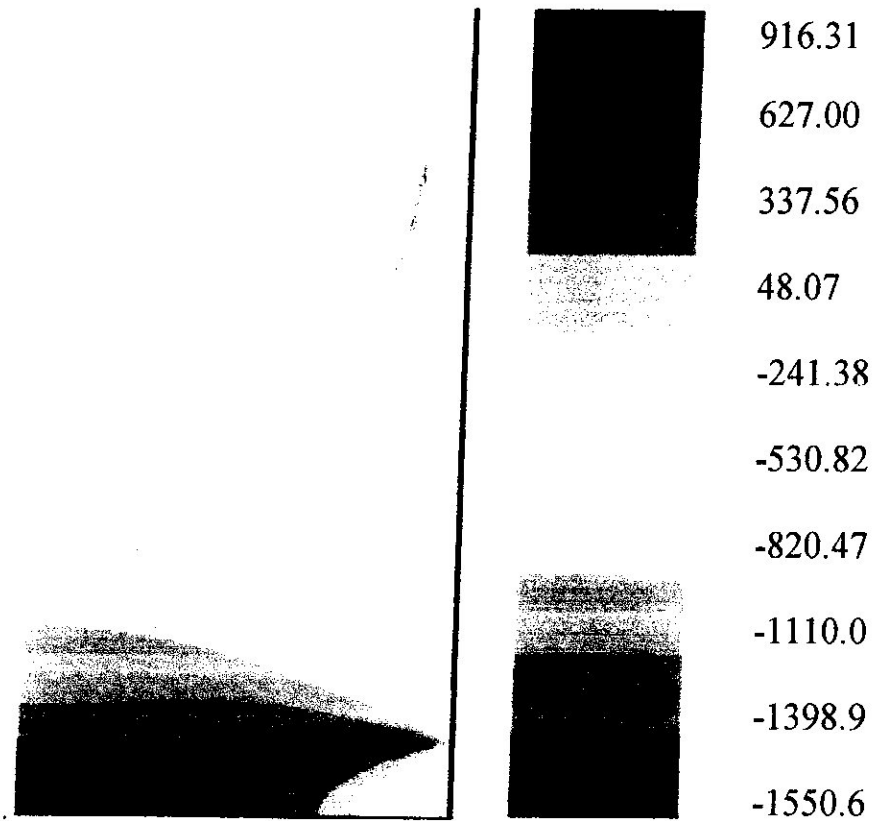


(c)

Figure IV.22 : Distribution et niveau de contraintes résiduelles normales et tangentielles pour le Couple Al_2O_3/Pt à $\Delta T = 0.95T_f$

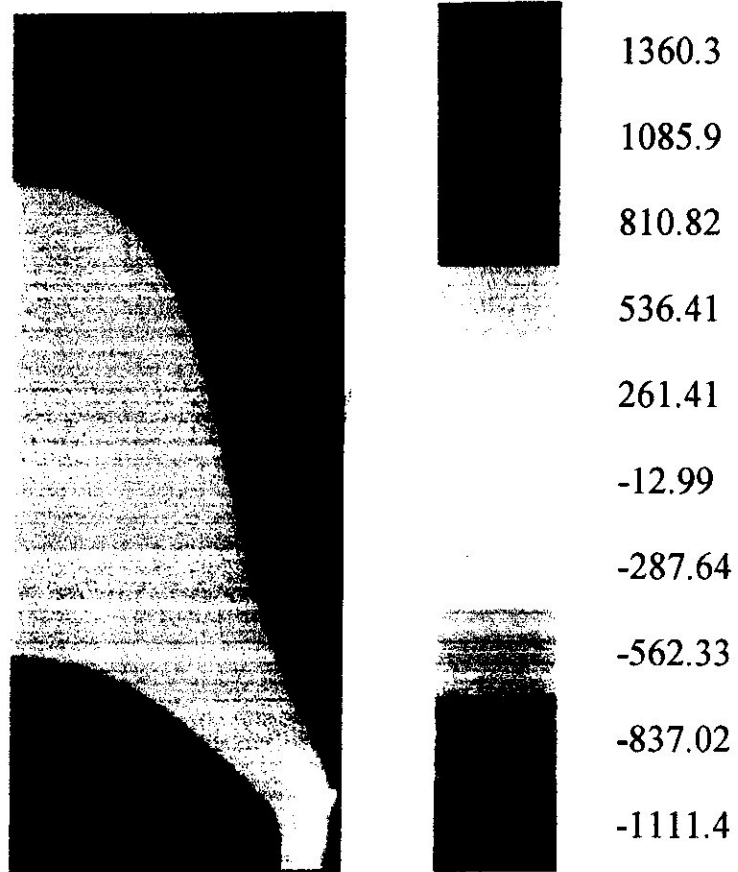
Couple Al_2O_3/Al à $\Delta T = 0.95T_f$

σ_{xx}



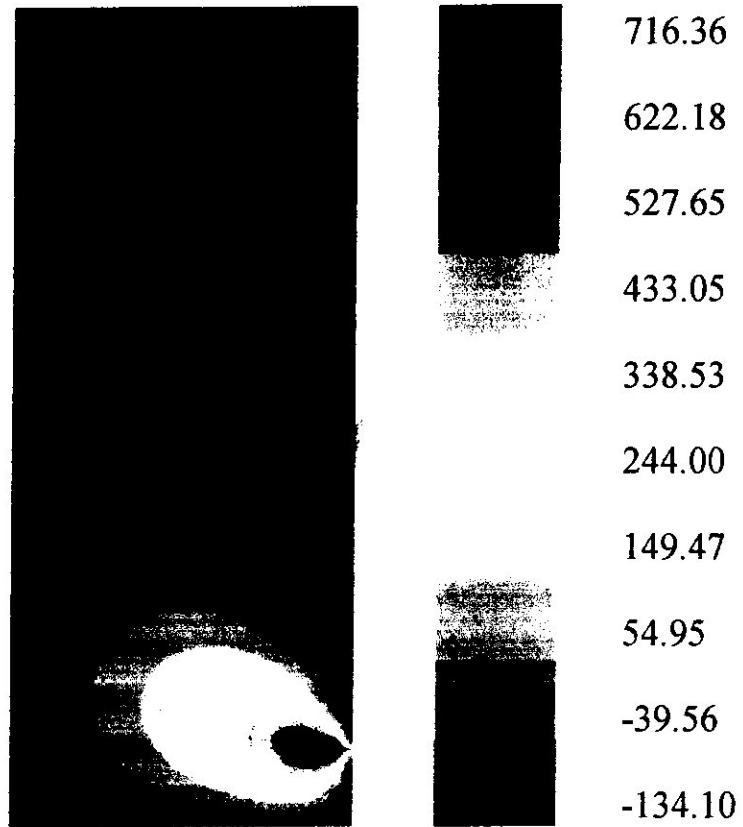
(a)

σ_{yy}



(b)

σ_{xy}



(c)

Figure IV.23 : Distribution et niveau des contraintes résiduelles normales et tangentielles pour le Couple Al_2O_3/Al à $\Delta T = 0.95T_f$

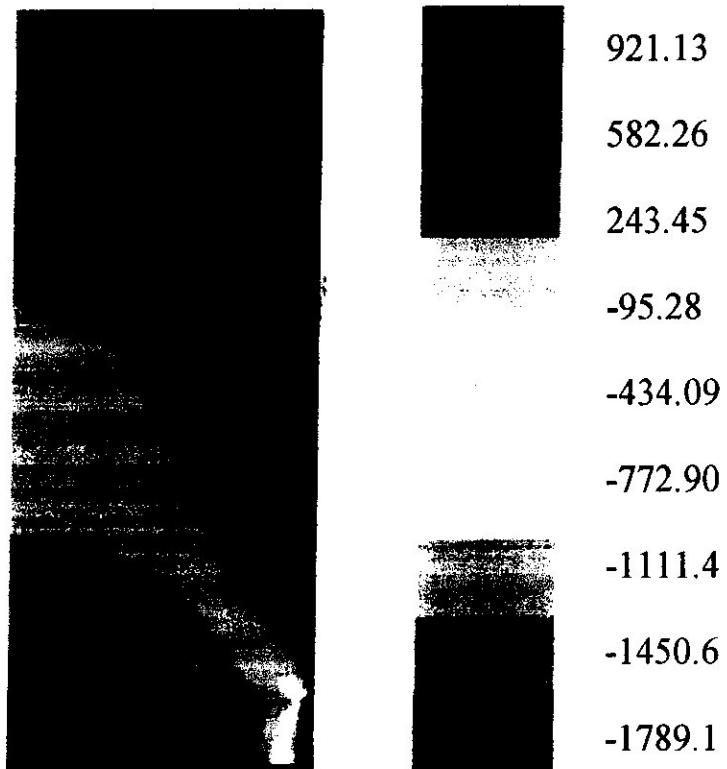
Couple Al_2O_3/Cu à $\Delta T = 0.95T_f$

σ_{xx}



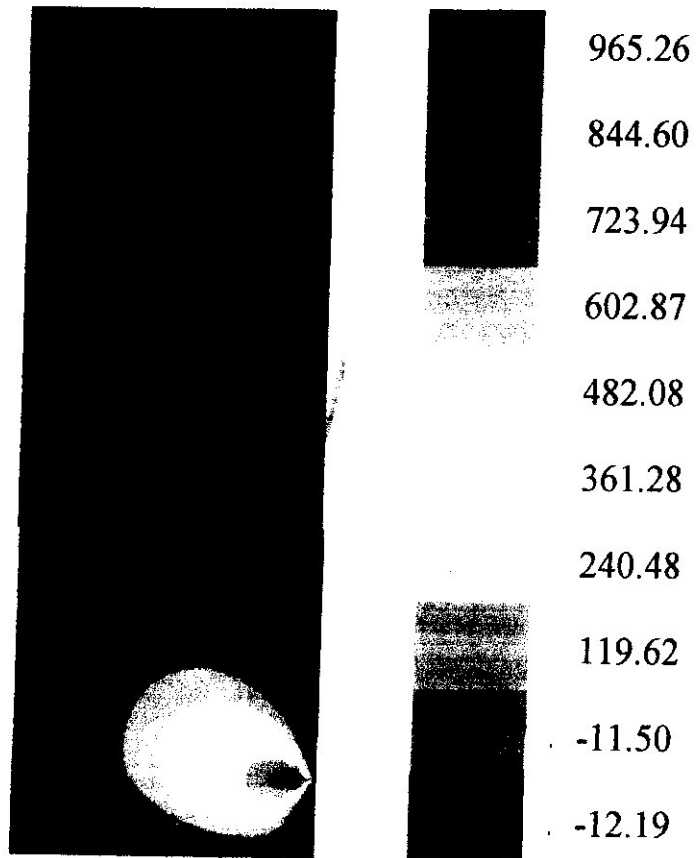
(a)

σ_{yy}



(b)

σ_{xy}



(c)

Figure IV.24 : Distribution et niveau des contraintes résiduelles normales et tangentielles pour le Couple Al_2O_3/Cu à $\Delta T = 0.95T_f$

Conclusion générale :

A la fin de cette étude par rapport au domaine étudié, nous avons essayé de regrouper plusieurs éléments qui sont respectivement : les matériaux composites, spécialement les bi-matériaux, les mécanismes de liaison entre eux, les projections sur le domaine aéronautique et énergétique avec l'exemple de la chambre de combustion et en fin une simulation numérique des contraintes résiduelles par des logiciels qui utilisent la méthode des éléments finis.

Nos résultats ont montré que :

- Les assemblages céramique-métal engendrent des contraintes résiduelles normales σ_{xx} et σ_{yy} et tangentielles σ_{xy} .
- Le niveau de ces contraintes dépend de la différence entre les coefficients de dilatation thermique de la céramique et du métal.
- Les contraintes résiduelles normales σ_{xx} mettent généralement la céramique en compression et le métal en tension et sont fortement localisées au niveau de l'interface.
- Les contraintes résiduelles normales et tangentielles atteignent des valeurs maximales au voisinage du bord de la jonction (effet de bord).
- L'amplitude des contraintes résiduelles, quelque soit leur état, dépend du gradient de température. L'augmentation de la température d'élaboration engendre des contraintes de très forte intensité. L'optimisation de ce paramètre est déterminante pour la mise en service des jonctions.
- Comparativement aux contraintes normales σ_{yy} et de cisaillement σ_{xy} , les contraintes internes normales σ_{xx} sont les plus fortes et sont très intensivement localisées au voisinage très proche de l'interface. Loin de cette dernière leur effet tend à s'annuler.
- Un écart de même valeur des coefficients de dilatation thermique et des modules de Young des deux matériaux constituant la jonction céramique-métal conduit quasiment à la même intensité de contraintes résiduelles.
- Les contraintes résiduelles d'origine thermique sont amplifiées par l'effet des modules de Young.
- Les contraintes résiduelles normales et tangentielles augmentent avec l'accroissement des rapports des modules de Young de la céramique et de celui du métal.

- L'épaisseur du métal détermine le niveau des contraintes internes, sa diminution engendre de fortes contraintes normales σ_{xx} .

- La céramique est fortement fragilisée au voisinage de l'interface. Le niveau des contraintes résiduelles normales σ_{xx} détermine la profondeur d'endommagement.

- La réduction des contraintes résiduelles dans les jonctions céramique-métal élaborées à l'état solide par thermocompression nécessite l'optimisation des paramètres physiques (coefficient de dilatation thermique, module de Young, gradient de température, pression appliquée) et des paramètres géométriques (épaisseur des deux matériaux, taille du bimatérial).

Notre étude a traité un modèle de simple géométrie du matériau et une extension vers des modèles plus complexes est à réaliser dans le futur.