

N° d'ordre : 2081

*Resume*

FRCEA-TH--767-0000058



FR0003132

# THÈSE

PRÉSENTÉE À

## L'UNIVERSITÉ BORDEAUX I

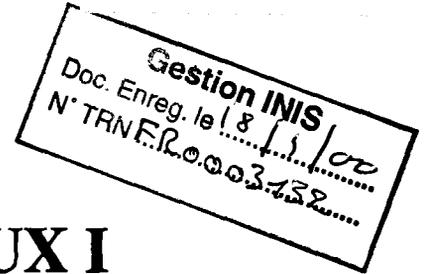
ECOLE DOCTORALE  
DES SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGENIEUR

Par Laurence MONCEL

POUR OBTENIR LE GRADE DE

### DOCTEUR

SPÉCIALITÉ : MÉCANIQUE



---

### ETUDE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT D'UN ASSEMBLAGE CUIVRE / COMPOSITE CARBONE - CARBONE SOUS CHARGEMENT THERMOMECHANIQUE

---

Soutenu le : 18 Juin 1999

Après avis de MM. : M. DUPEUX, Professeur, LTPCM, Grenoble  
F. HILD, Chargé de Recherche, LMT, ENS Cachan

Rapporteurs

Devant la commission d'examen formée de :

MM. JM. QUENISSET, Professeur, ICMCB / LGM, UBI  
X. AUBARD, Docteur, SNECMA division SEP, Le Haillan  
M. DUPEUX, Professeur, LTPCM, Grenoble  
F. HILD, Chargé de Recherche, LMT, ENS Cachan  
E. MARTIN, Professeur, LGM, UBI  
J. SCHLOSSER, Ingénieur, CEA, Cadarache

Président

Examineurs

# THÈSE

PRÉSENTÉE À

## L'UNIVERSITÉ BORDEAUX I

ECOLE DOCTORALE  
DES SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGENIEUR

Par Laurence MONCEL

POUR OBTENIR LE GRADE DE

**DOCTEUR**

SPÉCIALITÉ : MÉCANIQUE

---

**ETUDE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT  
D'UN ASSEMBLAGE CUIVRE / COMPOSITE CARBONE - CARBONE  
SOUS CHARGEMENT THERMOMECHANIQUE**

---

Soutenue le : 18 Juin 1999

Après avis de MM. : M. DUPEUX, Professeur, LTPCM, Grenoble  
F. HILD, Chargé de Recherche, LMT, ENS Cachan

Rapporteurs

Devant la commission d'examen formée de :

MM. JM. QUENISSET, Professeur, ICMCB / LGM, UBI  
X. AUBARD, Docteur, SNECMA division SEP, Le Haillan  
M. DUPEUX, Professeur, LTPCM, Grenoble  
F. HILD, Chargé de Recherche, LMT, ENS Cachan  
E. MARTIN, Professeur, LGM, UBI  
J. SCHLOSSER, Ingénieur, CEA, Cadarache

Président

Examineurs

## Résumé

L'objectif de cette thèse est de comprendre et d'identifier les mécanismes d'endommagement d'un assemblage composite Carbone - Carbone / Cuivre sous chargement thermomécanique. L'étude du composite a permis l'élaboration de modèles de comportement non-linéaires. Ceux-ci ont été implantés dans le code de calcul par éléments finis CASTEM2000. Ils ont été validés lors d'une corrélation avec des essais mécaniques réalisés sur des éprouvettes multi-matériaux. Ces essais ont également permis de mieux comprendre le comportement de la liaison composite / cuivre (modes d'endommagement et de rupture à plusieurs températures) sous sollicitation de traction et de cisaillement.

Lors d'analyses d'essais de cyclage thermique par observations microscopiques, les mécanismes d'endommagement de l'assemblage sous chargement thermomécanique ont été étudiés et identifiés. Ils se caractérisent par l'apparition de fissures macroscopiques au sein du composite, proches de l'interface avec le cuivre. La qualité de la corrélation essais / simulation a progressé grâce à la prise en compte des contraintes résiduelles de fabrication, l'amélioration de la modélisation des matériaux en jeu et les résultats des essais mécaniques (caractérisation de la liaison composite / cuivre).

## Abstract

The purpose of this work is to understand and to identify the damaging mechanisms of Carbon-Carbon composite bonded to copper under thermomechanical loading. The study of the composite allowed the development of non-linear models. These ones have been introduced in the finite elements analysis code named CASTEM2000. They have been validated according to a correlation between simulation and mechanical tests on multimaterial samples. These tests have also permitted us to better understand the behaviour of the bonding between composite and copper (damaging and fracture modes for different temperatures) under shear and tensile loadings.

The damaging mechanisms of the bond under thermomechanical loading have been studied and identified according to microscopic observations on mock-ups which have sustained thermal cycling tests : some cracks appear in the composite, near the bond between the composite and the copper. The correlation between numerical and experimental results have been improved because of the reliability of the composite modelisation, the use of residual stresses and the results of the bond mechanical characterisation.

## **Avant propos**

Le sujet de cette thèse a été proposé par MM. P. Chappuis et J. Schlosser du Commissariat à l'Energie Atomique. Le financement de cette thèse a fait l'objet d'une Bourse de Doctorat CEA-Industrie entre le Commissariat à l'Energie Atomique et SEP, division de SNECMA.

Cette thèse s'est déroulée en majeure partie à Cadarache dans le Service Intégration Plasma-Paroi (SIPP) du Département de Recherches sur la Fusion Contrôlée (DRFC) de la Direction des Sciences de la Matière (DSM) au sein du Groupe des Composants faisant Face au Plasma et Matériaux.

## Remerciements

Ce document est le fruit de trois années de recherche. Le propos de ces quelques lignes est de remercier les personnes qui par leur action ont contribué à la réussite de cette entreprise.

Je tiens à remercier Messieurs Michel Dupeux et François Hild d'avoir accepté d'être les rapporteurs de ma thèse, ainsi que Monsieur Jean-Michel Quenisset qui m'a fait l'honneur de présider mon jury de thèse.

C'est avec un grand plaisir que je remercie mon directeur de thèse, Eric Martin. Il m'a beaucoup aidée sur le plan scientifique mais aussi humain, notamment lors des moments de doute de la rédaction.

Annie Caso, Xavier Aubard, Alain Degueil et Pierre Tramier ont été mes interlocuteurs à la SEP, division de SNECMA, qui a assuré le cofinancement de cette étude avec le CEA. Je voudrais ici les remercier sincèrement pour le soutien accordé tout au long de ces trois années de recherche.

Je tiens à remercier Messieurs Lorenz Plochl et Wolfram Knabl de la société Plansee, pour leur collaboration, et toute l'aide apportée dans le cadre de la réalisation des essais mécaniques.

Philippe Chappuis m'a accueillie dans le groupe "Composants faisant Face au Plasma et Matériaux" qu'il dirige au CEA à Cadarache. Son soutien amical, ses conseils bienveillants et sa capacité à résoudre les divers problèmes qui ont ponctué cette thèse m'ont permis de mener cette étude à son terme. Qu'il en soit ici sincèrement remercié.

Jacques Schlosser, ingénieur du CEA, a dirigé au quotidien mes travaux expérimentaux et numériques à Cadarache avec grande intelligence et exigence. Je le remercie vivement de toute l'expérience que j'ai pu acquérir en travaillant auprès de lui.

Je voudrais remercier chaleureusement Raphaël Mitteau qui a su répondre à mes interrogations perplexes sur Castem2000 et sur bien d'autres sujets.

Alain Durocher m'a aidée jour après jour lors du dépouillement des essais mécaniques. Il a également été mon mentor en ce qui concerne les études sur SATIR, et je voudrais le remercier pour avoir accepté de partager sa longue expérience, dans la joie et la bonne humeur.

Christophe Dépit a partagé mon bureau pendant les derniers mois de ma thèse. Il a fait preuve de beaucoup de patience en corrigeant mes erreurs, et m'a aidé à supporter sans problèmes cette période réputée difficile. Je le remercie pour son soutien amical et chaleureux.

Je remercie également Valérie Martin pour sa disponibilité, sa gentillesse et aussi pour ses qualités d'écoute.

Je remercie Emmanuelle Tsitrone pour sa motivation sportive du lundi et du jeudi, ainsi que pour ses conseils de cinéphile.

## Remerciements

---

Frédéric Escourbiac, par son entrain et sa bonne humeur quotidienne, fait partie de ceux qui ont rendu ces trois années inoubliables.

Ma reconnaissance va à Arnaud Cambe pour m'avoir laissé abuser de notre PC commun, alors même que je venais au CEA en tant que clandestine. En échange je lui lègue ma cafetière et mon statut de chef de bureau.

Enfin, je remercie Patrick Hertout, Alain Moal, Yann Stéphan et les frères Cantone de leur soutien, professionnel ou sportif, dans les locaux du CEA ou sur les routes de la région.

Enfin, je n'oublierai pas tous ceux qui au fil des jours m'ont supportée durant ces trois années. Mille excuses à tous ceux que j'aurais malencontreusement oubliés.

---

# Table des matières

<b>RESUME</b>	<b>ii</b>
<b>AVANT PROPOS</b>	<b>iii</b>
<b>REMERCIEMENTS</b>	<b>iv</b>
<b>TABLE DES MATIERES</b>	<b>vi</b>
<b>INTRODUCTION</b>	<b>1</b>
<b>CHAPITRE 1 : PROBLEMES LIES A L'ASSEMBLAGE DE MATERIAUX AYANT DES CARACTERISTIQUES DIFFERENTES</b>	<b>5</b>
<b>1. ASSEMBLAGE DE MATERIAUX AUX PROPRIETES DIFFERENTES</b>	<b>5</b>
1.1 LES DIFFERENTS TYPES DE LIAISON	5
1.2 LE BRASAGE	6
<b>2. LES CONTRAINTES RESIDUELLES (MODELES ANALYTIQUES)</b>	<b>7</b>
2.1 POSITION DU PROBLEME	7
2.2 MODELES ELASTIQUES UNIDIMENSIONNELS	7
2.2.1 Bilame	7
2.2.2 Modèle à plusieurs couches	8
2.3 MODELE ELASTOPLASTIQUE UNIDIMENSIONNEL (PLASTICITE PARFAITE)	9
2.4 ASPECT QUALITATIF DES CONTRAINTES AU VOISINAGE DU BORD LIBRE	11
2.5 LE PROBLEME DU POINT SINGULIER	13
<b>3. LA SOLUTION CHOISIE POUR TORE SUPRA</b>	<b>15</b>
3.1 COMPOSANTS DE PREMIERE GENERATION	16
3.2 COMPOSANTS DE DEUXIEME GENERATION	17
3.3 COMPOSANTS DE TROISIEME GENERATION	18
<b>4. A RETENIR DU CHAPITRE 1 (PROBLEMES LIES A L'ASSEMBLAGE DE MATÉRIAUX AYANT DES CARACTÉRISTIQUES DIFFÉRENTES)</b>	<b>18</b>
<b>CHAPITRE 2 : DESCRIPTION DE L'ASSEMBLAGE COMPOSITE / CUIVRE</b>	<b>19</b>
<b>1. LE MATERIAU COMPOSITE CARBONE / CARBONE</b>	<b>19</b>
1.1 MODE DE FABRICATION DU COMPOSITE ET MICROSTRUCTURE.	19
1.2 CARACTERISTIQUES MECANIQUES DU COMPOSITE ETUDIE	22
1.3 MODELISATION MACROSCOPIQUE DU COMPOSITE	25
1.3.1 Loi de comportement linéaire	25
1.3.2 Loi de comportement non-linéaire élastique (modèle de suivi)	26
1.3.2.1 Description du modèle de suivi	26
1.3.2.2 Validation de l'implantation du modèle de suivi	27
1.3.3 Loi de comportement élastique endommageable (modèle de Siron)	27
1.3.3.1 Description du modèle	27
1.3.3.2 Obtention de l'expression des paramètres d'endommagement	29
1.3.3.3 Validation de l'implantation du modèle de Siron dans CASTEM2000	31
1.4 CRITERES DE RUPTURE	32
1.4.1 Critère de la contrainte (ou déformation) maximale	32
1.4.2 Critères en énergie	32

---

1.4.3 Critères tensoriels	33
<b>2. ETUDE DU CUIVRE DOUX</b>	<b>35</b>
2.1 COEFFICIENT DE DILATATION	35
2.2 MODULE D'YOUNG ET LIMITE ELASTIQUE	36
2.3 ECROUISSAGE	37
<b>3. LE CUIVRE DE STRUCTURE (OU CUIVRE CHROME ZIRCONIUM : CuCrZr)</b>	<b>38</b>
3.1 TRAITEMENT THERMIQUE APRES LIVRAISON	39
3.2 PERTE DES PROPRIETES MECANQUES PENDANT UN CYCLE DE BRASAGE.	39
3.3 PROPRIETES UTILISEES DANS LA MODELISATION	40
<b>4. LA LIAISON COMPOSITE / CUIVRE DOUX</b>	<b>41</b>
4.1 LE PROCEDE AMC	41
4.2 GEOMETRIE DE LA LIAISON	41
<b>5. A RETENIR DU CHAPITRE 2 (DESCRIPTION de L'ASSEMBLAGE COMPOSITE / CUIVRE)</b>	<b>43</b>
<b><u>CHAPITRE 3 : CARACTERISATION MECANIQUE DE L'ASSEMBLAGE COMPOSITE / CUIVRE</u></b>	<b>44</b>
<b>1. ESSAIS DE TRACTION</b>	<b>44</b>
1.1 CHOIX DES EPROUVETTES	45
1.2 CARACTERISATION DU COMPOSITE	46
1.2.1 Résultats expérimentaux	46
1.2.2 Observation du faciès de rupture	46
1.2.3 CORRELATION SIMULATION / essais	47
1.3 Caractérisation de l'assemblage	47
1.3.1 Définition des essais	47
1.3.2 Essais à température ambiante (essais 1T)	49
1.3.3 Essais en température	49
1.3.4 Observation des faciès de rupture des éprouvettes	52
1.3.5 Interprétation des modes de rupture	53
1.4 COMPARAISON ESSAIS / SIMULATION SUR EPROUVETTES MULTI-MATERIAUX	54
1.4.1 Simulation de la traction sur éprouvettes multi - matériaux	54
1.4.2 Identification des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu	54
1.5 A RETENIR DES ESSAIS DE TRACTION	56
<b>2. ESSAIS DE CISAILLEMENT SUR LIAISON AMC</b>	<b>56</b>
2.1 DEFINITION DES EPROUVETTES	56
2.2 MONTAGE D'ESSAIS ET CONDITIONS D'ESSAIS	59
2.3 EVOLUTION DE LA CONTRAINTE MAXIMALE EN CISAILLEMENT EN FONCTION DE LA TEMPERATURE	60
2.4 OBSERVATION DES FACIES DE RUPTURE	60
2.5 A RETENIR DES ESSAIS DE CISAILLEMENT	62
<b>3. A RETENIR DU CHAPITRE 3 (CARACTERISATION MECANIQUE DE l'assemblage)</b>	<b>62</b>
<b><u>CHAPITRE 4 : ANALYSE DES ESSAIS THERMOMÉCANIQUES SUR L'ASSEMBLAGE COMPOSITE / CUIVRE</u></b>	<b>63</b>
<b>1. LE CONTEXTE DES ESSAIS THERMOMÉCANIQUES</b>	<b>63</b>
1.1 LE BANC DE TEST : LA STATION FE200	63
1.1.1 Le canon à électrons	64
1.1.2 L'enceinte à vide	65
1.1.3 Boucles d'eau	65
1.1.4 Equipements d'observation du comportement de la maquette	65
1.1.5 Déroulement d'un essai de fatigue	65
1.2 DESCRIPTION DE L'ÉLÉMENT PROTOTYPE	65
<b>2. LE DÉROULEMENT DES ESSAIS (LES MAQUETTES, LE CYCLAGE)</b>	<b>66</b>

## Table des matières

---

2.1 DESCRIPTION DES MAQUETTES	66
2.2 CONTRÔLE NON-DESTRUCTIF PAR SATIR AVANT ESSAI	66
2.3 CONDITIONS D'ESSAI SUR LE BANC DE TEST FE200	67
<b>3. RÉSULTATS ET ANALYSE DES ESSAIS</b>	<b>68</b>
3.1 RÉSULTATS DES ESSAIS : SUIVI DES TEMPÉRATURES DE SURFACE DES TUILES	68
3.2 ANALYSE APRÈS ESSAI : OBSERVATION DU BORD LIBRE DES AIGUILLES	69
3.2.1 Observation du bord libre de R2	70
3.2.2 Observation du bord libre de PL2-3 / PL2-4	71
3.2.3 Classement du type de fissuration	73
3.2.4 Indicateur d'endommagement en fonction de la sollicitation	74
3.3 ANALYSE APRÈS ESSAI : FISSURATION AU SEIN DU COMPOSANT	75
3.3.1 Fractographies	75
3.3.2 Evaluation de la taille des défauts par SATIR	76
<b>4. A RETENIR DU CHAPITRE 4 (ANALYSE DES ESSAIS THERMOMÉCANIQUES SUR L'ASSEMBLAGE COMPOSITE / CUIVRE)</b>	<b>77</b>
<b><u>CHAPITRE 5 : SIMULATION DU COMPORTEMENT THERMOMECHANIQUE DE L'ASSEMBLAGE</u></b>	<b><u>78</u></b>
<hr/>	
<b>1. MODELES ET HYPOTHESES DE CALCUL</b>	<b>78</b>
1.1 HYPOTHESES DE DEPART	78
1.2 LOIS DE COMPORTEMENT DES MATERIAUX DE L'ASSEMBLAGE MODELISE	79
1.3 Maillages	79
<b>2. COMPARAISON CALCULS ANALYTIQUES / CALCUL EF (CAS SIMPLIFIE)</b>	<b>81</b>
<b>3. CHAMP DE TEMPERATURE SOUS FLUX</b>	<b>82</b>
<b>4. ETAT DE CONTRAINTES GLOBAL. COMPARAISON DES DIFFERENTS MODELES.</b>	<b>83</b>
4.1 CALCUL SANS PRISE en COMPTE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES.	83
4.1.1 FACETTES DE DEPOUILLEMENT	83
4.1.2 COMPARAISON DES DEUX MODELES DE COMPORTEMENT DU CUIVRE	84
4.1.3 COMPARAISON DES DIFFERENTS MODELES EMPLOYES POUR LE COMPOSITE	84
4.1.4 ISOVALEURS DE CONTRAINTES POUR LE CALCUL AVEC LE MODÈLE DE SIRON (CALCUL 3D)	85
4.1.5 ÉTUDE DE LA CONTRAINTE NORMALE AU VOISINAGE DU BORD LIBRE (CALCUL 2D)	86
4.1.6 A RETENIR DE LA SIMULATION DU COMPORTEMENT DE L'ASSEMBLAGE SOUS FLUX, SANS PRISE EN COMPTE DE CONTRAINTES RÉSIDUELLES	87
<b>4.2 PRISE EN COMPTE DES contraintes RÉSIDUELLES</b>	<b>87</b>
4.2.1 CALCUL DES CONTRAINTES RESIDUELLES : REFROIDISSEMENT HOMOGENE DE 470°C À 20°C (ÉTAT 2)	87
4.2.2 Mise sous flux thermique (état 3)	88
4.2.3 Refroidissement jusqu'à 200°C, après mise sous flux (état 4)	89
<b>5. A RETENIR DU CHAPITRE 5 (SIMULATION du COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE DE L'ASSEMBLAGE)</b>	<b>91</b>
<b><u>CONCLUSION</u></b>	<b><u>92</u></b>
<hr/>	
<b><u>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES</u></b>	<b><u>95</u></b>

## Introduction

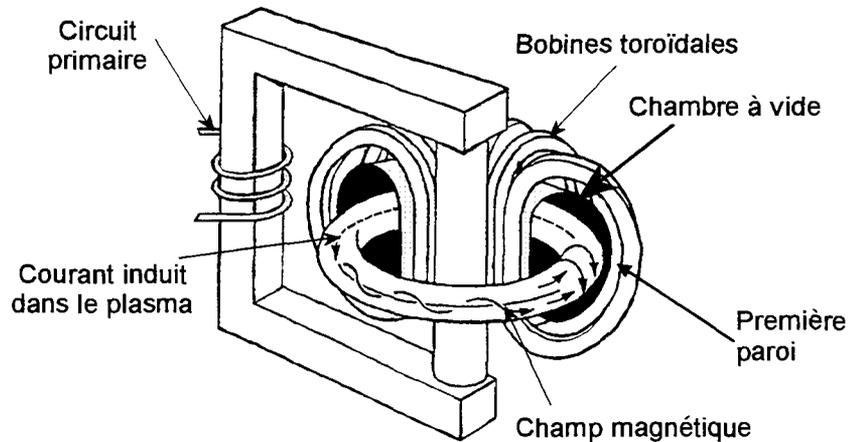
Cette thèse s'est déroulée dans le cadre de la recherche sur la fusion thermonucléaire contrôlée, qui représente à l'heure actuelle un triple enjeu :

- un enjeu économique car il s'agit de disposer pour le XXIème siècle d'une source d'énergie quasi inépuisable, qui utiliserait comme combustibles de base des composants existant en abondance dans toutes les régions du globe (le deutérium, présent dans l'eau de mer, et le tritium fabriqué à partir du lithium),
- un enjeu politique car la mise en œuvre de cette nouvelle source d'énergie est l'objet d'une coopération internationale,
- un enjeu tant au niveau de la physique que de la technologie.

### La fusion

La fusion de noyaux légers donne naissance à des noyaux de taille plus importante. Elle s'accompagne d'une très forte libération d'énergie. Cette réaction est difficile à obtenir car la force nucléaire forte, qui attire et lie les nucléons, n'agit qu'à très faible distance alors que la force électrique crée une sorte de barrière répulsive qui empêche les noyaux des atomes de se rapprocher. Pour passer cette barrière, les noyaux doivent se trouver dans un état d'agitation très grand. C'est le cas lorsqu'ils sont portés à très haute température. La réaction la plus étudiée est la fusion de deux noyaux d'isotopes de l'hydrogène (le deutérium et le tritium) qui donne un noyau d'hélium.

La filière d'étude la plus développée à ce jour est celle des tokamaks (cf. Figure 1). Dans ces machines, un plasma de deutérium annulaire placé dans une chambre à vide torique est confiné par un champ magnétique dont les composantes essentielles sont : le champ toroïdal produit par des bobines espacées régulièrement le long de l'anneau de plasma, et le champ poloïdal créé par un courant qui circule dans le plasma et qui est induit par un transformateur. Parmi les machines de ce type en exploitation, les plus importantes sont : JET en Grande-Bretagne, TFTR aux Etats-Unis, JT60 au Japon et Tore-Supra en France.



**Figure 1 : principe d'un tokamak**

Le plasma est en fait en contact avec certaines structures de la chambre à vide appelées composants face au plasma, qui sont des boucliers thermiques limitant son extension suivant différentes directions. Ces composants sont chargés d'évacuer la chaleur collectée. Le tokamak Tore Supra, exploité par l'association Euratom-CEA, est la seule machine au monde où l'ensemble des composants est activement refroidi par un circuit d'eau pressurisée, ce qui permet de réaliser des décharges performantes à l'état stationnaire.

Le Service d'Intégration Plasma-Paroi (SIPP) du Département de Recherches sur la Fusion Contrôlée (DRFC) est chargé des développements, de l'exploitation, de l'expérimentation et de la modélisation dans les domaines touchant à la maîtrise des flux de chaleur et de particules au bord du plasma. Au sein de ce service, le Groupe Composants Face au Plasma et Matériaux (CFPM) a acquis une expérience unique dans la réalisation et l'exploitation des composants de première paroi à haut flux.

### **Les composants face au plasma**

Chaque composant face au plasma est formé de deux types de matériaux.

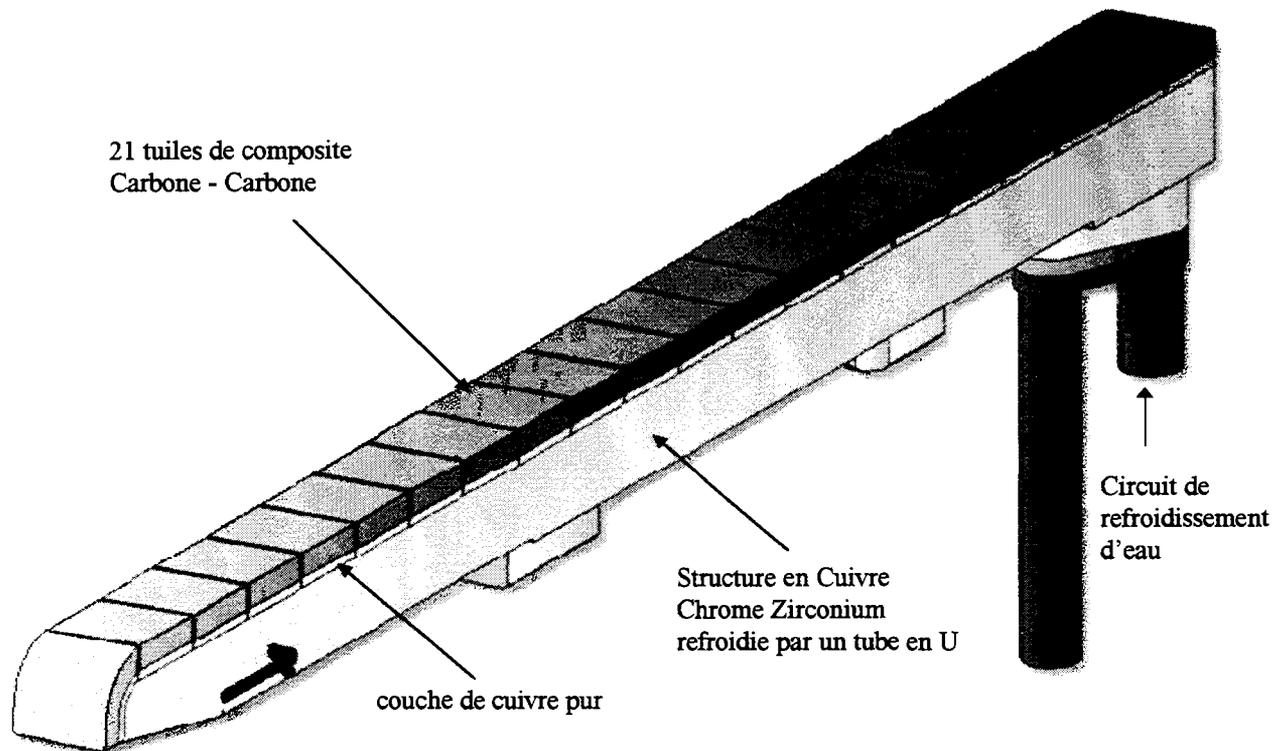
En regard du plasma est disposé un matériau capable de supporter un flux thermique important. Ses propriétés principales sont :

- un faible numéro atomique (pour éviter une trop grande pollution du plasma par des particules lourdes arrachées aux parois),
- une bonne conductivité thermique,
- une bonne résistance aux chocs thermiques.

Les matériaux à base de carbone satisfont généralement à ces critères.

Un second matériau, du type acier ou alliage de cuivre, compose la structure activement refroidie.

Le composant qui sert de cadre à cette étude est un assemblage formé d'une tuile de matériau composite à fibres de carbone liée à un alliage de cuivre via une couche en cuivre pur. Plusieurs composants sont reliés par l'intermédiaire de la structure en alliage de cuivre, formant alors une aiguille (cf. Figure 2).



**Figure 2 : l'aiguille, assemblage composite carbone-carbone / alliage de cuivre**

Le composite à fibres de carbone et le cuivre ont des coefficients de dilatation très différents. Les variations de température induisent des contraintes thermomécaniques au sein de l'assemblage. Celles-ci risquent de nuire à la tenue du composant, non seulement au niveau de sa fabrication mais également lors de son fonctionnement, lorsqu'il est soumis à des flux de chaleur importants.

L'assemblage doit être capable de résister à ces contraintes sans s'endommager. L'endommagement du composite (par dégradation de ses propriétés thermiques) ou de la liaison entre le composite et le cuivre conduit à un mauvais transfert de chaleur vers les conduites de refroidissement. Le composite, porté alors à haute température, risque ainsi de s'éroder, et de polluer le plasma.

**L'objectif de cette thèse est de comprendre et d'identifier les mécanismes d'endommagement d'un assemblage du type composants face au plasma, sous chargement thermomécanique.**

Pour atteindre cet objectif, une approche expérimentale a été utilisée : les composants face au plasma ont été soumis à des essais mécaniques et thermomécaniques afin de mettre en évidence leur endommagement. Ces résultats expérimentaux ont ensuite été confrontés à des simulations numériques pour tenter d'analyser les divers mécanismes d'endommagement.

L'organisation du mémoire est la suivante :

- Le premier chapitre passera en revue les difficultés concernant la réalisation des assemblages composite / métal ou céramique / métal. En effet, la liaison entre les matériaux est généralement effectuée à haute température. Lors du refroidissement de l'assemblage, des contraintes résiduelles apparaissent. On cherchera à mieux cerner leur distribution et leur amplitude par des modèles analytiques. Nous verrons comment des améliorations technologiques apportées au système de liaison permettent de diminuer le niveau des contraintes résiduelles et d'autoriser un bon fonctionnement des composants.
- Le second chapitre décrit chaque matériau composant l'assemblage. Le procédé de fabrication et la microstructure du matériau composite seront étudiés, ainsi que ses propriétés mécaniques. Différentes lois de comportement seront alors proposées. Les propriétés du cuivre doux de la couche d'adaptation et du cuivre de structure seront passées en revue, afin d'améliorer leur modélisation. La liaison par Active Metal Casting entre le composite et le cuivre doux sera également décrite.
- Le troisième chapitre expose les essais mécaniques réalisés sur des éprouvettes multi-matériaux. Des essais de traction et de cisaillement ont été mis en place afin de comprendre les mécanismes d'endommagement de l'assemblage sous une sollicitation simple. Le dépouillement de ces essais nous permettra d'analyser les modes de rupture des éprouvettes pour différentes températures. Confrontés à des simulations numériques, ils permettront également de valider les lois de comportement utilisées.
- Le quatrième chapitre décrit les essais thermomécaniques par cyclage sous flux thermique réalisés sur les composants. Ces essais ont été analysés par plusieurs méthodes : suivi de la température en surface du composant, observations micrographiques de ses bords libres, thermographie infrarouge. L'ensemble de ces résultats nous permettra de comprendre les mécanismes d'endommagement du composant.
- Le cinquième chapitre expose les résultats de la simulation par éléments finis de l'assemblage sous contraintes thermomécaniques. Les conditions de calcul sont comparables aux conditions d'essai : les résultats numériques seront comparés aux observations expérimentales. Nous verrons que la prise en compte des contraintes résiduelles et l'analyse locale des contraintes autorisent une corrélation entre la simulation et les essais.

# Chapitre 1 : Problèmes liés à l'assemblage de matériaux ayant des caractéristiques différentes

L'objectif de ce chapitre est d'appréhender les difficultés rencontrées lors de la fabrication et de la modélisation des assemblages de matériaux à coefficients de dilatation différents. Les différents procédés de liaison sont ici décrits, ainsi que les mécanismes qui entrent en jeu pour assurer la tenue d'une liaison. Dans le cas d'un assemblage à haute température, des contraintes dues au différentiel de coefficients de dilatation entre les deux matériaux apparaissent lors du refroidissement. Une étude de modèles analytiques permettant d'évaluer ces contraintes sera réalisée. Lors de la conception de l'assemblage, différents procédés peuvent être utilisés afin d'atténuer les contraintes résiduelles. Nous décrirons comment les composants de première paroi de Tore Supra ont évolué en intégrant ces procédés.

## 1. Assemblage de matériaux aux propriétés différentes

### 1.1 Les différents types de liaison

Nous nous restreindrons à l'étude d'assemblages de matériaux ayant un fort différentiel de dilatation thermique, du type tuile réfractaire / métal (céramique / métal, graphite / métal, composite à fibres de carbone / métal).

La liaison la plus simple à mettre en œuvre pour ce type d'assemblage est la liaison mécanique par frettage : les pièces sont dimensionnées pour s'ajuster à haute température. La tuile est enchâssée dans le métal à haute température. Lors du refroidissement, le métal bloque la tuile par serrage car la contraction thermique du métal est plus importante que celle de la tuile.

Cependant, la fonctionnalité essentielle de l'assemblage au sein d'un composant face au plasma est de permettre une bonne évacuation de la chaleur. Une liaison mécanique n'est pas suffisante. Une liaison physico-chimique réalisée par collage ou brasage est nécessaire. Le brasage consiste à insérer entre les deux matériaux à lier un alliage à bas point de fusion (la brasure), qui va fondre au cours du cycle thermique et assurer la liaison (Figure 1). Contrairement à la plupart des colles, les brasures traditionnelles, alliages d'argent et de cuivre, possèdent une bonne conductivité thermique : c'est précisément ce que l'on recherche dans notre cas. Nous allons expliquer plus en détail les mécanismes du brasage dans le paragraphe suivant.

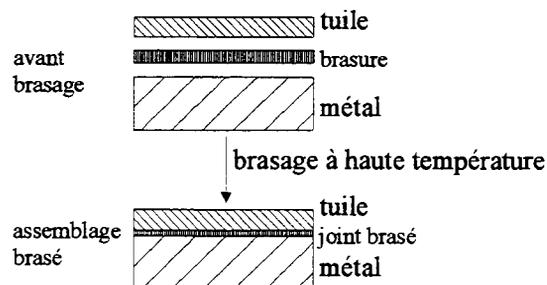


Figure 1 : étapes du procédé de brasage entre une tuile réfractaire et un métal

## 1.2 Le brasage

Le brasage est l'établissement d'une liaison physico-chimique entre deux matériaux à assembler, par l'intermédiaire d'un alliage de brasure. Pour établir une bonne liaison, il faut que la surface de contact entre l'alliage de brasure et la tuile soit aussi importante que possible. Il faut également que la brasure ait une bonne mouillabilité sur le matériau de la tuile.

La mouillabilité d'un liquide (la brasure) sur un solide (la tuile) peut s'évaluer par l'expérience de la goutte posée (cf. Figure 2). On mesure l'angle de contact que fait une goutte de liquide avec le solide. Les équations de Young et Dupré relient l'énergie d'adhésion, les tensions superficielles et l'angle de contact.

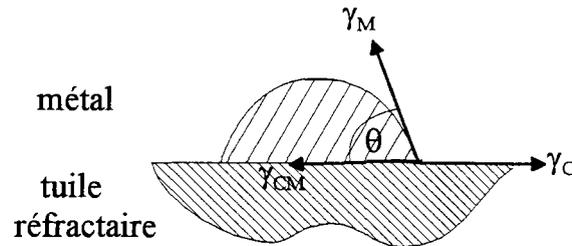


Figure 2 : mesure de la mouillabilité d'un métal (liquide) sur un matériau réfractaire (solide)

Soient  $\gamma_M$  et  $\gamma_C$  les normes des tensions superficielles du métal et du matériau réfractaire représentées sur la Figure 2,

soit  $\theta$  l'angle de contact,

soit  $\gamma_{CM}$  l'énergie interfaciale (norme du vecteur représenté sur la Figure 2),

soit  $W_a$  l'énergie requise pour la formation d'une nouvelle interface entre les deux surfaces (nommé travail d'adhésion), alors :

$$\gamma_C = \gamma_{CM} + \gamma_M \cos \theta \quad [1. 1]$$

$$W_a = \gamma_C + \gamma_M - \gamma_{CM} \quad [1. 2]$$

Le travail d'adhésion s'exprime donc de la façon suivante :

$$W_a = \gamma_M (1 + \cos \theta) \quad [1. 3]$$

L'angle de contact fournit des informations sur la force de la liaison interfaciale. En pratique, on considère que le métal mouille la tuile si  $\theta$  est inférieur à  $90^\circ$ . Plus l'angle de contact est faible, plus la liaison interfaciale est forte.

Or, les essais montrent que la mouillabilité des métaux usuels avec les matériaux céramiques et carbonés reste faible et empêche la réalisation des assemblages. L'alternative est l'utilisation d'alliages contenant quelques pourcents d'éléments réactifs (tels que le titane) dont la présence améliore la mouillabilité : c'est le brasage réactif.

Santacreu [Santacreu, 1994] mesure l'angle de contact des brasures cuivre - argent, après avoir rajouté quelques pourcents de titane, sur une céramique. Il met clairement en évidence l'abaissement de l'angle de contact avec l'augmentation de la concentration en titane des alliages de brasure.

Dans le cas du brasage réactif, les équations de Young et Dupré doivent être modifiées en introduisant l'énergie dégagée par la réaction  $\Delta G_r$  et le changement d'énergie interfaciale  $\Delta \gamma_I$  qui accompagne la réaction chimique se produisant à l'interface.

Alors l'angle de contact du système réactif  $\theta$  est relié à l'angle de contact du système non réactif  $\theta_0$  par la relation suivante :

$$\cos \theta = \cos \theta_0 - \frac{\Delta \gamma_I}{\gamma_M} - \frac{\Delta G_r}{e \gamma_M} \quad [1. 4]$$

où on désigne par  $e$  l'épaisseur de la couche de réaction.

D'après l'équation précédente, on voit que la mouillabilité augmente en particulier si des composés intermétalliques ou de nature métallique sont produits par la réaction, car dans ce cas  $\Delta\gamma_1$  est négatif. Or, les composés intermétalliques, fragiles et de dureté élevée, provoquent une baisse de la résistance mécanique de l'interface. Une trop grande concentration de produit réactif dans l'alliage de brasure, et donc une formation trop importante de composés intermétalliques, risque donc de nuire à la tenue mécanique de l'interface. La concentration de l'élément réactif doit être ajustée pour obtenir une bonne mouillabilité et conserver une bonne résistance mécanique.

Ce type de liaison est réalisé à une température importante, afin que la brasure soit à l'état liquide. Des contraintes résiduelles, dues au différentiel de coefficients de dilatation des deux matériaux, apparaissent au sein de l'assemblage dès le refroidissement. Il existe des modèles analytiques décrivant l'amplitude et la distribution de ces contraintes résiduelles.

## 2. Les contraintes résiduelles (modèles analytiques)

### 2.1 Position du problème

On se restreint à l'étude des assemblages de type composite / métal ou céramique / métal. Lors du refroidissement après assemblage, le métal se contracte de manière plus importante que le composite ou la céramique. Les contraintes parallèles à l'interface sont donc de compression pour le composite ou la céramique, et de traction pour le métal (cf. Figure 3). Cela entraîne une courbure de l'assemblage, et crée des contraintes de flexion.

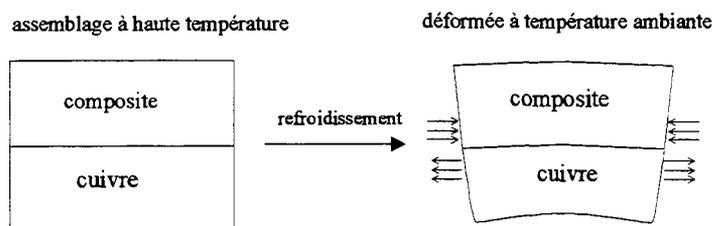


Figure 3 : naissance des contraintes résiduelles sur un assemblage composite / cuivre

La modélisation analytique de ces contraintes est possible, à condition de simplifier le comportement des matériaux. Les modèles les plus simples sont unidimensionnels. L'analyse a lieu loin du bord libre de l'assemblage, et l'on étudie uniquement les contraintes longitudinales (parallèles à l'interface)

### 2.2 Modèles élastiques unidimensionnels

#### 2.2.1 Bilame

On considère un assemblage de deux matériaux isotropes et élastiques. Les caractéristiques élastiques des matériaux sont indépendantes de la température. La liaison est parfaite. Les hypothèses de calcul sont celles des plaques minces et des coques [Timoshenko, 1961].

$E_1$  et  $E_2$  désignent les modules d'Young des matériaux,  $\alpha_1$  et  $\alpha_2$  leurs coefficients de dilatation thermique. Les contraintes se développant dans le bilame résultent du changement de température  $\Delta T$ . Nous allons évaluer les déformations et les contraintes parallèles à l'interface ( $\epsilon_{xx}$  et  $\sigma_{xx}$ , en fonction de  $z_1$  pour le matériau 1 et de  $z_2$  pour le matériau 2).

Supposons que le matériau 1 soit un composite à fibres de carbone (CFC) et le matériau 2 un métal (cf. Figure 4). Alors un refroidissement provoque une compression dans le composite (notons-la  $F_{x1}$ ), une traction dans le métal ( $F_{x2}$ ) (contraintes de membrane), et une flexion de l'ensemble (représentée par des moments de flexion  $M_1$  et  $M_2$  dans le composite et le métal respectivement) (contraintes de flexion).

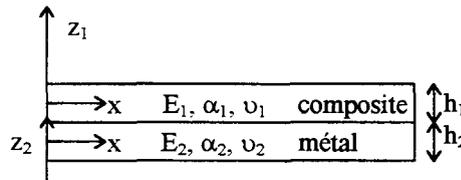


Figure 4 : assemblage composite / métal

En écrivant l'équilibre des forces et des moments sur une section quelconque du bilame, et la continuité des déformations longitudinales à l'interface entre les deux matériaux, on obtient le rayon de courbure  $R$  de l'assemblage (le détail des calculs figure en annexe 1 §1), défini par :

$$\frac{1}{R} = \frac{6 (\alpha_1 - \alpha_2) \Delta T (h_1 + h_2)}{h_1^2 A} \quad [1.5]$$

avec :

$$A = 4 + 6 \left( \frac{h_2}{h_1} \right) + 4 \left( \frac{h_2}{h_1} \right)^2 + \left( \frac{E_1}{E_2} \right) \left( \frac{h_1}{h_2} \right) + \left( \frac{E_2}{E_1} \right) \left( \frac{h_2}{h_1} \right)^3 \quad [1.6]$$

Le rayon de courbure dépend donc du différentiel des coefficients de dilatation des deux matériaux, de l'incrément de température, des modules d'Young et des épaisseurs des matériaux. On en déduit l'expression des déformations de flexion dans chacun des matériaux :

$$\begin{cases} (\varepsilon_{xx})_f(z_1) = \frac{z_1}{R} - \frac{1}{R} \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 E_1 (h_1 + h_2) h_1} \\ (\varepsilon_{xx})_f(z_2) = \frac{z_2}{R} + \frac{1}{R} \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 E_2 (h_1 + h_2) h_2} \end{cases} \quad [1.7]$$

Les contraintes totales parallèles à l'interface vont donc s'écrire de la façon suivante :

$$\begin{cases} \sigma_{xx}(z_1) = \frac{1}{R} \left[ E_1 z_1 - \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 (h_1 + h_2) h_1} \right] - E_1 \alpha_1 \Delta T \\ \sigma_{xx}(z_2) = \frac{1}{R} \left[ E_2 z_2 + \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 (h_1 + h_2) h_2} \right] - E_2 \alpha_2 \Delta T \end{cases} \quad [1.8]$$

### 2.2.2 Modèle à plusieurs couches

Il est possible d'étendre ce modèle à un système à plusieurs couches (cf. Figure 5) [Iancu, 1990]. Les hypothèses sont les mêmes que dans l'étude précédente (l'assemblage est initialement libre de contraintes à haute température ; le comportement des matériaux est élastique isotrope ; les caractéristiques élastiques des couches sont indépendantes de la température). L'hypothèse de flexion plane est toujours prise en compte.

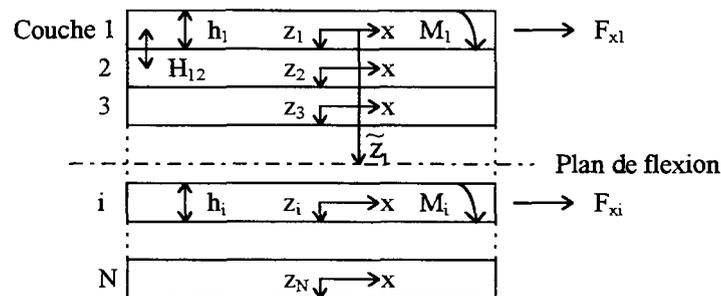


Figure 5 : assemblage à N couches

En raisonnant de la même manière qu'au paragraphe précédent (cf. détails du calcul en annexe 1 §1), les distributions de contraintes et de déformations parallèles aux interfaces dans chaque couche  $i = 1, \dots, N$  s'écrivent :

$$\sigma_{xx}(z_i) = E_i \left( \tilde{\alpha} - \alpha_i + \frac{z_i - \tilde{z}_i}{\tilde{R}} \right) \Delta T \quad [1. 9]$$

On a également :

$$\varepsilon_{xx}(z_i) = \left( \tilde{\alpha} - \alpha_i + \frac{z_i - \tilde{z}_i}{\tilde{R}} \right) \Delta T \quad [1. 10]$$

Avec :

- $\tilde{\alpha}$  est le coefficient de dilatation thermique moyen pour l'assemblage :

$$\tilde{\alpha} = \frac{\sum_{i=1}^N E_i h_i \alpha_i}{\sum_{i=1}^N E_i h_i} \quad [1. 11]$$

- $\tilde{z}_i$  est la distance qui permet de localiser le milieu de la couche  $i$  par rapport au plan de flexion de l'assemblage. La position du plan de flexion de l'assemblage par rapport à l'axe de la couche 1 est donnée par l'équation suivante :

$$\tilde{Z} = \frac{\sum_{i=1}^N E_i h_i H_i}{\sum_{i=1}^N E_i h_i} \quad [1. 12]$$

La distance  $H_i$  est la distance qui sépare l'axe de la couche  $i$  de l'axe de la couche 1 :

$$\begin{cases} H_1 = 0 \\ H_i = \sum_{j=2}^i \frac{h_{j-1} + h_j}{2} \end{cases} \quad [1. 13]$$

Alors les distances  $\tilde{z}_i$  sont définies comme suit :

$$\tilde{z}_i = \tilde{Z} - H_i \quad [1. 14]$$

- $\tilde{R}$  est le rayon de courbure normalisé, donné par l'expression suivante :

$$\frac{1}{\tilde{R}} = \frac{1}{R \Delta T} = \frac{\sum_{i=1}^N (\tilde{\alpha} - \alpha_i) E_i h_i H_i}{\sum_{i=1}^N E_i h_i \tilde{z}_i H_i - \frac{1}{12} \sum_{i=1}^N E_i h_i^3} \quad [1. 15]$$

### 2.3 Modèle élastoplastique unidimensionnel (plasticité parfaite)

Les modèles précédents considéraient les matériaux comme élastiques. On peut calculer analytiquement le champ de contraintes thermiques dans une plaque composite / métal infinie, en tenant compte de la plasticité du métal [Yada, 1991]. On suppose que la plasticité du métal est parfaite. L'indice 1 est employé pour le composite, l'indice 2 pour le métal.  $h_1$  et  $h_2$  sont les épaisseurs respectives du composite et du métal.

Les contraintes parallèles à l'interface peuvent se décomposer en deux termes : un terme de flexion et un terme de membrane.

Dans le composite :  $\sigma_{xx}(z_1) = (\sigma_{xx})_m(z_1) + (\sigma_{xx})_f(z_1)$  [1. 16]

Dans le métal :  $\sigma_{xx}(z_2) = (\sigma_{xx})_m(z_2) + (\sigma_{xx})_f(z_2)$  [1. 17]

Le détail des calculs est présenté en annexe 1, §1.

Dans le cas où le métal est complètement plastifié (on note  $\sigma_Y$  sa limite élastique), la contrainte dans le métal est :

$$\begin{cases} (\sigma_{xx})_m(z_2) = \sigma_Y \\ (\sigma_{xx})_f(z_2) = 0 \end{cases} \quad [1. 18]$$

La contrainte dans le composite s'écrit alors :

$$(\sigma_{xx})_m(z_1) = \sigma_Y \left( \frac{h_2}{h_1} \right) \quad [1. 19]$$

Le rayon de courbure R est défini de la manière suivante (équation donnée par Wittmer pour un assemblage dans le cas où le métal est entièrement plastifié [Wittmer, 1982]) :

$$R = \frac{1}{6} \frac{E_1}{\sigma_Y} \frac{h_1^3}{h_2(h_2 + h_1)} \quad [1. 20]$$

Alors on peut exprimer la contrainte de flexion dans le composite en fonction de R :

$$(\sigma_{xx})_f(z_1) = -\frac{E_1}{R} \frac{h_1}{2} - \frac{E_1}{R} z_1 \quad [1. 21]$$

Ce type de modèle donne une estimation fidèle des contraintes. Leur distribution est présentée sur la Figure 6. Ces contraintes peuvent atteindre des valeurs élevées. A l'aide des caractéristiques d'un assemblage alumine / cuivre,  $E_1 = 370$  GPa,  $\nu_1 = 0.25$ ,  $\alpha_1 = 7.9 \cdot 10^{-6}$ ,  $h_1 = 7$  mm ;  $E_2 = 130$  GPa,  $\nu_2 = 0.37$ ,  $\alpha_2 = 17.7 \cdot 10^{-6}$  ;  $h_2 = 2$  mm,  $\sigma_Y = 68$  MPa, et  $\Delta T = -500^\circ\text{C}$ , on obtient une valeur de contrainte parallèle à l'interface de 110 MPa en compression en un point situé à l'interface alumine / cuivre, du côté de l'alumine.

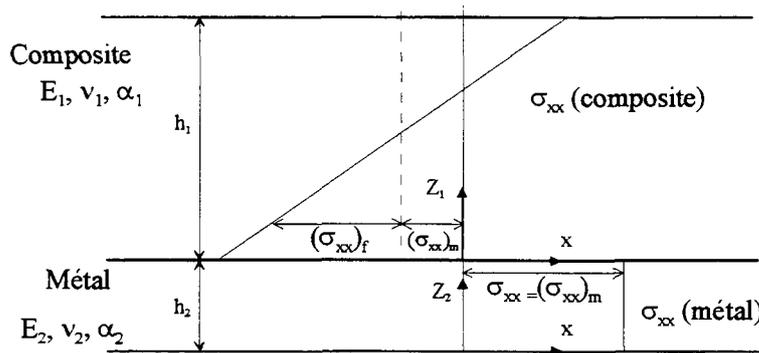


Figure 6 : représentation des contraintes parallèles à l'interface pour une plaque composite / métal de longueur infinie (cas où le métal est dans son domaine plastique)

Les modèles précédents étaient valables pour des assemblages de longueur infinie, ou pour des estimations loin du bord libre (si la longueur du bilame est au moins deux fois plus élevée que son épaisseur totale, et que les contraintes sont calculées à une distance du bord libre au moins égale à l'épaisseur du bilame [Hess, 1969]). A l'approche du bord libre de l'assemblage, des contraintes de cisaillement et des contraintes perpendiculaires à l'interface apparaissent.

## 2.4 Aspect qualitatif des contraintes au voisinage du bord libre

Des solutions analytiques approchées peuvent être utilisées [Hess, 1969 ; Suhir, 1986]. Les modèles étudient l'évolution de la contrainte normale à l'interface et de la contrainte de cisaillement.

Les modèles diffèrent de par leurs conditions aux limites. Théoriquement, la contrainte de cisaillement devrait être nulle sur le bord libre. Cependant, très proche du bord libre, sa valeur est élevée. C'est pourquoi, lors de l'élaboration de modèles analytiques, certains auteurs supposent que la contrainte de cisaillement et la contrainte normale atteignent leur valeur maximale sur le bord libre.

Soit un assemblage composite / métal. Les deux matériaux sont supposés élastiques isotropes, d'épaisseurs respectives  $h_1$  (composite) et  $h_2$  (métal) (cf. Figure 7).

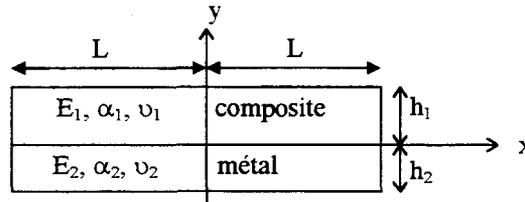


Figure 7 : assemblage composite / métal de longueur  $2L$

Alors l'expression des contraintes au voisinage de l'interface dans le matériau 1 est la suivante [Suhir, 1986] :

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \sigma_{xx \max} (1 - e^{-k(L-x)}) \\ \tau_{xy} = \tau_{xy \max} e^{-k(L-x)} \\ \sigma_{yy} = \sigma_{yy \max} e^{-k(L-x)} \end{cases} \quad [1. 22]$$

Les grandeurs  $k$ ,  $\sigma_{xx \max}$ ,  $\tau_{xy \max}$ ,  $\sigma_{yy \max}$  dépendent des épaisseurs des matériaux, de la largeur de l'assemblage, des caractéristiques mécaniques, du différentiel des coefficients de dilatation et du changement de température.

L'allure des contraintes proches de l'interface au sein du composite est présentée sur la Figure 8. Les contraintes orthogonales à l'interface et de cisaillement sont nulles au centre de l'assemblage. Elles prennent une valeur non nulle sur le bord libre : le signe de la contrainte normale à l'interface  $\sigma_{yy}$  est opposé à celui de la contrainte parallèle  $\sigma_{xx}$ . Cette contrainte  $\sigma_{xx}$  s'annule sur le bord libre de l'assemblage.

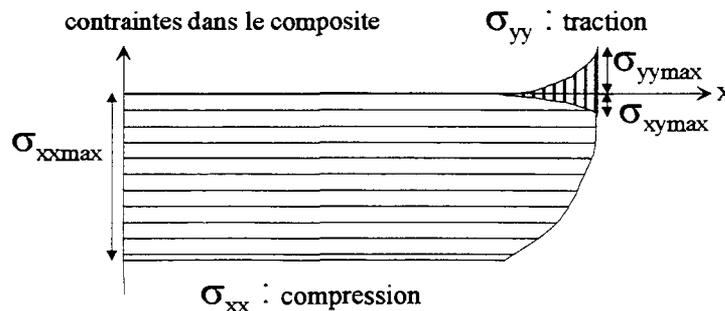


Figure 8 : allure des contraintes au sein du composite dans un assemblage composite / métal subissant une décroissance en température (modèle analytique)

D'autres modèles imposent à la contrainte de cisaillement de s'annuler sur le bord libre.

Si les solutions analytiques sont capables de mettre en évidence de fortes contraintes à l'interface sur le bord, elles échouent dans la prévision de leur amplitude [Santacreu, 1994]. La simulation par éléments finis (EF) permet d'obtenir des résultats plus proches de l'état de contrainte réel au voisinage du bord libre.

Yada présente les résultats d'un calcul EF donnant l'évolution des contraintes dans le cas d'un assemblage alumine / cuivre soumis à un refroidissement de 500°C à 20°C, le long d'une ligne proche de l'interface de l'assemblage (cf. Figure 9) (pour l'alumine :  $E_1 = 370$  GPa,  $\nu_1 = 0.25$ ,  $\alpha_1 = 7.9 \cdot 10^{-6}$ ,  $h_1 = 7$  mm ; pour le cuivre :  $E_2 = 130$  GPa,  $\nu_2 = 0.37$ ,  $\alpha_2 = 17.7 \cdot 10^{-6}$  ;  $h_2 = 2$  mm,  $\sigma_Y = 68$  MPa). Cette ligne, parallèle à l'interface, est située au sein de l'alumine, à une distance de 0.2mm pour les contraintes suivant X et Y, et à une distance de 0.03mm pour la contrainte de cisaillement.

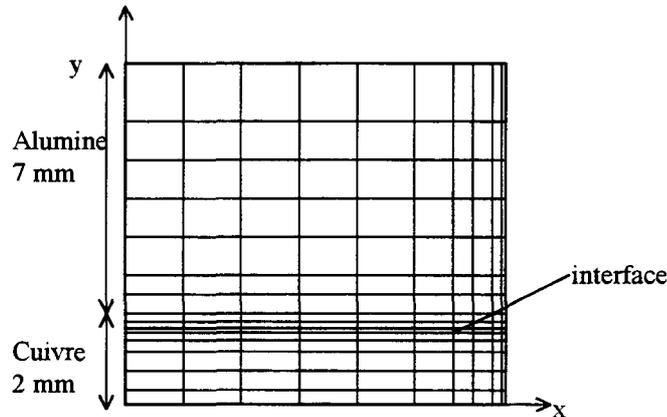


Figure 9 : assemblage alumine / cuivre étudié par EF

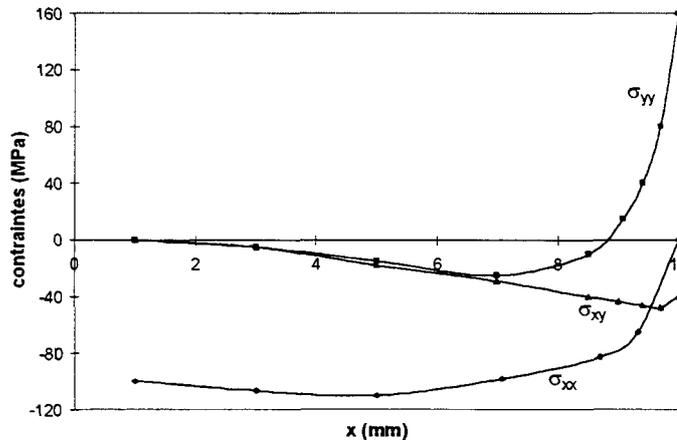


Figure 10 : contraintes au sein de l'alumine dans un assemblage alumine / métal subissant une baisse de température de 500°C (simulation par éléments finis) [Yada, 1991]

L'état de contrainte au sein de l'alumine est représentatif au niveau qualitatif de l'état de contrainte se développant dans le composite pour un assemblage composite / métal (cf. Figure 10). On peut donc tirer de cette figure les enseignements suivants :

- au centre de l'assemblage, dans la région proche de l'axe de symétrie, la contrainte parallèle à l'interface ( $\sigma_{xx}$ ) au sein du composite est largement en compression. Les autres contraintes (normale à l'interface  $\sigma_{yy}$  et de cisaillement  $\sigma_{xy}$ ) sont négligeables.
- lorsque l'on se rapproche du bord libre, ces contraintes évoluent. En particulier, la contrainte  $\sigma_{yy}$  augmente fortement, avec le signe opposé à celui de  $\sigma_{xx}$ . Cette contrainte est maximale sur le bord libre. La contrainte de cisaillement augmente également, dans de moindres proportions. Elle baisse légèrement au voisinage du bord libre. Cette contrainte de cisaillement devrait être nulle sur le bord libre : le calcul traduit mal la baisse de la contrainte.

Qualitativement, le modèle analytique présenté par Suhir est en accord avec ces résultats de simulation par éléments finis. La région proche du bord libre est le siège de contraintes importantes et multidirectionnelles : c'est une zone de concentration de contraintes. Si l'on effectue une analyse tridimensionnelle, cette concentration de contrainte est importante au point d'intersection des deux bords libres de l'assemblage : il s'agit d'un point singulier. Tsai l'a montré en représentant la contrainte normale à l'interface au sein de l'acier dans le cas d'un assemblage acier / laiton [Tsai M.Y., 1991] (Figure 11).

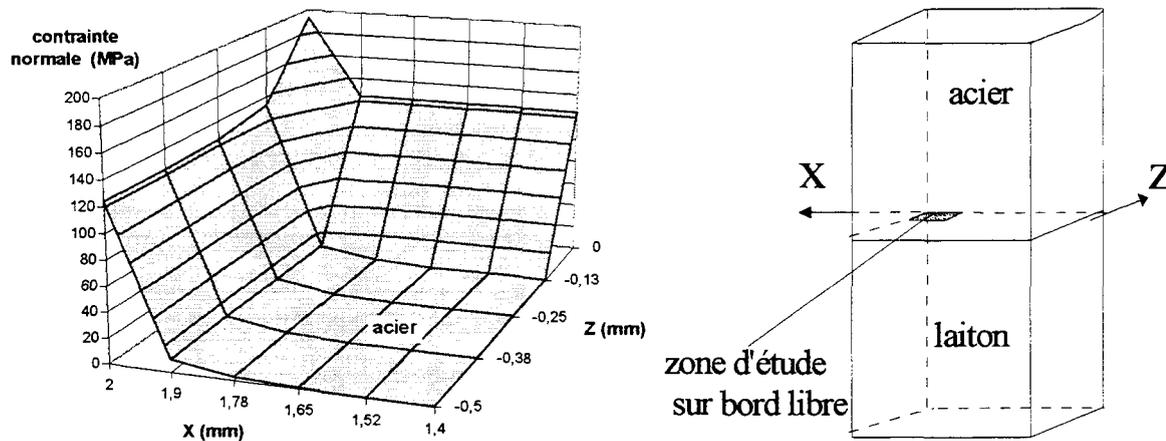


Figure 11 : contrainte normale à l'interface dans l'acier pour un assemblage acier / laiton, sur une zone interfaciale proche d'une arête de l'assemblage (calcul par EF) (d'après [Tsai M.Y., 1991])

## 2.5 Le problème du point singulier

Il y a une singularité de contraintes sur le bord libre en regard de l'interface entre les deux matériaux. Cette singularité est due aux différences de propriétés élastiques entre les deux substrats.

Les contraintes dans une région proche d'une singularité sont délicates à évaluer numériquement par la méthode des éléments finis. En effet dans ces régions les contraintes calculées dépendent fortement de la taille du maillage. Il est par contre possible par éléments finis de caractériser l'importance de la singularité, en déterminant son ordre et son facteur d'intensité.

Le cas général consiste à étudier la singularité sur le bord libre quand l'angle d'assemblage des deux matériaux est quelconque (cf. Figure 12).

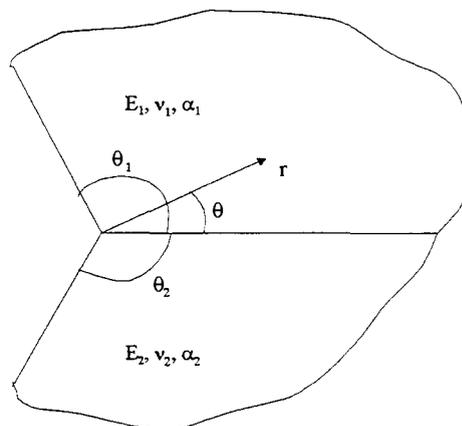


Figure 12 : assemblage quelconque de deux matériaux

Alors l'expression des contraintes à proximité du bord libre est de la forme [Munz, 1993] :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \sum_{k=0}^N \frac{K_k}{(r/L)^{\omega_k}} f_{ijk}(\theta) \quad [1.23]$$

$r$  et  $\theta$  sont définis sur la Figure 12 ;  $L$  est une dimension caractéristique du composant.

Les fonctions  $f$  sont nommées fonctions angulaires.

Les  $K_k$  sont les facteurs d'intensité, les  $\omega_k$  sont les ordres de singularité.

Les ordres de singularité et les fonctions angulaires dépendent des propriétés élastiques des matériaux et des angles  $\theta_1$  et  $\theta_2$ , mais sont indépendants des conditions de chargement (ils ne dépendent pas des coefficients de dilatation) tandis que les facteurs d'intensité dépendent des propriétés thermoélastiques des matériaux.

Les ordres de singularité peuvent être déterminés analytiquement. Ils sont solutions d'un système d'équations linéaires [Williams, 1952] qui fournit leurs variations en fonction du rapport des modules d'Young des matériaux liés, ou de l'angle d'assemblage des matériaux.

Si l'on considère l'intersection de l'interface avec le bord libre ( $\theta_1 = \theta_2 = 90^\circ$ ), le champ local des contraintes au point singulier et le long de l'interface ( $\theta = 0$ ) peut être caractérisé par la somme d'un terme singulier et d'un terme non singulier [Mizuno, 1988] :

$$\left( \sigma_{yy} - i \sigma_{xy} \right)_{\theta=0} = \frac{K_I - iK_{II}}{\sqrt{2\pi} r^\omega} + \sigma_0 \quad [1.24]$$

Le terme non singulier  $\sigma_0$  est fonction du différentiel des coefficients thermiques, du changement de température et des propriétés mécaniques des matériaux.

L'évolution de l'ordre de singularité en fonction du rapport des modules d'Young (cf. Figure 13) montre que la singularité ne disparaît que si les modules des matériaux sont identiques [Hein, 1971] (dans le cas de l'assemblage composite / métal qui fait l'objet de cette thèse, le rapport des modules d'Young est de l'ordre de 0.17).

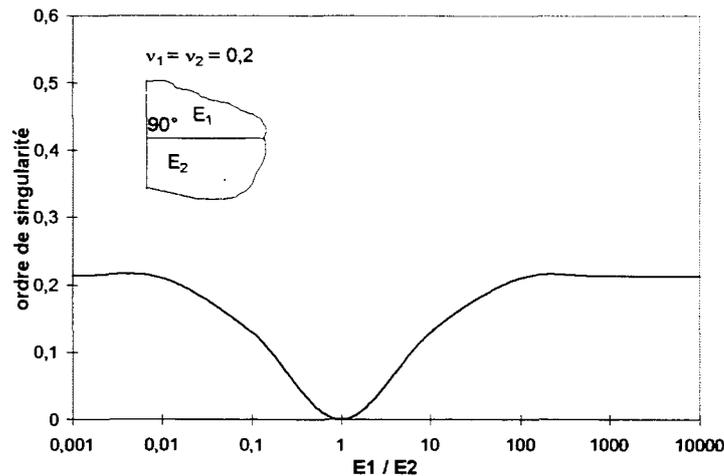


Figure 13 : ordre de singularité en fonction du rapport des modules d'Young pour un assemblage plan [Hein, 1971]

Pour le même rapport de modules, on peut faire varier la géométrie afin de réduire la singularité. Cette étude est développée en annexe 1 §2, avec l'aide de la simulation par éléments finis qui permet d'évaluer l'ordre de singularité.

La présence du point singulier entraîne des contraintes élevées susceptibles de provoquer la rupture de l'assemblage lors du refroidissement après brasage. Il faut donc développer des techniques visant à limiter ces contraintes résiduelles. Ces techniques permettent également de limiter le niveau de toutes les contraintes engendrées par des champs thermiques, comme c'est le cas dans Tore Supra. Nous allons voir comment ces différentes techniques ont été appliquées sur les éléments de première paroi de Tore Supra.

### 3. La solution choisie pour Tore Supra

Une des techniques que l'on peut employer afin de limiter les contraintes résiduelles est l'insertion d'une couche intermédiaire entre les deux matériaux. Cette couche peut être composée de différents types de matériaux.

Lors d'essais de traction sur des assemblages impliquant du nitrure de silicium, il a été démontré que la résistance de l'assemblage diminuait quand le différentiel de coefficients de dilatation thermique entre le nitrure de silicium et le substrat métallique augmentait [Naka, 1985]. Par conséquent, l'utilisation d'une couche intermédiaire composée d'un matériau ayant un coefficient de dilatation thermique proche de celui de la céramique devrait limiter les contraintes résiduelles dans la céramique, et donc augmenter la tenue de l'assemblage. Par contre, une faible dilatation thermique est souvent associée à une limite élastique importante, alors que plusieurs auteurs ont montré que l'usage de matériaux ductiles pouvait limiter les contraintes résiduelles [Suganuma, 1986 ; Yamada, 1990].

L'avantage d'un matériau à forte plastification tel que le cuivre doux, par rapport à un matériau à coefficient de dilatation intermédiaire a clairement été démontré lors de l'étude d'assemblages nitrure de silicium / acier [Zhou, 1991]. La Figure 14 montre l'évolution de la tenue en traction d'un assemblage nitrure de silicium / acier en fonction du coefficient de dilatation du matériau de la couche intermédiaire. Le cuivre doux en tant que couche intermédiaire donne un meilleur résultat que le tungstène ou le molybdène qui ont pourtant des coefficients de dilatation beaucoup plus proches de celui du nitrure de silicium.

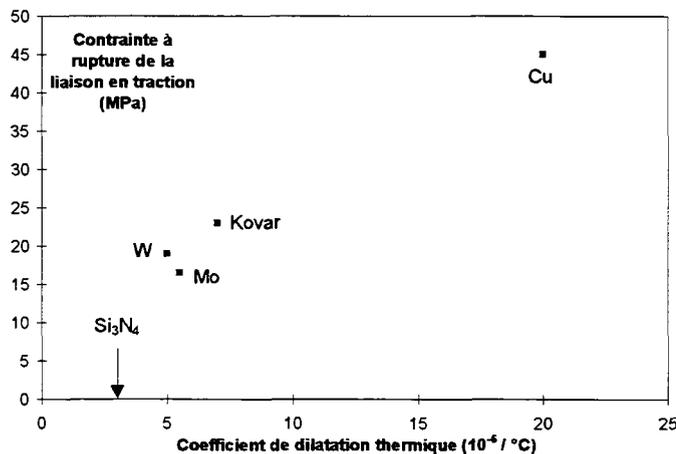


Figure 14 : évolution de la tenue en traction d'un assemblage nitrure de silicium / acier suivant le coefficient de dilatation du matériau composant une couche intermédiaire de 1.5 mm

D'autres types de matériaux peuvent être utilisés afin de composer une couche intermédiaire : un matériau composite formé des deux matériaux à lier, ou encore un matériau à gradient de propriétés mécaniques (gradient linéaire ou optimisé). Williamson a démontré que seul un matériau à gradient optimisé pouvait donner une tenue de l'assemblage équivalente à celle obtenue avec une couche de cuivre [Williamson, 1995].

L'insertion d'une couche intermédiaire en cuivre a été réalisée dès les premiers assemblages dans Tore Supra.

### 3.1 Composants de première génération

Dans les débuts du fonctionnement de Tore Supra, le matériau de première paroi choisi était le graphite polycristallin. Le matériau de structure était l'acier inoxydable. La liaison entre le graphite et l'acier a été développée à partir d'études bibliographiques, peu à peu appuyées par des calculs par éléments finis à l'aide du code de calculs CASTEM2000 [Verpeaux, 1988]. Cette étude a débouché sur les principaux résultats suivants :

- insertion d'une couche d'adaptation en cuivre non allié (cuivre OFHC - Oxygen Free High Conductivity, ou cuivre doux) qui compense par sa plastification les dilatations différentielles des matériaux en liaison ;
- ajout d'une couche intermédiaire en molybdène entre la couche d'adaptation et le graphite. Les coefficients de dilatation du molybdène et du graphite sont proches (respectivement  $4.9 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  et  $4.2 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ) : la concentration de contraintes à l'interface molybdène / graphite est faible. Par contre, la concentration de contraintes à l'interface molybdène / cuivre est mieux tolérée par le molybdène, plus résistant que le graphite (résistances respectives d'environ 450 MPa et 34 MPa en traction ; de 450 et 20 MPa en cisaillement).

Les liaisons entre les différentes couches du composant, tuiles de graphite, couches successives de molybdène et de cuivre doux, structure en acier, sont réalisées par brasage (cf. Figure 15).

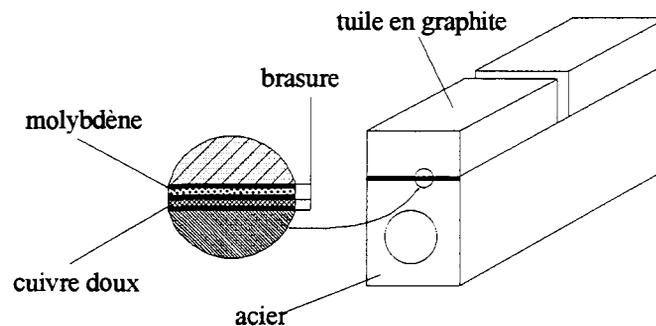


Figure 15 : composant de première génération (tuile de graphite / molybdène / cuivre doux / acier)

Le cycle thermique de brasage a été simulé par des calculs éléments finis afin de déterminer l'épaisseur optimale de la couche d'adaptation. Un exemple de ces calculs est présenté sur la Figure 16 et démontre l'intérêt de l'introduction d'une couche de molybdène d'épaisseur 0.5 mm [Lipa, 1991].

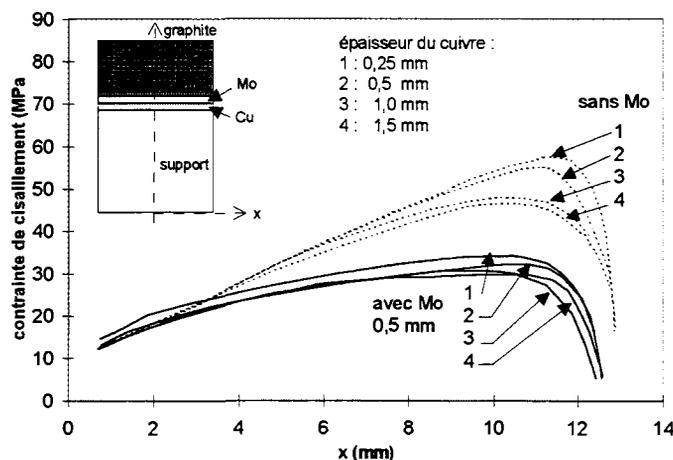


Figure 16 : Evolution des contraintes de cisaillement dans le graphite à 0.5 mm au-dessus de l'interface en fonction de l'épaisseur de la couche de cuivre et de la présence ou non de molybdène

Lors de la fabrication industrielle des composants représentant une surface totale de graphite de 12 m<sup>2</sup> (soit 8700 tuiles), seuls 2% de ces composants se sont rompus après le brasage.

Les composants face au plasma doivent non seulement résister au processus de fabrication, mais aussi être capables de supporter le cyclage sous flux thermique une fois installés dans le Tore. 7% des tuiles ont été constatées en défaut dès les premiers cycles de fonctionnement dans Tore Supra et ont été retirées [Schlosser, 1995]. La Figure 17 répertorie les différents types de défauts. Les plus fréquents sont les défauts où la rupture s'est amorcée au coin de la tuile de graphite (tuile cassée avec couche d'adaptation visible et tuile bossue).

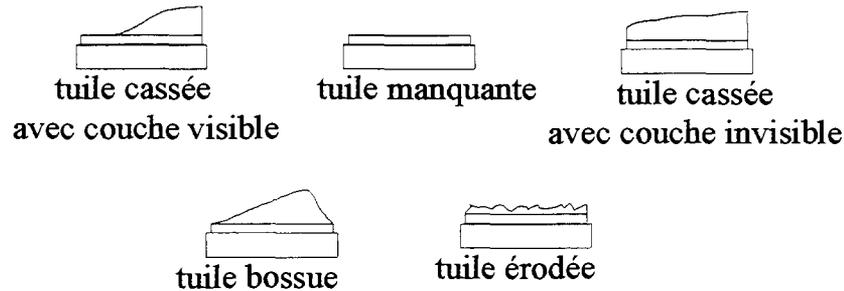


Figure 17 : les différents endommagements constatés sur les composants dès les premiers cycles dans Tore Supra

La décision a été prise de remplacer une partie de ces composants (l'équivalent d'une surface de 1.5 m<sup>2</sup>) par des composants d'une nouvelle génération.

### 3.2 Composants de deuxième génération

Le graphite est remplacé par un composite à fibres de carbone, en raison de sa meilleure résistance à la fissuration et de sa meilleure conductivité thermique. En effet, le graphite a un comportement fragile : la naissance d'une fissure conduit immédiatement à la rupture du matériau. Dans un composite, ces fissures naissantes sont arrêtées par les fibres. De plus, la conductivité thermique des composites Carbone / Carbone est en général meilleure que celle du graphite [Mitteau, 1994]. Le choix s'est porté sur un matériau fabriqué par SEP, division de SNECMA [Schlosser, 1995].

En raison de la meilleure résistance du composite, le composant final ne comporte plus de couche en molybdène. L'épaisseur de la couche d'adaptation en cuivre doux a été portée à 2 mm (cf. Figure 18).

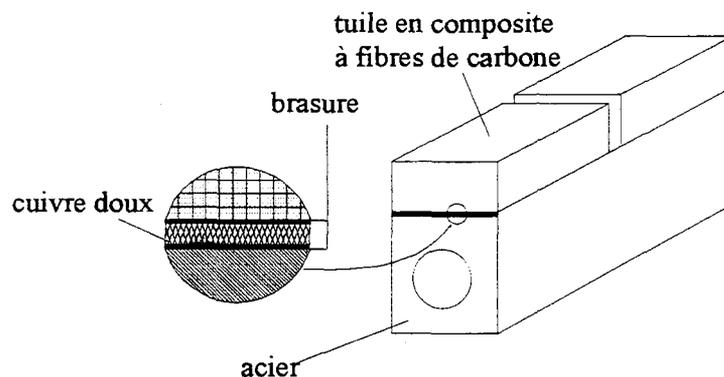


Figure 18 : Composant de deuxième génération (composite / cuivre doux / acier)

La brasabilité de ce composite sur le cuivre doux a d'abord été vérifiée [Schlosser, 1991]. Il a été démontré que la résistance de la liaison au cisaillement dépendait fortement de la profondeur d'infiltration de la brasure au sein du composite [Tore Supra Team, 1995]. Des traitements de surface du composite ont été progressivement définis, afin d'augmenter la résistance de la liaison en cisaillement, tels que le rainurage du composite, ou le perçage de cônes [Lipa, 1995; Reheis, 1992].

Depuis l'installation de cette nouvelle génération de composants dans Tore Supra, aucun endommagement macroscopique n'a été constaté : ces composants ont parfaitement rempli leur rôle.

### **3.3 Composants de troisième génération**

Dans le but de fabriquer un composant à haut flux recouvrant le plancher de Tore Supra, un nouvel ensemble a été conçu. Il s'agit d'une structure en cuivre refroidie à l'eau, recouverte de tuiles en composite [Doceul, 1994]. Le choix du matériau de structure a été dicté par les propriétés mécaniques des matériaux. Les meilleurs résultats ont été obtenus avec des alliages de cuivre à durcissement structural, tels le Cuivre Chrome Zirconium ou le glidcop (durcissement structural par dispersoïdes). Ces matériaux ont des conductivités proches de celles du cuivre pur, mais sont beaucoup plus résistants notamment à haute température [Chappuis, 1997]. Pour des raisons de meilleure soudabilité, le Cuivre Chrome Zirconium a été préféré au glidcop.

Malheureusement, le brasage de tuiles sur ce matériau nécessite un cycle thermique spécial (mise en solution solide à plus de 950°C et trempage à l'eau). En effet, les propriétés thermiques du Cuivre Chrome Zirconium chutent si le matériau est exposé à une température supérieure à 500°C (ce point sera abordé dans le chapitre 2). Le cycle de brasage n'est en général pas compatible avec le cycle thermique spécial exigé, ce qui conduit à une perte des caractéristiques du matériau.

Une méthode complètement différente a donc été mise en place par la société Plansee [Huber, 1995], consistant à fabriquer l'assemblage en deux étapes différentes. Dans un premier temps, les tuiles de composite sont assemblées à la couche d'adaptation en cuivre doux. Cette liaison n'est plus réalisée par brasage, mais par un nouveau procédé de liaison breveté<sup>1</sup> (Active Metal Casting, ou AMC). Ce procédé nécessite un traitement laser des tuiles de composite afin d'accroître la surface de contact entre le composite et le cuivre. Dans un deuxième temps, l'ensemble (tuiles + couche d'adaptation) est soudé par faisceau d'électrons à la structure en Cuivre Chrome Zirconium [Schlosser, 1998]. C'est ce type de composant que l'on va étudier dans la suite.

## **4. A retenir du chapitre 1 (problèmes liés à l'assemblage de matériaux ayant des caractéristiques différentes)**

Les composants face au plasma sont formés d'un matériau de première paroi, chargé de collecter la puissance apportée par le plasma, et d'un matériau de structure refroidi à l'eau. La fonctionnalité de la liaison entre ces deux matériaux est d'assurer une bonne évacuation de la chaleur. C'est pourquoi la nature de cette liaison doit être physico-chimique, et nécessite un procédé d'élaboration à haute température analogue à un brasage.

Lors du refroidissement après assemblage, des contraintes dues au différentiel des coefficients de dilatation des matériaux se développent. Des modèles analytiques existent pour décrire ces contraintes : ils montrent qu'elles sont élevées et tridirectionnelles. La région proche de l'interface des matériaux et du bord libre est le siège d'une concentration de contraintes qui peut être à l'origine de la rupture de l'assemblage.

Des solutions technologiques ont été développées afin de réduire le niveau des contraintes résiduelles dans le composite, telle l'insertion d'une couche intermédiaire. Ces solutions permettent également de réduire le niveau des contraintes engendrées par le flux thermique lors du fonctionnement des composants dans la machine. Sur Tore Supra, une couche d'adaptation en cuivre doux est insérée entre le matériau de première paroi (un composite Carbone / Carbone tridirectionnel) et le matériau de structure (le Cuivre Chrome Zirconium). Ces différents matériaux, ainsi que le type de liaison employée entre le composite et le cuivre, vont être détaillés dans le chapitre 2.

---

<sup>1</sup> European Patent 0 663 670 A1 Verfahren zur Herstellung einer Kühleinrichtung

## Chapitre 2 : Description de l'assemblage composite / cuivre

Le chapitre précédent a montré que les contraintes résiduelles régnant dans les assemblages composite à fibres de carbone / métal avaient pour origine le différentiel de coefficients de dilatation entre les matériaux. Pour réduire le niveau des contraintes, une couche d'adaptation en cuivre doux est insérée entre le matériau de première paroi, un composite Carbone / Carbone tridirectionnel, et le matériau de structure, le Cuivre Chrome Zirconium. Nous allons étudier plus en détail ce type d'assemblage en présentant les matériaux qui le composent, ainsi que la liaison entre le composite et le cuivre. Les lois de comportement de chaque matériau sont précisées.

### 1. Le matériau composite Carbone / Carbone

Les composites Carbone / Carbone se déclinent en plusieurs architectures différentes, unidirectionnelles ou multidirectionnelles. Ils diffèrent également de par leur mode de fabrication. Lors de l'élaboration, deux types de densification sont possibles, la voie liquide et la voie gazeuse, et sont à l'origine de propriétés mécaniques différentes. Le matériau étudié ici est élaboré par voie gazeuse : sa matrice est un pyrocarbone obtenue par craquage d'hydrocarbures légers à haute température (technique appelée CVI : Chemical Vapor Infiltration) [Choury, 1995].

#### 1.1 Mode de fabrication du composite et microstructure.

Le matériau utilisé au cours de cette étude est un composite Carbone / Carbone tridirectionnel (SEPCARB®), fabriqué par SEP, division de SNECMA. Ces matériaux composites constitués de fibres de carbone et d'une matrice carbone (matériaux dits "CFC") ont été développés à l'origine pour les tuyères d'engins propulsifs compte tenu de l'amélioration de leur résistance mécanique aux hautes températures, de leur bonne résistance aux chocs thermiques, et de leur faible coefficient de dilatation. Les matériaux Carbone / Carbone présentent également de remarquables caractéristiques de frottement : ils font l'objet de développements de plus en plus importants dans le domaine du freinage [Broquère, 1979].

Le renfort carbone du matériau étudié est obtenu à partir d'une texture multidirectionnelle (Novoltex®). La préforme est constituée de fibres ex PAN (PolyAcryloNitriles). Dans un premier temps, des couches sont fabriquées par tissage des mèches de fibres (ou torons). Il existe plusieurs types de tissage (cf. Figure 1). Dans un deuxième temps, un lien est créé entre les couches tissées empilées, en transférant des fibres d'une couche à l'autre. Cette technique est nommée aiguilletage et conduit à la fabrication de préformes tridimensionnelles (cf. Figure 2). La direction d'aiguilletage du matériau final possède des propriétés thermiques et mécaniques plus faibles que les deux directions du plan tissé.

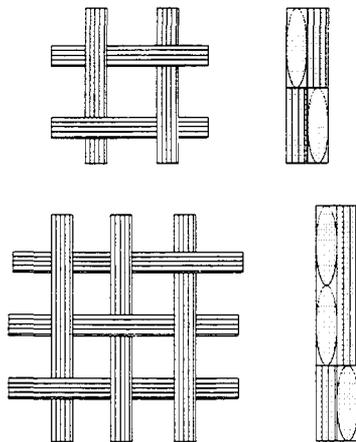


Figure 1 : exemple de deux types de tissages : taffeta (satin de deux) et satin de trois

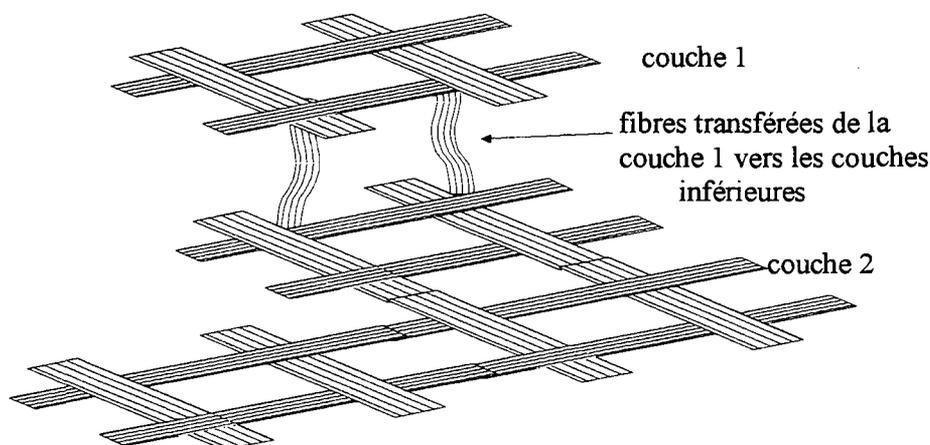


Figure 2 : transfert de fibres d'une couche à l'autre

Il existe des textures Novoltex® planes, et axisymétriques. Le composite étudié ici est fabriqué à partir d'une texture plane.

La préforme est ensuite densifiée par voie gazeuse. La matrice en pyrocarbone est obtenue par pyrolyse d'un précurseur gazeux en phase vapeur. La préforme subit plusieurs cycles d'infiltration dans des conditions de pression et de température spécifiques.

Un traitement à haute température est ensuite réalisé : il correspond à la graphitisation du pyrocarbone. Le pyrographite obtenu est anisotrope. Les propriétés thermiques du matériau sont modifiées par ce traitement. La Figure 3 montre l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la température du traitement thermique subi par le matériau, pour différentes températures d'utilisation [Montaudon, 1991]. Plus la température du traitement thermique augmente, plus la conductivité thermique est élevée.

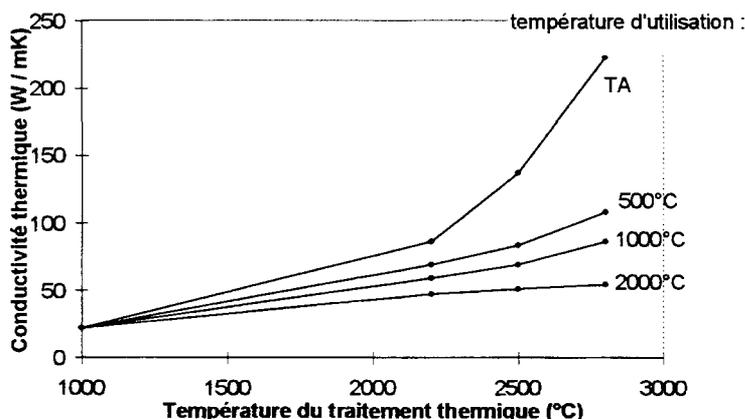


Figure 3 : conductivité thermique du composite en fonction de la température du traitement thermique (d'après [Montaudon, 1991])

Le matériau obtenu a une fraction volumique de fibres d'environ 25%, et un taux de porosité de 10 à 15%.

Du fait de la différence entre les coefficients de dilatation thermique de la fibre et de la matrice, des contraintes résiduelles apparaissent au sein du matériau lors du refroidissement après traitement thermique. Le Tableau 1 donne les coefficients de dilatation longitudinaux  $\alpha_l$  et transversaux  $\alpha_t$  pour la fibre et la matrice.

	$\alpha_l (10^{-6} C^{-1})$	$\alpha_t (10^{-6} C^{-1})$
Fibre C (T300)	$-0.6 \pm 0.5$	$12 \pm 5$
Matrice PyC	$-0.5 \pm 0.5$	$15.5 \pm 7.5$

Tableau 1 : coefficients de dilatation thermique longitudinaux et transversaux de la fibre C et de la matrice PyC, à température ambiante (données SEP)

Il est possible, pour un matériau donné, d'estimer le niveau de contraintes résiduelles. Bobet et al. calculent analytiquement les contraintes résiduelles d'un microcomposite SiC / SiC (composite formé d'une gaine de matrice et d'une fibre), et comparent les résultats de leur calcul avec des mesures par diffraction de rayons X [Bobet, 1993]. La contrainte normale d'origine thermique apparaissant dans la matrice suivant la direction des fibres, peut être évaluée à l'aide d'une relation impliquant la différence entre le coefficient de dilatation de la fibre et celui de la matrice [Quenisset, 1988]. Les contraintes résiduelles s'en déduisent alors. Dans le cas de notre matériau, il est difficile d'estimer rigoureusement ces contraintes car les coefficients de dilatation de la fibre et de la matrice sont proches, et sont donnés avec une incertitude élevée.

Les contraintes résiduelles apparaissant lors du refroidissement après fabrication du matériau à haute température entraînent la microfissuration de la matrice. Cette microfissuration a été étudiée par [Evans, 1984] et [Chatterjee, 1982]. Elle est visible sur le matériau à l'état brut (cf. Photo 1, prise au Microscope Electronique à Balayage).

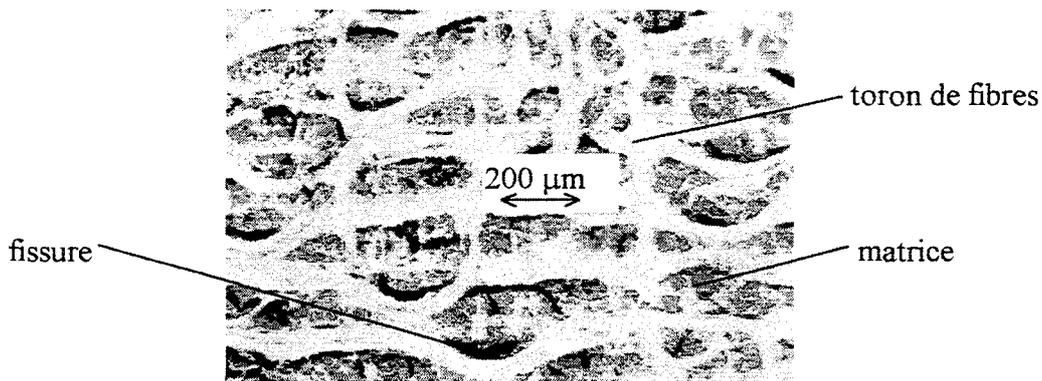


Photo 1 : fissuration dans le matériau étudié

La microfissuration de la matrice pose le problème de la tenue interfaciale fibre / matrice. Zaldivar a montré, sur un composite Carbone / Carbone unidirectionnel, que la tenue fibre / matrice variait en fonction de la température du traitement thermique de graphitisation (cf. Figure 4) [Zaldivar, 1993]. Pour des températures inférieures à 1200°C, la liaison fibre / matrice est très forte. La rupture de la matrice entraîne celle des fibres, et donc celle du composite tout entier. Pour des températures supérieures à 2200°C, la liaison fibre / matrice est très faible : la rupture de la matrice n'a pas pour conséquence celle des fibres. Dans ce cas, le composite se rompt lors de la rupture des fibres.

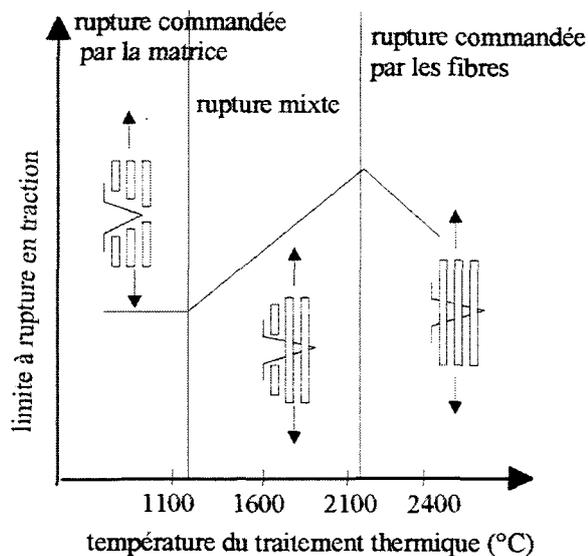


Figure 4 : les différents modes de rupture en fonction de la température du traitement thermique [Zaldivar, 1993]

Dans notre cas, compte tenu de la valeur de la température de graphitisation, la tenue interfaciale fibre / matrice est faible. Cela limite la propagation des fissures présentes dans la matrice. Des décohésions fibre / matrice et mèche / matrice peuvent s'établir. Cela explique le comportement non-linéaire de ces matériaux, ainsi que leurs faibles propriétés en cisaillement [Min, 1982].

Ces phénomènes se retrouvent sur le mode de rupture de ces matériaux en traction. L'analyse des surfaces de rupture montre de nombreuses mèches déchaussées en raison de la faible tenue interfaciale mèche / matrice [Jortner, 1986]. R'Mili réalise des essais sur le même type de composites Carbone / Carbone 2D suivis par émission acoustique [R'Mili, 1987]. Il met en évidence deux étapes dans le comportement du matériau en fonction de la charge. Kim attribue le premier stade à un déchaussement des mèches et une rupture de la matrice, et le second à la rupture des mèches [Kim, 1985]. Ce phénomène de déchaussement a été étudié par de nombreux auteurs sur des minicomposites (formés de matrice et d'une mèche de fibres) [Gu, 1995] ou de microcomposites (matrice et une fibre) [Piquenot, 1992].

La modélisation de ces phénomènes microscopiques est difficile à mettre en œuvre sur un composite multidirectionnel. Il existe deux approches plus globales qui permettent de prendre en compte les non-linéarités du comportement du composite :

- la première est macroscopique : le matériau est schématisé par un milieu continu homogène équivalent anisotrope.
- la deuxième fait appel à des techniques d'homogénéisation pour déterminer le comportement global à partir des propriétés et de la géométrie des constituants (mèches, matrice, interfaces : échelle mésoscopique) [Lataillade, 1979]. Cette échelle d'étude est intéressante car elle permet de prendre en compte les phénomènes microstructuraux du matériau à une échelle plus globale (cf. Figure 5). Elle est de plus en plus utilisée pour pallier certaines imprécisions des modèles macroscopiques [Tso, 1982 ; Rémond, 1984 ; Aubard, 1992]. Cette théorie a été appliquée notamment par El Mouden sur un composite Carbone / Carbone 3D afin de calculer ses contraintes internes [El Mouden, 1990].

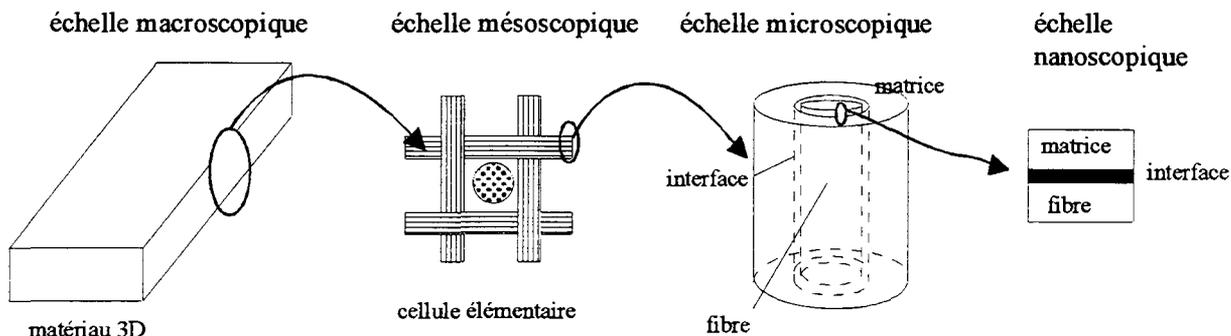


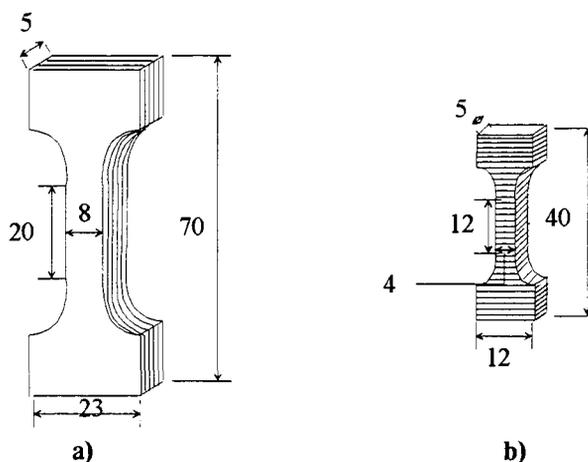
Figure 5 : les différentes échelles d'étude (d'après [Lécuyer, 1993])

Dans la présente étude, la modélisation sera macroscopique. Des observations à l'échelle du toron seront cependant réalisées ultérieurement. Dans un premier temps, nous allons présenter les caractéristiques mécaniques du composite.

## 1.2 Caractéristiques mécaniques du composite étudié

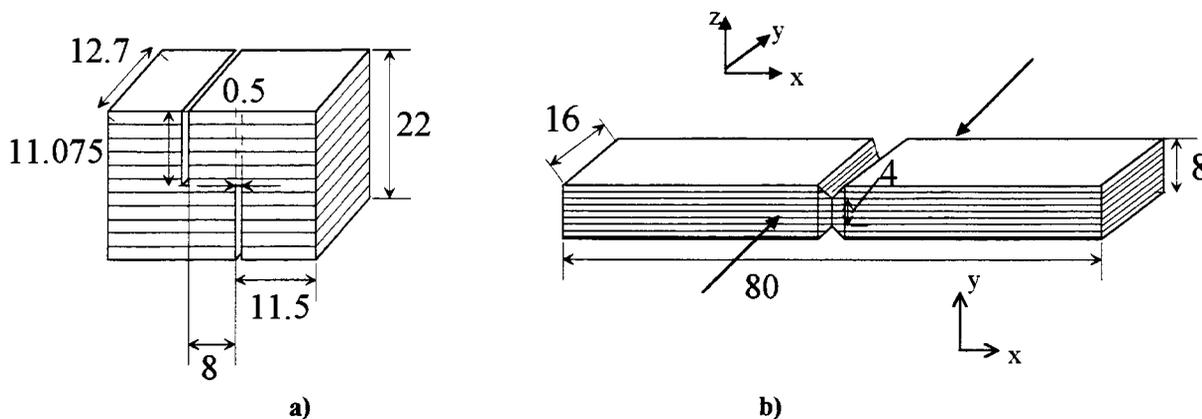
Le composite qui fait l'objet de cette étude est orthotrope. Les deux directions principales des plans tissés sont équivalentes. La direction d'aiguilletage possède des propriétés mécaniques et thermiques plus faibles. Pour la suite de cette étude, on notera X et Y les deux directions principales du plan tissé, et Z la direction d'aiguilletage.

Les données qui vont être présentées proviennent d'essais réalisés par SEP, division de SNECMA. Il s'agit d'essais de traction uniaxiaux et d'essais de cisaillement, réalisés à température ambiante et en température (sous vide). La géométrie des éprouvettes de traction est donnée sur la Figure 6. Les dimensions de l'éprouvette de traction en Z sont dictées par l'épaisseur des pièces lors de la fabrication du matériau.

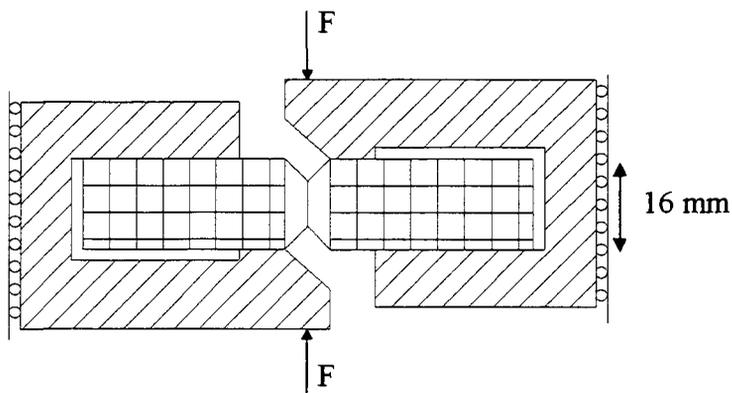


**Figure 6 : éprouvettes de traction pour caractérisation du matériau étudié (dimensions en mm)**  
**a) traction en X ou en Y (directions du plan tissé)**  
**b) traction en Z (direction d'aiguilletage)**

Les éprouvettes de cisaillement translaminaire et interlaminare ne sont pas identiques. Elles sont données par la Figure 7. Le comportement du matériau lors d'un cisaillement translaminaire est appréhendé par l'essai Iosipescu (principe de l'essai donné en Figure 8).

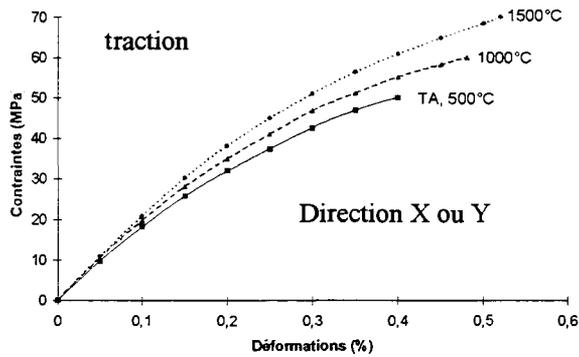


**Figure 7 : éprouvettes de cisaillement pour la caractérisation du matériau étudié (en mm)**  
**a) cisaillement interlaminare ( $\sigma_{yz} = \sigma_{zy}$ )**  
**b) cisaillement translaminaire ( $\sigma_{xy} = \sigma_{yx}$ )**

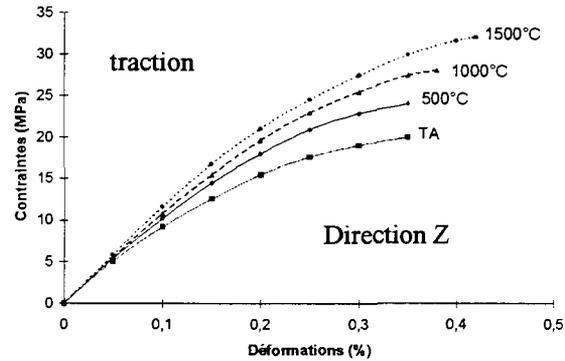


**Figure 8 : Principe de l'essai de cisaillement Iosipescu (cisaillement translaminaire XY)**

Les courbes de comportement obtenues sont visibles sur les Figure 9, Figure 10 et Figure 11. Les résultats présentés sont une moyenne d'essais réalisés sur plusieurs lots de fabrication de composite. Il en résulte une incertitude de  $\pm 10\%$  sur chacune des courbes communiquées.

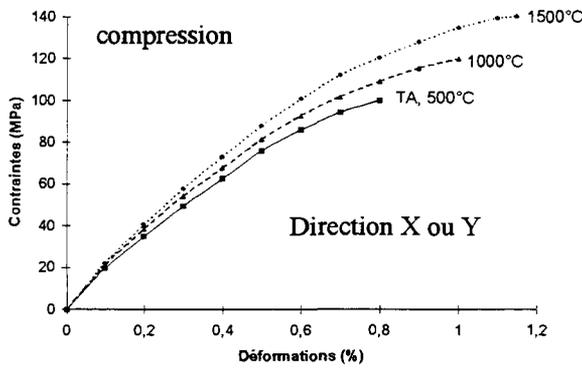


a) traction dans le plan tissé

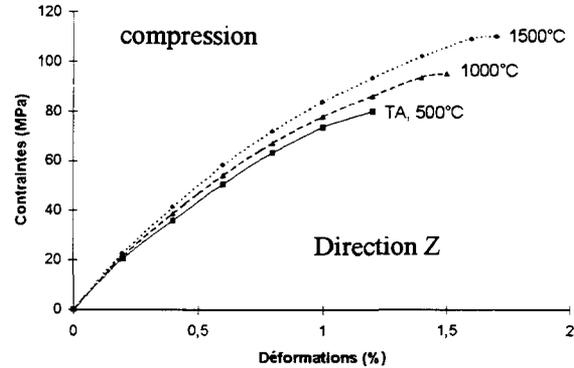


b) traction dans la direction d'aiguilletage

Figure 9 : comportement en traction uniaxiale du matériau étudié

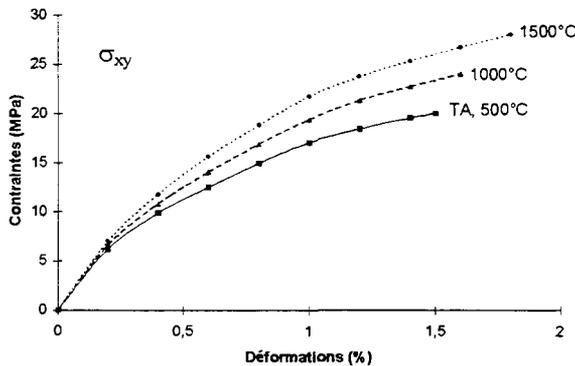


a) compression dans le plan tissé

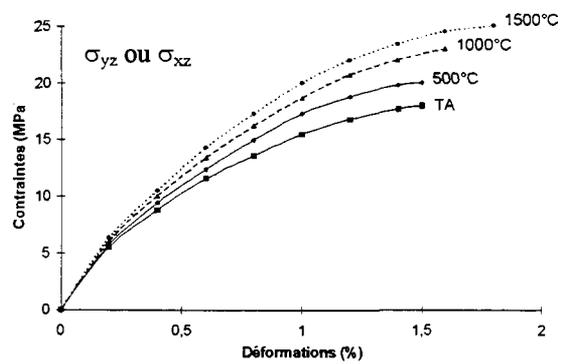


b) compression dans la direction d'aiguilletage

Figure 10 : comportement en compression du matériau étudié



a) cisaillement translaminaire (XY)



b) cisaillement interlaminaire (YZ et XZ)

Figure 11 : comportement en cisaillement du matériau étudié

D'une manière générale, le comportement est non-linéaire, tout spécialement dans la direction d'aiguilletage (direction Z). Des essais complémentaires ont montré que le comportement du matériau est endommageable avec déformations anélastiques dans toutes les directions.

On remarque également les points suivants :

- (i) La limite en traction dans la direction d'aiguilletage est inférieure à celle des autres directions (20 MPa à température ambiante).
- (ii) Le matériau a un comportement différent en traction et en compression. En traction, les fissures initiées dans le composite par le traitement thermique ont tendance à se propager. En compression, les fissures se referment : le composite est plus résistant [Ladevèze, 1983].
- (iii) La résistance du matériau est également assez faible en cisaillement (18 MPa à température ambiante pour un cisaillement interlaminaire, 20 MPa pour un cisaillement translaminaire).

L'évolution de la dilatation thermique du matériau étudié est donnée sur la Figure 12. Cette dilatation est plus importante dans la direction d'aiguilletage, notée Z sur la figure. En effet, la direction d'aiguilletage contient un taux de fibres inférieur aux directions du plan tissé (notées X et Y sur la figure). Les coefficients de dilatation associés sont de l'ordre de  $1.10^{-6} / ^\circ\text{C}$  pour les directions du plan tissé, et de  $2.10^{-6} / ^\circ\text{C}$  dans la direction d'aiguilletage.

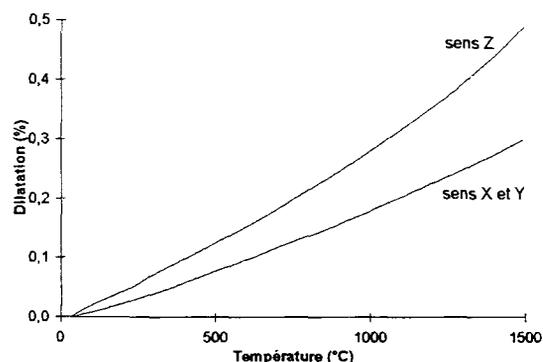


Figure 12 : dilatation thermique du matériau étudié

Dans le but de comprendre les mécanismes d'endommagement de l'assemblage sous sollicitation thermomécanique, une modélisation de son comportement est nécessaire (modélisation tridimensionnelle et en température). Cette étude des propriétés macroscopiques du composite était nécessaire afin de mettre au point la modélisation.

### 1.3 Modélisation macroscopique du composite

Le code de calculs CASTEM2000, développé au CEA, sera utilisé [Verpeaux, 1988]. Ce code était à l'origine destiné aux matériaux isotropes : la seule loi disponible pour les matériaux orthotropes était une loi de comportement linéaire. CASTEM2000, destiné aux chercheurs, est d'une grande modularité : il est possible d'y implanter de nouvelles lois de comportement.

#### 1.3.1 Loi de comportement linéaire

Cette loi a été utilisée pour le matériau étudié. Il s'agit d'une loi de comportement élastique linéaire, où il est possible de faire varier les données du matériau en fonction de la température. Les données utilisées sont fournies dans le Tableau 2.

		20 °C	500 °C	1000 °C	1500 °C
<b>MODULES (GPa)</b>	traction X et Y	22	22	22	22
	compression X et Y	22	22	22	22
	traction Z	12	12	12	12
	compression Z	12	12	12	12
	cisaillement XY	5	5	5	5
	cisaillements XZ et YZ	4	4	4	4
<b>COEFFICIENTS DE POISSON</b>	en XY	0.1	0.1	0.1	0.1
	en XZ	0.2	0.2	0.2	0.2
	en YZ	0.2	0.2	0.2	0.2
<b>COEFFICIENTS DE DILATATION (<math>10^{-6} / ^\circ\text{C}</math>)</b>	en X et Y	1.03	1.6	1.8	2.0
	en Z	2.12	2.6	2.8	3.3

Tableau 2 : caractéristiques du matériau composite étudié utilisées pour le modèle linéaire

La Figure 13 montre combien cette approximation linéaire est éloignée du comportement réel du matériau. Elle représente la simulation d'un essai de traction uniaxiale dans la direction d'aiguilletage. Le modèle linéaire surestime fortement les contraintes. Ce phénomène est moins important mais existe dans les autres directions (traction dans le plan tissé, cisaillements).

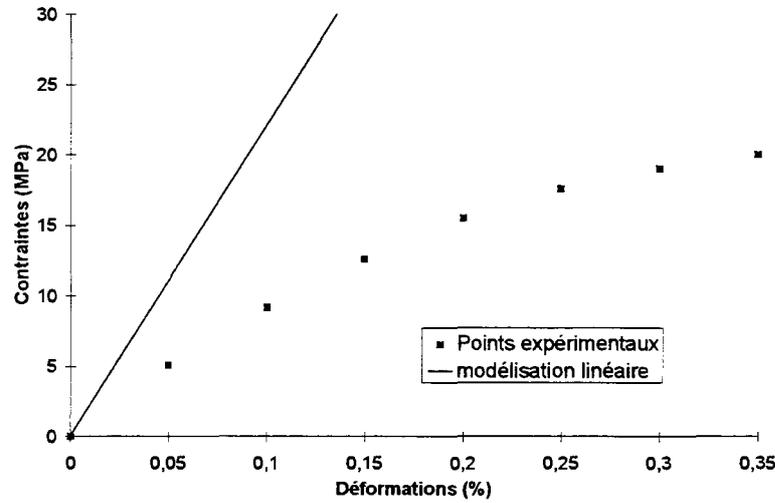


Figure 13 : simulation d'un essai de traction dans la direction d'aiguilletage avec le modèle linéaire

Pour remédier à cet état de fait, on a choisi de développer deux modèles macroscopiques, et de les implanter dans CASTEM2000. Le premier modèle est un modèle non-linéaire élastique de type « suivi de courbes ». Le second modèle est fondé sur la théorie de l'endommagement.

### 1.3.2 Loi de comportement non-linéaire élastique (modèle de suivi)

#### 1.3.2.1 Description du modèle de suivi

Lapp et al ont développé, au sein de SEP division de SNECMA, un modèle non-linéaire élastique pour composites, implanté dans le code de calculs MARC, afin d'effectuer des calculs thermomécaniques par éléments finis de pièces de tuyères [Lapp, 1992]. Le modèle est fondé sur un procédé itératif utilisé pour ajuster la rigidité en fonction de la déformation calculée. La Figure 14 illustre l'algorithme utilisé :

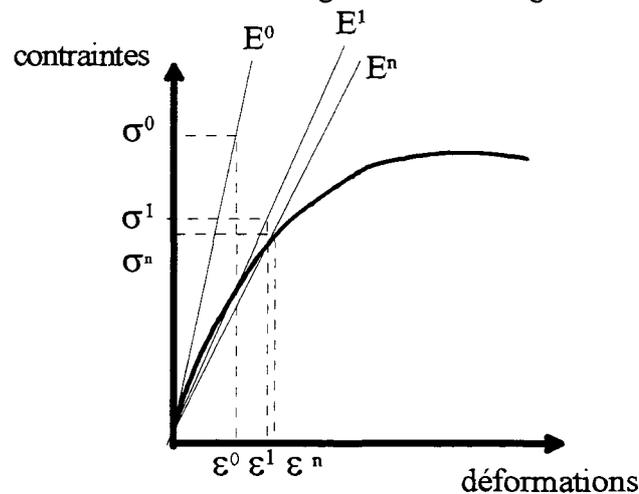


Figure 14 : algorithme non-linéaire

- à la première itération, la rigidité est égale à  $E^0$ . Le calcul avec  $E^0$  donne  $\sigma^0$  et  $\varepsilon^0$ . On définit alors à l'aide de  $\varepsilon^0$  un module sécant  $E^1$ .
- l'itération suivante est réalisée avec la rigidité  $E^1$ .
- à la  $n^{i\text{ème}}$  itération,  $\sigma^n$ ,  $\varepsilon^n$  sont sur la courbe.

L'algorithme procède ainsi dans toutes les directions (traction et cisaillement).

Un modèle similaire a été développé et introduit dans le code par éléments finis CASTEM2000. L'utilisateur doit donner en entrée toutes les courbes uniaxiales du matériau (traction / compression et cisaillement) en fonction de la température. Ces données ainsi que des précisions sur l'implantation du modèle dans CASTEM2000 sont fournies en annexe 2, §1.

### 1.3.2.2 Validation de l'implantation du modèle de suivi

L'implantation du modèle dans CASTEM2000 a été validée en confrontant une simulation d'essais de traction (suivant une direction de plan tissé et suivant la direction d'aiguilletage) aux courbes expérimentales communiquées par SEP, division de SNECMA.

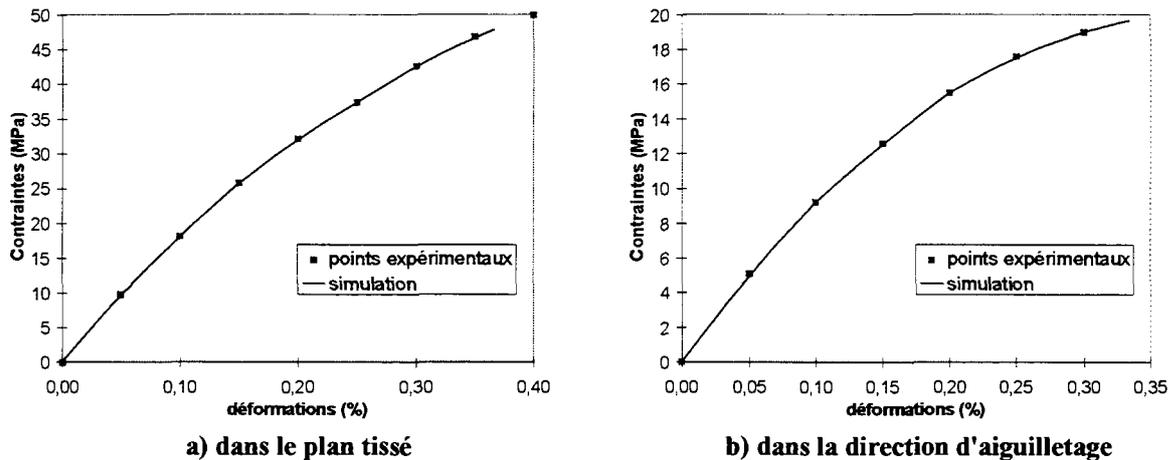


Figure 15 : confrontation essais / simulation (modèle de suivi de courbes, 20°C) sur un essai de traction

La Figure 15 montre que l'accord est correct entre la simulation et les courbes expérimentales (cela a été vérifié pour toutes les températures). Le modèle de suivi de courbes est correctement implanté dans CASTEM2000.

Ce type de loi de comportement possède toutefois des inconvénients :

- les couplages entre les directions ne sont pas modélisés;
- la décharge se produit sur la même courbe que la charge.

Un autre modèle plus réaliste a donc été conçu, fondé sur la théorie de l'endommagement.

### 1.3.3 Loi de comportement élastique endommageable (modèle de Siron)

#### 1.3.3.1 Description du modèle

Nous allons à présent aborder le deuxième modèle implanté dans CASTEM2000. Il s'agit d'une loi de comportement non-linéaire endommageable basée sur le modèle d'endommagement de Siron [Siron, 1996].

La notion de variable d'endommagement a été introduite initialement par Kachanov [Kachanov, 1958]. Cette variable  $d$  permet de relier la contrainte effective  $\tilde{\sigma}$  devant être appliquée au matériau non endommagé, à la contrainte  $\sigma$  appliquée au matériau endommagé. Dans le cas d'un endommagement isotrope on aura :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - d}, \quad [2- 1]$$

Dans le cas d'un endommagement anisotrope, comme souvent pour les composites, une seule variable d'endommagement ne suffit plus: il faut introduire un tenseur d'endommagement  $D$  et un opérateur  $M(D)$  pour lier le tenseur de contraintes effectives  $\tilde{\sigma}$  au tenseur des contraintes à l'aide de la relation suivante :

$$\tilde{\sigma} = M(D) \sigma \quad [2- 2]$$

L'expression du tenseur d'endommagement dépend du matériau étudié. Nous allons présenter quelques modèles possibles.

Pluvinage s'est appuyé sur différentes études pour proposer un modèle en contraintes planes pouvant s'appliquer à un stratifié SiC / SiC [Pluvinage, 1991]. Il utilise un tenseur d'endommagement d'ordre 4 avec :

$$E_1 = E_1^0 (1 - d_1)^2 \quad [2-3] \quad \nu_{12} = \nu_{12}^0 \frac{1 - d_1}{1 - d_2} \quad [2-4]$$

$$E_2 = E_2^0 (1 - d_2)^2 \quad [2-5] \quad \nu_{21} = \nu_{21}^0 \frac{1 - d_2}{1 - d_1} \quad [2-6]$$

$$G_{12} = G_{12}^0 (1 - d_{12})^2 \quad [2-7]$$

1, 2, 3 représentent respectivement les directions x, y et z.

$E_i^0$  représente le module d'Young du matériau vierge,  $E_i$  celui du matériau endommagé. Le même formalisme est employé pour les coefficients de Poisson  $\nu_{ij}$ . L'évolution des paramètres d'endommagement  $d_1$ ,  $d_2$ ,  $d_{12}$  en fonction des contraintes est déterminée par des essais : traction, compression, cisaillement Iosipescu, torsion, flexion trois points et quatre points.

Lemaitre et Chaboche [Lemaitre, 1988] ont proposé un tenseur d'endommagement d'ordre 4 défini par:

$$M(D) = (1-D)^{-1} \quad [2-8]$$

Ce modèle a été repris par Grimaud dans son étude d'un matériau 3D Carbone / Carbone [Grimaud, 1992] en introduisant un endommagement transverse  $d$  :

$$E_1 = E_1^0 (1 - d_1) \quad [2-9] \quad \frac{\nu_{21}}{E_2} = \frac{\nu_{21}^0}{E_2^0} \frac{1}{1 - d} \quad [2-10]$$

$$E_2 = E_2^0 (1 - d_2) \quad [2-11] \quad \frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \frac{1}{1 - d} \quad [2-12]$$

$$G_{12} = G_{12}^0 (1 - d_{12}) \quad [2-13]$$

Mais expérimentalement, la mesure de l'endommagement transverse  $d$  n'est pas évidente. Grimaud fait alors l'hypothèse d'un tenseur d'ordre 4 diagonal ( $d = 0$ ) pour qualifier l'endommagement. Les répercussions de ce choix sur le tenseur d'élasticité du matériau sont :

$$\frac{\nu_{21}}{E_2} = \frac{\nu_{21}^0}{E_2^0} \quad \text{et} \quad \frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \quad [2-14]$$

Ladevèze propose également une modélisation de matériaux 3D Carbone/Carbone [Ladevèze, 1986]. L'auteur se place à une mésoéchelle afin d'identifier les mécanismes d'endommagement du composite. Des observations expérimentales, corrélées par des calculs d'homogénéisation, montrent que les endommagements sont cantonnés à la matrice et aux interfaces du matériau. On peut à partir de là faire l'hypothèse que seuls les modules de cisaillement évoluent, les autres caractéristiques restant constantes. Ces hypothèses diffèrent complètement de celles de Grimaud qui travaillait également sur un composite Carbone / Carbone 3D. Une seule variable d'endommagement  $d$  est introduite.

$$\begin{aligned} G_{12} &= (1-d) G_{12}^0 \\ G_{23} &= (1-d) G_{23}^0 \\ G_{13} &= (1-d) G_{13}^0 \end{aligned} \quad [2-15]$$

Siron étudie également un composite Carbone / Carbone fabriqué par aiguilletage d'une préforme axisymétrique Novoltex® [Siron, 1996]. Il pose la même hypothèse que Grimaud lors de l'étude d'un matériau analogue : le rapport coefficient de Poisson / module d'Young reste constant. En contraintes planes, le modèle proposé par Siron n'a que trois variables, agissant uniquement sur les modules. Ces variables

d'endommagement sont  $d_1$  agissant sur  $E_1^0$ ,  $d_2$  sur  $E_2^0$ ,  $d_{12}$  sur  $G_{12}^0$ . Siron exprime des couplages d'endommagement, et construit également un couplage endommagement / plasticité.

Ce modèle ayant donné de bons résultats, il a été repris pour décrire le comportement du matériau étudié, et adapté pour fonctionner en 3D [Moncel, 1997].

Les données dont nous disposions étaient les courbes d'essais uniaxiaux (traction, compression et cisaillement). D'éventuels couplages d'endommagement ou d'endommagement / plasticité n'ont donc pas été pris en compte. La généralisation du modèle de Siron aux 3D demande l'introduction de 6 variables d'endommagement, définis de la manière suivante (les paramètres d'endommagement diagonaux étant ici notés  $d_i$  et non pas  $d_{ii}$ ):

$$\begin{aligned} d_1 &= 1 - \frac{E_1}{E_1^0} & d_2 &= 1 - \frac{E_2}{E_2^0} & d_3 &= 1 - \frac{E_3}{E_3^0} \\ d_{23} &= 1 - \frac{G_{23}}{G_{23}^0} & d_{13} &= 1 - \frac{G_{13}}{G_{13}^0} & d_{12} &= 1 - \frac{G_{12}}{G_{12}^0} \end{aligned} \quad [2- 16]$$

avec :

$$\frac{\nu_{21}}{E_2} = \frac{\nu_{21}^0}{E_2^0} \text{ et } \frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \quad [2- 17]$$

A partir de la détermination des paramètres d'endommagement  $d_i$  en fonction de la charge, on peut intégrer leur influence sur le comportement du matériau dans un programme éléments finis classique : c'est la matrice de rigidité qui va traduire leur influence.

### 1.3.3.2 Obtention de l'expression des paramètres d'endommagement

Les paramètres d'endommagement, définis ci-dessus, s'obtiennent à l'aide des courbes de traction / compression et cisaillement décrivant le comportement du matériau. Les modules d'Young initiaux  $E_i^0$  sont pris égaux aux pentes initiales des courbes contraintes / déformations; les modules  $E_i$  correspondent aux modules sécants (pour une déformation donnée).

Pour ce type de matériau, les paramètres d'endommagement s'expriment par des fonctions linéaires des déformations. Ils sont également des fonctions linéaires des contraintes, comme le montre Poss lors de l'étude de l'endommagement d'un matériau Carbone / Carbone 3D [Poss, 1982] (cela est démontré en annexe 2, §1).

Les Figure 16, Figure 17 donnent l'expression des paramètres d'endommagement en fonction de la déformation dans la direction correspondante, pour des essais de traction. La distinction entre traction et compression a été effectuée.

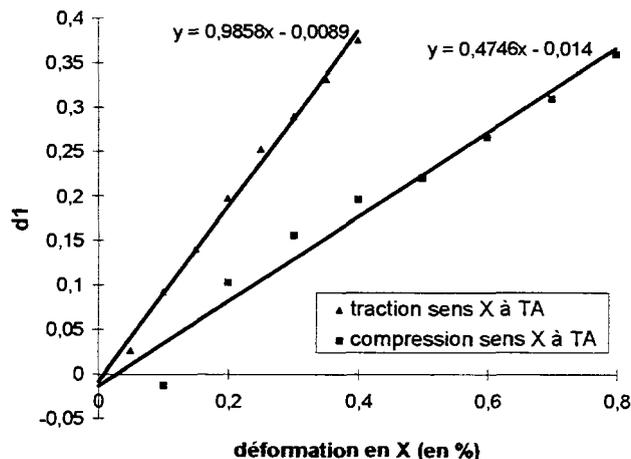


Figure 16 : Paramètre d'endommagement dans une des directions du plan tissé, en fonction de la déformation dans la même direction

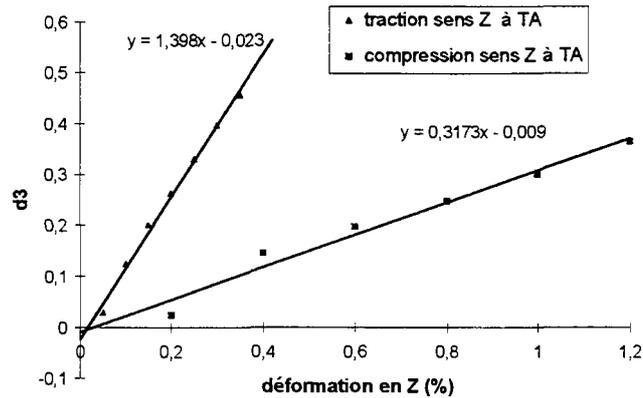


Figure 17 : Paramètre d'endommagement dans la direction d'aiguilletage en fonction de la déformation dans la même direction

Les essais de cisaillement sont plus délicats à exploiter. En effet, les courbes résultant de ces essais ne reflètent pas vraiment le comportement en cisaillement pur du matériau. Lors de l'essai Iosipescu notamment, on sait que seuls les premiers points expérimentaux sont fiables. Les paramètres d'endommagement de cisaillement ont donc été calculés seulement sur les trois premiers points. La Figure 18 montre l'évolution du paramètre de cisaillement XY en fonction de la déformation de cisaillement, à température ambiante et à 1000°C.

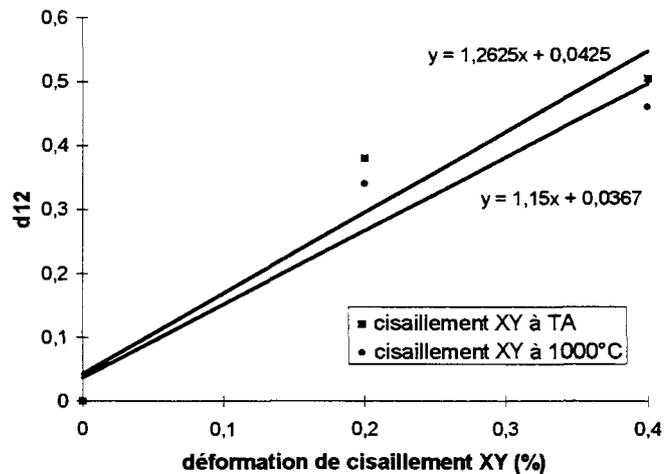


Figure 18 : Paramètre d'endommagement de cisaillement dans le plan tissé en fonction de la déformation de cisaillement

L'évaluation de ces fonctions a été réalisée également en température d'après les courbes de traction / compression et cisaillement dont nous disposons (cf. Figure 9, Figure 10, Figure 11). L'expression de ces fonctions ainsi que des précisions sur l'implantation du modèle dans CASTEM2000 sont données en annexe 2, §1.

L'avantage du modèle de Siron par rapport au précédent est sa meilleure modélisation en charge / décharge. Dans le modèle précédent, aucune modification du matériau n'était prise en compte en cas de chargements successifs (Figure 19). Dans le cas du modèle de Siron, l'endommagement est pris en compte (Figure 20).

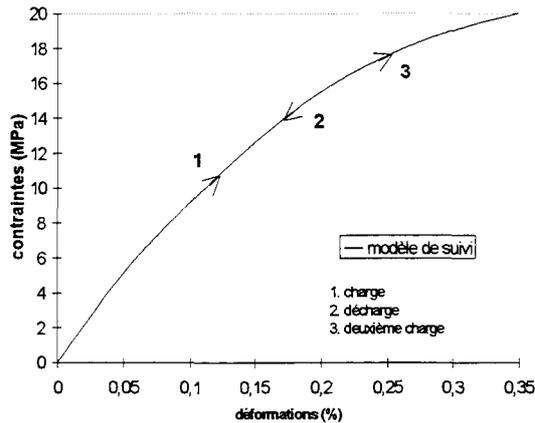


Figure 19 : charge - décharge pour le modèle de suivi (direction d'aiguilletage)

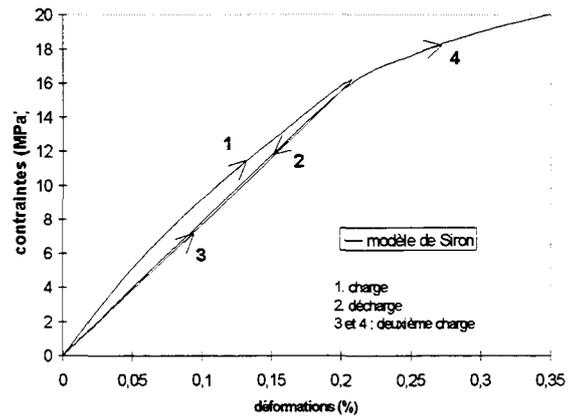


Figure 20 : charge - décharge dans le cas du modèle de Siron (direction d'aiguilletage)

### 1.3.3.3 Validation de l'implantation du modèle de Siron dans CASTEM2000

La simulation d'un essai de traction a été confrontée aux résultats expérimentaux (caractérisation SEP).

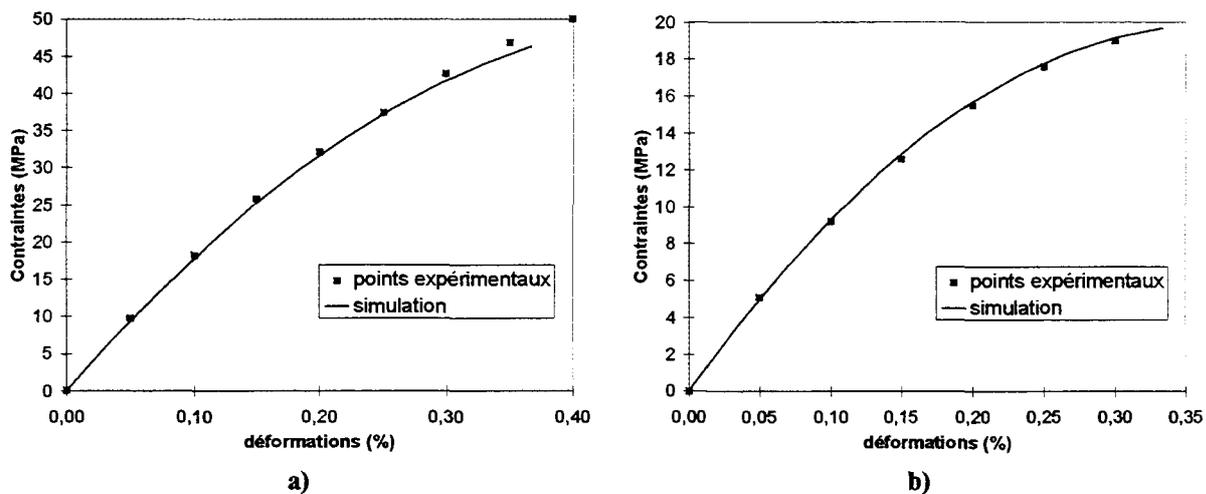


Figure 21 : confrontation essais / simulation (modèle de Siron, 20°C)  
 a) dans une des directions du plan tissé,  
 b) dans la direction d'aiguilletage

La Figure 21 montre que la simulation est en accord avec les résultats expérimentaux : l'implantation du modèle de Siron dans CASTEM2000 s'est déroulée de manière correcte. Les résultats sont les mêmes que ceux obtenus avec le modèle de suivi.

Pour que ce modèle soit vraiment représentatif du comportement du matériau, il faudrait prendre en compte les déformations anélastiques et les couplages d'endommagement, mais nous ne disposons pas des données nécessaires.

Deux modèles non-linéaires de comportement ont donc été mis au point pour l'étude du composite, à partir des courbes de comportement fournies par SEP, division de SNECMA. Afin de comparer la simulation aux résultats expérimentaux, l'utilisation d'un critère de rupture spécifique au composite est nécessaire. Les différents critères de rupture disponibles pour les composites ont été passés en revue afin de sélectionner celui qui convient le mieux au matériau étudié.

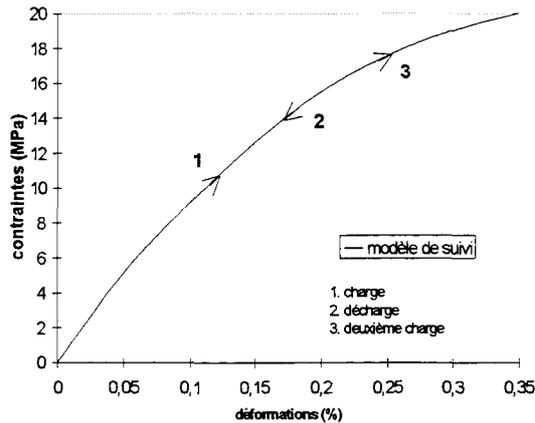


Figure 19 : charge - décharge pour le modèle de suivi (direction d'aiguilletage)

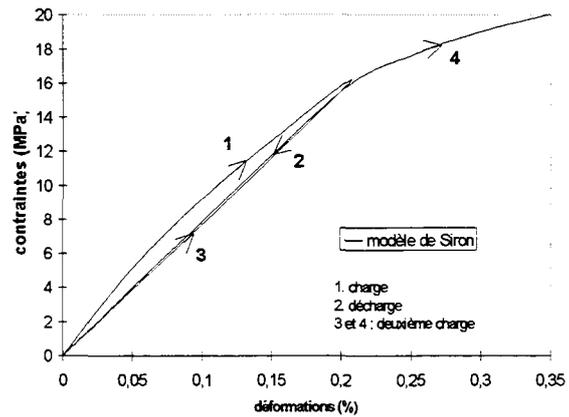


Figure 20 : charge - décharge dans le cas du modèle de Siron (direction d'aiguilletage)

### 1.3.3.3 Validation de l'implantation du modèle de Siron dans CASTEM2000

La simulation d'un essai de traction a été confrontée aux résultats expérimentaux (caractérisation SEP).

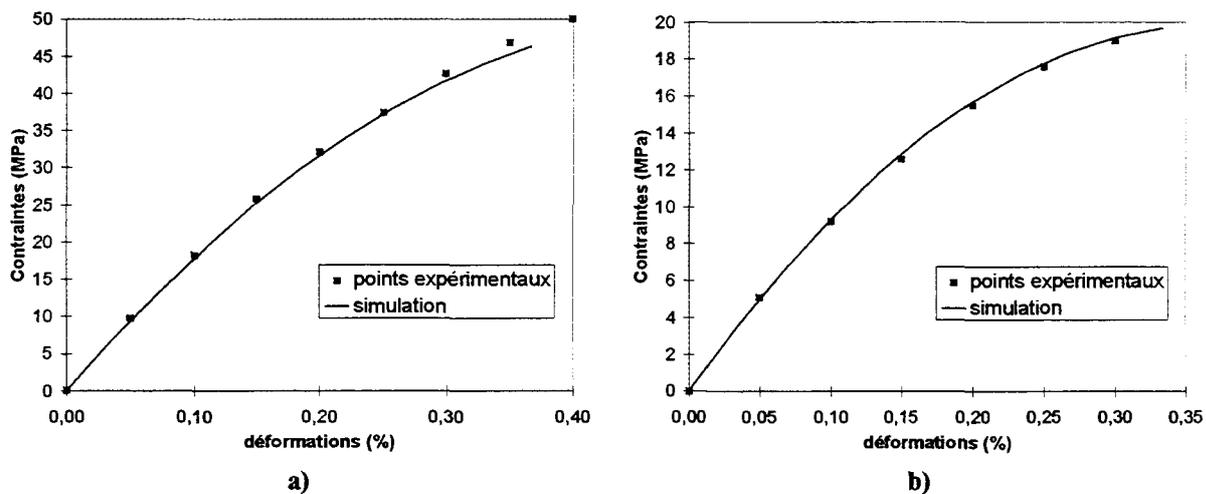


Figure 21 : confrontation essais / simulation (modèle de Siron, 20°C)  
 a) dans une des directions du plan tissé,  
 b) dans la direction d'aiguilletage

La Figure 21 montre que la simulation est en accord avec les résultats expérimentaux : l'implantation du modèle de Siron dans CASTEM2000 s'est déroulée de manière correcte. Les résultats sont les mêmes que ceux obtenus avec le modèle de suivi.

Pour que ce modèle soit vraiment représentatif du comportement du matériau, il faudrait prendre en compte les déformations anélastiques et les couplages d'endommagement, mais nous ne disposons pas des données nécessaires.

Deux modèles non-linéaires de comportement ont donc été mis au point pour l'étude du composite, à partir des courbes de comportement fournies par SEP, division de SNECMA. Afin de comparer la simulation aux résultats expérimentaux, l'utilisation d'un critère de rupture spécifique au composite est nécessaire. Les différents critères de rupture disponibles pour les composites ont été passés en revue afin de sélectionner celui qui convient le mieux au matériau étudié.

## 1.4 Critères de rupture

De la même manière que pour la modélisation, deux voies permettent de traiter partiellement le problème de la rupture des composites.

La première se situe dans une approche macroscopique de la rupture : on recherche un critère permettant de situer la résistance ultime du matériau pour un état de contraintes donné. Le critère est une expression mathématique qui relie les contraintes régnant dans le matériau aux contraintes ultimes pouvant être supportées par ce dernier. Lorsque le critère est violé, il y a ruine locale du matériau.

La deuxième voie consiste à prendre en compte les caractéristiques de résistance des différents composants du matériau. Des modèles simplifiés permettent alors d'estimer les caractéristiques de résistance du composite.

Nous n'aborderons que les critères macroscopiques, pouvant s'appliquer directement à l'état de contrainte déterminé par les modèles macroscopiques précédents.

### 1.4.1 Critère de la contrainte (ou déformation) maximale

La théorie de la contrainte maximale consiste à étendre les connaissances acquises dans le domaine des matériaux isotropes. Elle s'applique essentiellement aux matériaux composites unidirectionnels, les fibres étant la source principale de résistance. On compare la contrainte de traction appliquée aux contraintes à rupture dans la direction des fibres, dans la direction perpendiculaire aux fibres et de cisaillement. Suivant l'angle que fait l'axe de la contrainte avec la direction des fibres, tel ou tel mode de rupture est mis en évidence. Ce critère ne permet pas d'étudier tous les états de contrainte.

### 1.4.2 Critères en énergie

Les critères en énergie supposent que la rupture du matériau a lieu quand son énergie de déformation atteint une valeur limite [Gay, 1991]. Cela conduit à une fonction quadratique des contraintes :

$$\phi(\sigma) = f_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl} \leq 1 \quad [2- 18]$$

Le tenseur  $f$  est nommé tenseur de fragilité. Ses 21 composantes indépendantes  $f_{ijkl}$  sont fonction des propriétés de résistance et d'anisotropie du matériau. La matrice de fragilité correspondante  $F$  est symétrique.

Le cas particulier des matériaux isotropes conduit à l'expression du critère de Von Mises :

$$k ((\sigma_{XX} - \sigma_{YY})^2 + (\sigma_{ZZ} - \sigma_{XX})^2 + (\sigma_{YY} - \sigma_{ZZ})^2 + 6 (\sigma_{XY}^2 + \sigma_{YZ}^2 + \sigma_{XZ}^2)) \leq 1 \quad [2- 19]$$

Dans le cas d'un matériau orthotrope, l'équation [2- 18] se réduit à :

$$\begin{aligned} \phi(\sigma) = & F_{11}\sigma_{xx}^2 + F_{22}\sigma_{yy}^2 + F_{33}\sigma_{zz}^2 + F_{44}\sigma_{yz}^2 + F_{55}\sigma_{xz}^2 + F_{66}\sigma_{xy}^2 \\ & + 2F_{12}\sigma_{xx}\sigma_{yy} + 2F_{13}\sigma_{xx}\sigma_{zz} + 2F_{23}\sigma_{yy}\sigma_{zz} \leq 1. \end{aligned} \quad [2- 20]$$

Certains auteurs font l'hypothèse qu'une pression de confinement (ou pression hydrostatique) n'influe pas sur la résistance du matériau à la rupture. Dans ce cas, l'égalité suivante est respectée :

$$F_{1i} + F_{2i} + F_{3i} = 0 \text{ avec } i = 1, 2, 3. \quad [2- 21]$$

C'est le cas du critère de Hill [Hill, 1956] :

$$\begin{aligned} \phi_{Hill}(\sigma) = & F'_{11} (\sigma_{YY} - \sigma_{ZZ})^2 + F'_{22} (\sigma_{ZZ} - \sigma_{XX})^2 \\ & + F'_{33} (\sigma_{XX} - \sigma_{YY})^2 + F_{44}\sigma_{YZ}^2 + F_{55}\sigma_{XZ}^2 + F_{66}\sigma_{XY}^2 \leq 1 \end{aligned} \quad [2- 22]$$

Dans tous les cas, les coefficients du critère sont déterminés à partir d'essais mécaniques, et sont donc exprimés en fonction des limites à rupture uniaxiales du matériau. Les coefficients de couplage  $F_{12}$ ,  $F_{13}$  et  $F_{23}$  peuvent être mis en évidence à l'aide d'essais biaxiaux ou hors axes [Chevalier, 1988].

Pour pallier la difficulté de ces essais, certains auteurs préconisent de déterminer les fragilités de couplage par le calcul, moyennant certaines hypothèses sur la surface de rupture.

Le défaut principal des critères en énergie est de ne pas prendre en compte la différence de comportement entre traction et compression.

### 1.4.3 Critères tensoriels

Etudiant le comportement plastique dissymétrique des métaux en traction et en compression, Fukuoka, Ota et Shindo [Ota, 1959] extrapolent le critère énergétique de Hill en ajoutant des termes linéaires. Le comportement dissymétrique des matériaux composites a conduit plusieurs auteurs à reprendre et à adapter cette idée en envisageant plusieurs critères.

Tsai et Wu ont systématisé le critère énergétique de Hill en exprimant un critère général de résistance au moyen de deux tenseurs de fragilité [Tsai S.W., 1971] :

- un tenseur  $f = (f_{ijkl})$  de rang 4 (termes quadratiques),
- un tenseur  $h = (h_{ij})$  de rang 2 (termes linéaires).

L'expression générale de ce critère est la suivante :

$$\phi(\sigma) = f_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl} + h_{ij} \sigma_{ij} \leq 1 \quad [2- 23]$$

Pour un matériau orthotrope, le tenseur  $h$  se limite à trois termes diagonaux :  $h_{11}$ ,  $h_{22}$ ,  $h_{33}$ .

Une simplification est possible en faisant l'hypothèse de la non - influence de la contrainte hydrostatique sur le comportement du matériau.

Le critère peut alors s'exprimer de la manière suivante :

$$\begin{aligned} & F_{11}\sigma_{xx}^2 + F_{22}\sigma_{yy}^2 + F_{33}\sigma_{zz}^2 + C_{12}\sigma_{xy}^2 + C_{13}\sigma_{xz}^2 + C_{23}\sigma_{yz}^2 \\ & + H_{11}\sigma_{xx} + H_{22}\sigma_{yy} + H_{33}\sigma_{zz} \\ & + F_{12}\sigma_{xx}\sigma_{yy} + F_{13}\sigma_{xx}\sigma_{zz} + F_{23}\sigma_{yy}\sigma_{zz} \leq 1 \end{aligned} \quad [2- 24]$$

Il apparaît toujours des termes de couplage, dont les coefficients sont difficiles à évaluer.

Ce critère, qui prend en compte la différence de comportement du matériau en traction et en compression, a été choisi pour être appliqué sur le matériau étudié.

Les essais uniaxiaux de caractérisation du matériau (cf. Figure 9, Figure 10, Figure 11) vont nous permettre d'identifier les coefficients du critère.

Si le matériau est sollicité en traction dans la direction X, l'expression du critère de Tsai-Wu se réduit à :

$$F_{11}\sigma_{xx}^2 + H_{11}\sigma_{xx} = 1 \quad [2- 25]$$

L'essai de traction uniaxiale en X nous fournit la contrainte à rupture du matériau  $R_x$ . La relation précédente devient donc :

$$F_{11}R_x^2 + H_{11}R_x = 1 \quad [2- 26]$$

Il en est de même dans le cas d'essai de traction en Y et en Z. On obtient les relations suivantes :

$$F_{22}R_y^2 + H_{22}R_y = 1 \quad [2- 27]$$

$$F_{33}R_z^2 + H_{33}R_z = 1 \quad [2- 28]$$

avec  $R_y$  et  $R_z$  contraintes à rupture obtenues lors des essais de traction en Y et en Z.

On procède de même dans le cas des compressions. Si  $R'_x$ ,  $R'_y$ , et  $R'_z$  sont les contraintes à rupture lors d'essais de compression dans les directions X, Y et Z respectivement (prises positives par convention), alors on obtient les équations suivantes :

$$F_{11}R'_x{}^2 - H_{11}R'_x = 1 \quad [2- 29]$$

$$F_{22}R'_y{}^2 - H_{22}R'_y = 1 \quad [2- 30]$$

$$F_{33}R_z^2 - H_{33}R'_z = 1 \quad [2- 31]$$

On déduit de ces 6 équations les 6 coefficients correspondants:

$$F_{11} = \frac{1}{R_x R_x'} ; \quad F_{22} = \frac{1}{R_y R_y'} ; \quad F_{33} = \frac{1}{R_z R_z'} \quad [2- 32]$$

$$H_{11} = \left( \frac{1}{R_x} - \frac{1}{R_x'} \right) ; \quad H_{22} = \left( \frac{1}{R_y} - \frac{1}{R_y'} \right) ; \quad H_{33} = \left( \frac{1}{R_z} - \frac{1}{R_z'} \right) \quad [2- 33]$$

Les coefficients de cisaillement sont déterminés de la même manière, avec les contraintes à rupture obtenues lors des essais de cisaillement ( $S_{xy}$ ,  $S_{xz}$  et  $S_{yz}$  pour les cisaillements en XY, en XZ et en YZ).

$$C_{12} = \frac{1}{S_{xy}^2} ; \quad C_{13} = \frac{1}{S_{xz}^2} ; \quad C_{23} = \frac{1}{S_{yz}^2} \quad [2- 34]$$

Seuls les coefficients de couplage  $F_{12}$ ,  $F_{13}$  et  $F_{23}$  ne peuvent pas être déterminés par des essais simples. Ces coefficients de couplage doivent satisfaire aux conditions de stabilité, ce qui se traduit par exemple pour  $F_{12}$  [Wu, 1972] :

$$-\sqrt{F_{11}F_{22}} \leq F_{12} \leq \sqrt{F_{11}F_{22}} \quad [2- 35]$$

La solution  $F_{12} = 0$  est correcte pour les matériaux fortement anisotropes (grande différence entre les axes 1 et 2). Tsai propose [Cahn, 1993] :

$$F_{ij} = -\frac{1}{2}\sqrt{F_{ii}F_{jj}} \quad [2- 36]$$

Dans notre cas, il est difficile de déterminer ces coefficients de couplage. Une tentative d'identification de leur expression sera décrite dans le chapitre 3, lors d'essais de traction sur des éprouvettes multi-matériaux.

Le critère de Tsai-Wu a pour expression :

$$\begin{aligned} & \frac{1}{R_x R_x'} \sigma_{xx}^2 + \frac{1}{R_y R_y'} \sigma_{yy}^2 + \frac{1}{R_z R_z'} \sigma_{zz}^2 + \frac{1}{S_{yz}} \sigma_{yz}^2 + \frac{1}{S_{xz}} \sigma_{xz}^2 + \frac{1}{S_{xy}} \sigma_{xy}^2 \\ & + \left( \frac{1}{R_x} - \frac{1}{R_x'} \right) \sigma_{xx} + \left( \frac{1}{R_y} - \frac{1}{R_y'} \right) \sigma_{yy} + \left( \frac{1}{R_z} - \frac{1}{R_z'} \right) \sigma_{zz} \\ & + F_{12} \sigma_{xx} \sigma_{yy} + F_{13} \sigma_{xx} \sigma_{zz} + F_{23} \sigma_{yy} \sigma_{zz} \leq 1 \end{aligned} \quad [2- 37]$$

Avec :  $R_x$  limite à rupture en traction dans la direction X ;  
 $R_y$  " " " " " Y ;  
 $R_z$  " " " " " Z ;  
 $R_x'$  limite à rupture en compression dans la direction X ;  
 $R_y'$  " " " " " Y ;  
 $R_z'$  " " " " " Z ;  
 $S_{xy}$  limite à rupture en cisaillement dans le plan XY ;  
 $S_{xz}$  " " " " " XZ ;  
 $S_{yz}$  " " " " " YZ.

Les limites à rupture du matériau étudié dans le cas où la direction d'aiguilletage est la direction Z, sont données dans le Tableau 3 en fonction de la température (d'après les courbes de caractérisation en Figure 9, Figure 10, Figure 11).

	20°C	500°C	1000°C	1500°C
<b>Traction en X et Y (MPa)</b>	50	50	60	70
<b>Compression en X et Y (MPa)</b>	100	100	120	140
<b>Traction en Z (MPa)</b>	20	24	28	32
<b>Compression en Z (MPa)</b>	80	80	95	110
<b>Cisaillement XY (MPa)</b>	20	20	24	28
<b>Cisaillement XZ et YZ (MPa)</b>	18	20	23	25

**Tableau 3 : limites à rupture du matériau étudié (direction d'aiguilletage en Z) en fonction de la température d'essai**

Le critère de Tsai-Wu a été choisi pour être appliqué sur le matériau étudié. En effet, il est le seul à prendre en compte certaines propriétés spécifiques du matériau (telles les différences de comportement entre traction et compression). Les coefficients du critère ont été partiellement identifiés. Des essais hors axes ou mixtes auraient été nécessaires pour déterminer les termes de couplage.

Le composite a été analysé au niveau de son procédé de fabrication, de sa microstructure et de ses propriétés mécaniques. Les autres matériaux composant l'assemblage vont également être étudiés.

## 2. Etude du cuivre doux

Dans l'assemblage, le cuivre doux est inséré entre le composite et la structure en alliage de cuivre. L'épaisseur de la couche de cuivre doux est de 2 millimètres. Elle joue un rôle de couche d'adaptation : elle compense, par sa plastification, les dilatations différentielles du composite et du cuivre de structure.

Le nom commercial du cuivre utilisé est le cuivre OFHC (Oxygen Free High Conductivity).

Aucun essai mécanique n'a été réalisé sur ce matériau et les données le concernant ont été extraites de la littérature.

Les propriétés du cuivre varient énormément suivant le traitement qu'il reçoit en cours de fabrication. Ce traitement peut être de plusieurs types : étirage à froid, étirage à froid suivi d'un traitement thermique de relaxation des contraintes, traitement de recuit. Nous allons voir à la fin de ce chapitre que le procédé de liaison composite / cuivre nécessite de porter le cuivre au-dessus de sa température de fusion. Les propriétés mécaniques et thermiques du cuivre doux utilisé dans le composant sont donc proches de celles d'un cuivre brut de solidification.

Les propriétés du cuivre utilisé sont issues de diverses sources. Deux documents recensent les propriétés des matériaux intervenant dans le domaine de la fusion contrôlée [Zolti, 1990 ; Coston, 1990]. Le *Metal Handbook* fournit des données précises, se rapportant à chaque état du matériau [Metal Handbook, 1986].

Shibui a caractérisé un cuivre doux ayant subi un recuit à 750°C pendant 30 minutes [Shibui, 1991]. Une autre étude a été menée par Kitamura sur un cuivre doux ayant subi un recuit à 850°C pendant 30 minutes [Kitamura, 1991]. Bien que ces matériaux n'aient pas subi le même traitement thermique que le cuivre que l'on étudie, leur comportement peut cependant nous fournir des informations qualitatives. Enfin, Lovato a réalisé une caractérisation en dilatométrie [Lovato, 1995].

### 2.1 Coefficient de dilatation

Le coefficient de dilatation a une importance capitale dans la modélisation : c'est le différentiel des coefficients de dilatation thermique entre le composite et le cuivre qui conditionne le niveau de contraintes au sein de l'assemblage. Sur la Figure 22 sont présentées les évolutions du coefficient de dilatation d'après diverses études.

Les données fournies par Zolti, Coston et le *Metal Handbook* coïncident. L'étude de Kitamura donne les mêmes résultats que celle de Shibui. L'accord est bon entre ces deux courbes : l'écart existant entre elles est minime par rapport à celui existant entre les coefficients de dilatation du cuivre et du composite.

A basse température, les coefficients de dilatation obtenus par Lovato sont très inférieurs. Ces différences s'estompent à partir de 300°C environ. Le système de mesure utilisé par Lovato est moins précis pour les faibles températures : ses données sont affectées d'une incertitude importante en-dessous de 300°C.

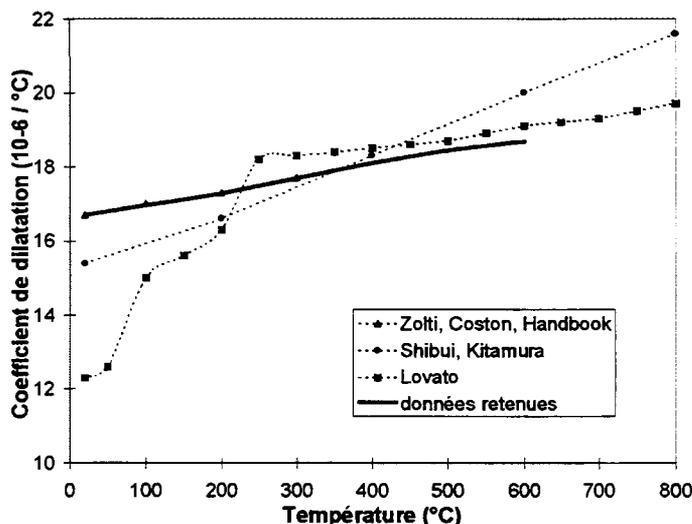


Figure 22 : coefficients de dilatation du cuivre d'après plusieurs auteurs

La modélisation par éléments finis a été réalisée avec les valeurs données par Zolti, extrapolées aux températures supérieures [Zolti, 1990]. Ces données sont également présentées sur la Figure 22.

## 2.2 Module d'Young et limite élastique

La détermination du module d'Young et de la limite élastique du cuivre se heurte également à une importante dispersion des données.

T (°C)	E (GPa) (Shibui, Kitamura)	E (GPa) (Coston)	E (GPa) (Handbook)	E (GPa) (Zolti)
20	82	132	115	92.3
100		128		95.3
200	74	121		88.6
300		114		
400	69	107		
500	66	100		
600	62	93		
800	59			

Tableau 4 : module d'Young

Dans le Tableau 4 sont regroupées les évolutions des modules d'Young en fonction de la température selon différents auteurs. Les valeurs données par Shibui et Kitamura d'une part, et Coston d'autre part, sont très différentes. Cependant il existe d'autres références qui citent des valeurs de module d'Young aux alentours de 120 GPa à température ambiante [Smid, 1993]. On a donc choisi pour la modélisation les valeurs de Coston [Coston, 1990].

Toutes les données existant sur l'évolution de la limite élastique en fonction de la température sont présentées sur la Figure 23.

A basse température, la dispersion des données est assez importante. Les valeurs communiquées par Kitamura sont particulièrement faibles (elles concernent un matériau ayant subi un traitement thermique à 850°C).

Les données figurant dans le Metal Handbook sont associées au traitement que le matériau a subi. Pour un cuivre doux brut de fabrication, la valeur de la limite élastique donnée à température ambiante est de 69 MPa. Cette valeur est plus correcte que celle de Kitamura dans le cas du matériau étudié ici. A haute température, la dispersion se réduit.

Pour la simulation numérique, on a choisi de suivre les données de Coston (dont l'ordre de grandeur à température ambiante a été confirmé par le Metal Handbook) jusqu'à une température de 200°C. A haute température on a conservé les données communiquées par le Centre Technique du Cuivre de Tréfimétaux [Tréfimétaux, 1981]. L'évolution de la limite élastique adoptée pour la modélisation est présentée sur la Figure 23.

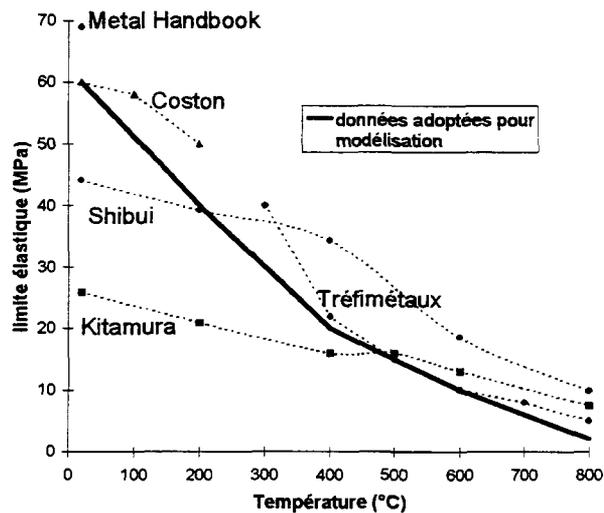


Figure 23 : évolution de la limite élastique en fonction de la température pour différents auteurs

### 2.3 Ecrouissage

Le comportement du cuivre doux est élastoplastique non-linéaire. Cela est visible sur les courbes de traction données par Kitamura [Kitamura, 1991].

Afin de simplifier la modélisation du cuivre, on peut faire l'hypothèse que le comportement du cuivre doux est élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire. La Figure 24 montre les données utilisées pour modéliser le cuivre pour des températures de 20°C, 200°C et 400°C. Le matériau étudié par Kitamura a subi un traitement de recuit à haute température. Sa limite élastique est inférieure à celle du matériau que nous étudions. Cela justifie l'écart entre les données utilisées pour la modélisation et celles de Kitamura.

Afin de valider l'approximation faite sur le comportement du cuivre dans le cas de la simulation thermomécanique d'un composant face au plasma, un calcul a été réalisé en modélisant le cuivre avec les propriétés du matériau étudié par Kitamura. Les résultats en terme de contraintes au sein du composite sont identiques à ceux obtenus avec le modèle élastoplastique défini sur la Figure 24 (cela sera développé au chapitre 5). On peut donc considérer que le modèle élastoplastique à écrouissage cinématique donne des résultats satisfaisants pour le type de calcul qui nous intéresse.

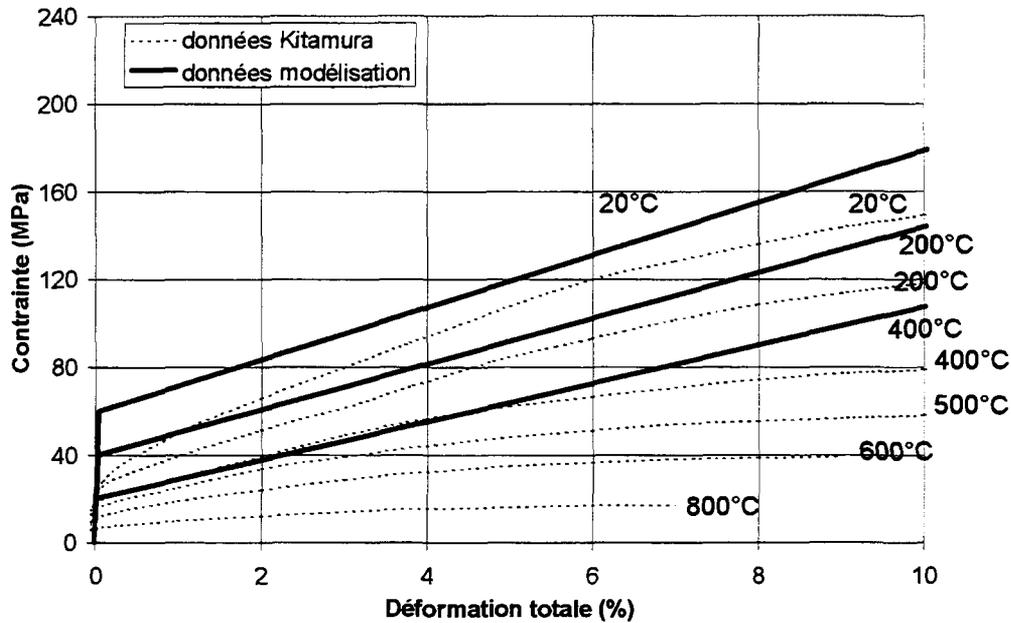


Figure 24 : courbes contrainte - déformation (d'après Kitamura)

Les propriétés utilisées pour le cuivre doux lors de la modélisation sont récapitulées dans le Tableau 5 (H étant le module plastique présenté sur la Figure 24). Une étude sur la durée de vie du cuivre doux en fatigue thermique est donnée en annexe 2, §2.

T (°C)	20	200	400	500	600	800
E (GPa)	132	120	103		90	
$\nu$	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
$\sigma_Y$ (MPa)	60	40	20	15	10	2
H (MPa)	1190.5	1041.7	875	729.2	500	312.5
$\alpha$ ( $10^{-6} / K$ )	16.7	17.3	18.1	18.45	18.7	19.1

Tableau 5 : propriétés du cuivre doux adoptées pour la modélisation

### 3. Le cuivre de structure (ou Cuivre Chrome Zirconium : CuCrZr)

Dans le composant face au plasma, c'est le cuivre de structure qui contient les canaux de circulation d'eau. Sa présence a une influence sur l'assemblage composite / cuivre doux : le cuivre de structure rigidifie l'assemblage. Sa composition chimique est donnée dans le Tableau 6.

Elément chimique	Cu	Cr	Zr	autres
Composition (% masse)	élément de base	0.3 - 1.2	0.03 - 0.3	$\leq 0.2$

Tableau 6 : composition chimique du CuCrZr

Nous exposerons d'abord ce qui fait la spécificité de ce matériau : le traitement thermique après livraison par le fabricant, et la perte des propriétés mécaniques pendant un cycle de brasage. Les propriétés mécaniques utilisées dans la modélisation seront ensuite présentées.

### 3.1 Traitement thermique après livraison

À la livraison par le fabricant, le matériau a subi le traitement suivant : traitement de mise en solution suivi d'une trempe, étirement à froid, traitement de revenu. Pour les besoins de la fabrication des composants face au plasma, le matériau n'est pas utilisé tel quel. Un traitement supplémentaire de mise en solution à 1000°C pendant une heure, suivi d'une trempe à l'eau et d'un recuit à 470°C pendant 4 heures est appliqué sur le matériau (cf. Figure 25).

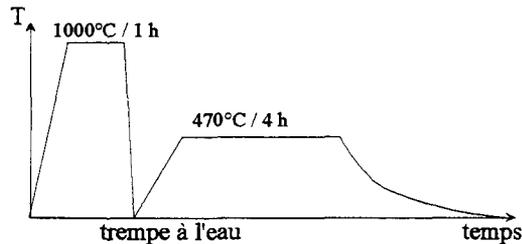


Figure 25 : traitement thermique appliqué au cuivre

Les conséquences de ce traitement supplémentaire sur la limite élastique et la contrainte à rupture ont été évaluées par l'intermédiaire d'essais de traction (éprouvettes à section rectangulaire de longueur 36 mm) [Huber, 1995].

Les résultats sont présentés sur la Figure 26. La limite élastique ainsi que la contrainte à rupture sont inférieures à celles du matériau livré.

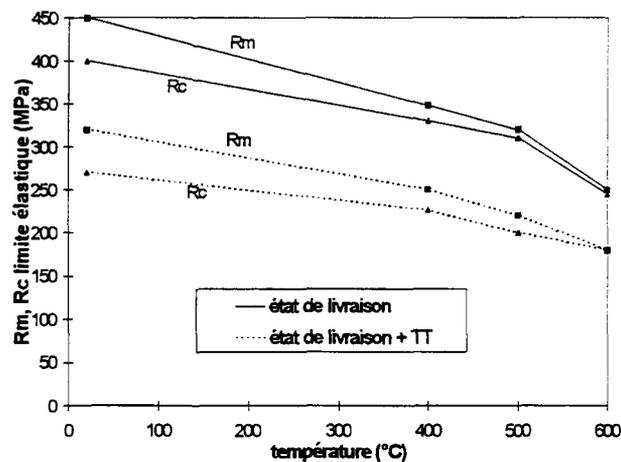


Figure 26 : essais de traction sur deux types de cuivre - chrome - zirconium

Les propriétés que l'on doit considérer dans la modélisation sont proches de celles présentées en traits pointillés sur la Figure 26.

Lors de l'assemblage avec la structure de première paroi, le cuivre subit encore d'autres traitements thermiques. Ces différents traitements peuvent entraîner une perte des propriétés thermiques du cuivre : nous allons voir que c'est le cas pour le cycle de brasage.

### 3.2 Perte des propriétés mécaniques pendant un cycle de brasage.

Le cycle thermique de brasage consiste à exposer les matériaux à la température de brasage pendant une certaine durée, puis à maintenir l'assemblage à 470°C pendant deux heures. Un moyen de minimiser l'influence du brasage sur la perte de propriétés du cuivre est d'élever la température d'assemblage au-dessus de 950°C (mise en solution solide) et de refroidir très vite l'assemblage par une trempe à l'eau [Chappuis, 1988]. Moins longtemps le matériau est exposé à la température de brasage et plus vite il est refroidi, moins le risque de perte de propriétés est grand. Cependant, 950°C est une température élevée pour un brasage. De plus, refroidir une structure brasée à l'eau n'est pas possible à cause du risque d'endommagement de la brasure. Le refroidissement doit être fait par trempe au gaz et ce procédé est moins rapide qu'une trempe à l'eau.

La Figure 27 donne des résultats d'essais de traction réalisés sur des éprouvettes en Cuivre Chrome Zirconium ayant été soumises à des traitement thermiques de type brasage [Huber, 1995]. Les résultats en terme de contrainte à rupture et de limite élastique sont présentés pour deux températures d'utilisation du matériau (température ambiante et 400°C). Cette figure montre que le brasage entraîne une perte importante des propriétés mécaniques du cuivre.

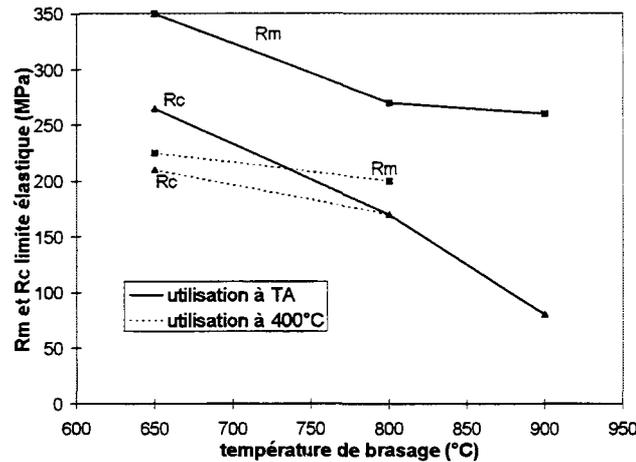


Figure 27 : propriétés mécaniques du cuivre - chrome - zirconium en fonction de la température de brasage utilisée, pour deux températures d'utilisation

La société autrichienne Plansee a alors développé un autre procédé pour lier le Cuivre Chrome Zirconium au cuivre doux : la soudure par faisceau d'électrons. En effet, l'application de la chaleur est très rapide et localisée: les propriétés du matériau sont moins affectées que par un traitement de brasage (Huber l'a vérifié par des mesures de micro-dureté [Huber, 1995]).

### 3.3 Propriétés utilisées dans la modélisation

Tout comme le cuivre doux, nous allons simuler le comportement du Cuivre Chrome Zirconium comme étant élastoplastique à écrouissage cinématique.

Aucune donnée sur le Cuivre Chrome Zirconium ne figure dans le Metal Handbook. Par contre, des données existent concernant le Cuivre Chrome et le Cuivre Zirconium. Leur module d'Young correspond avec celui donné dans le tableau ci-dessous. Il s'agit du même module que celui du cuivre doux. Le coefficient de dilatation a été également pris égal à celui du cuivre doux.

La limite élastique a été prise égale à 80% de la limite élastique du matériau ayant subi un traitement thermique sans étirement à froid (cf. Figure 26). On considère en effet que la soudure par faisceau d'électrons peut être responsable d'une baisse de la limite élastique.

Le module plastique (H) a été pris égal à celui du cuivre doux.

Ces différentes propriétés figurent dans le Tableau 7.

T (°C)	20	200	400	500	600	800
E (GPa)	132	120	103		90	
$\nu$	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3
$\sigma_Y$ (MPa)	210	200	140	100	10	2
H (MPa)	1190.5	1040.7	875	729.2	500	312
$\alpha$ ( $10^{-6}$ / K)	16.7	17.3	18.1	18.45	18.7	19.1

Tableau 7 : propriétés du CuCrZr adoptées pour la modélisation

Les principales propriétés et les lois de comportement des différents matériaux faisant partie d'un composant face au plasma ont été présentées. Nous allons à présent décrire la liaison composite / cuivre doux.

## 4. La liaison composite / cuivre doux

Lors d'essais thermomécaniques sur l'assemblage composite / cuivre doux / cuivre de structure, on se rend compte que l'endommagement se produit à l'interface composite / cuivre doux. Aucun endommagement n'est visible à la liaison cuivre doux / cuivre de structure, réalisée par soudure par faisceau d'électrons. En effet, les deux matériaux ont des caractéristiques proches. Notre étude se limitera donc à l'étude de la liaison par Active Metal Casting (AMC), entre le composite et le cuivre doux.

### 4.1 Le procédé AMC

La liaison entre le composite et le cuivre est réalisée par Active Metal Casting (AMC) : il s'agit d'un procédé développé par la société Plansee. Nous ne disposons pas des données précises décrivant ce procédé car la société souhaite conserver une certaine confidentialité.

Ce procédé est proche du brasage. En effet, il a lieu à haute température, et utilise également un système d'agent mouillant. Par contre, il n'y a pas de brasure : le cuivre est directement mis en liaison avec le composite par l'intermédiaire d'un agent mouillant, le titane.

Avant l'assemblage, la surface de la pièce de composite est traitée par laser. Des trous coniques de profondeur 0.5 mm et de pas 0.45 mm sont usinés sur toute la surface qui sera en contact avec le cuivre, formant une structure en quinconce.

L'agent mouillant est déposé sur le composite. Puis la couche de cuivre, complètement liquide, est injectée dans le composite afin de remplir les trous déjà usinés. Le cuivre peut même remonter plus loin au sein du composite, profitant des pores de ce dernier. Ces remontées de cuivre doivent être contrôlées: il ne faut en aucun cas que le cuivre remonte à la surface du composite. Dans un composant en fonctionnement dans Tore-Supra, la présence de cuivre proche de la surface de l'élément risque de polluer le plasma.

### 4.2 Géométrie de la liaison

La Photo 2 montre l'implantation des picots de cuivre dans le composite. Les picots ont une hauteur d'environ 0.5 mm. Cette hauteur est variable : quand le trou usiné par laser débouche sur un pore du composite, le cuivre s'y infiltre.

Le diamètre des picots est d'environ 0.25 mm. L'espacement entre deux picots dans le même plan est de 0.2 mm.

Le traitement laser intervient sur toute la surface de la tuile : les lignes de picots sont légèrement décalées (structure des picots en quinconce).

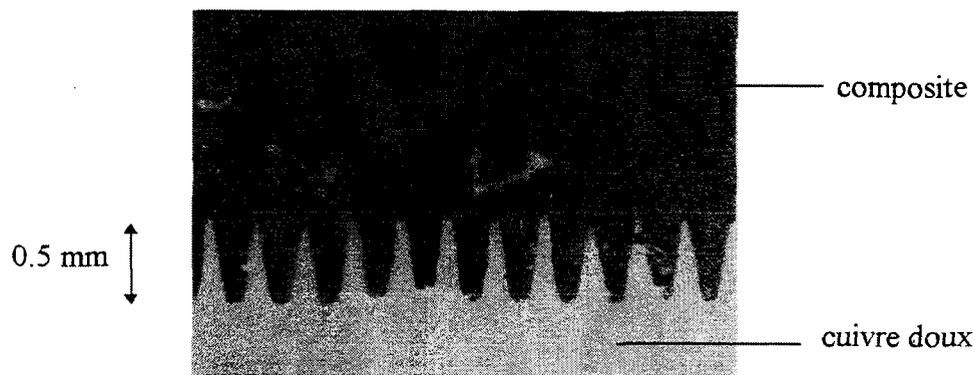


Photo 2 : géométrie de la liaison composite / cuivre doux

Une couche de carbure de titane d'épaisseur moyenne  $20\ \mu\text{m}$  se forme à l'interface composite / cuivre (recouvrant les picots) (cf. Photo 3). Celle couche peut atteindre localement  $60\ \mu\text{m}$ .

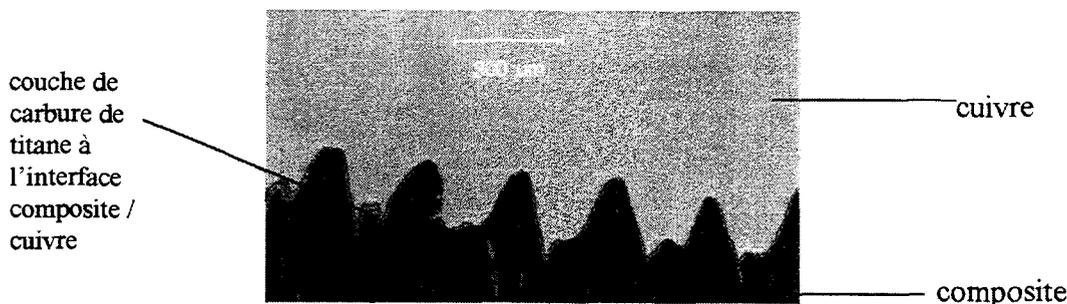


Photo 3 : couche de carbure de titane à l'interface picots / composite

Les remontées de cuivre (ou de mélange cuivre / titane) peuvent atteindre 2 mm d'infiltration au sein du composite. Elles sont également recouvertes d'une couche de carbure de titane à leur interface avec le composite (cf. Photo 4).

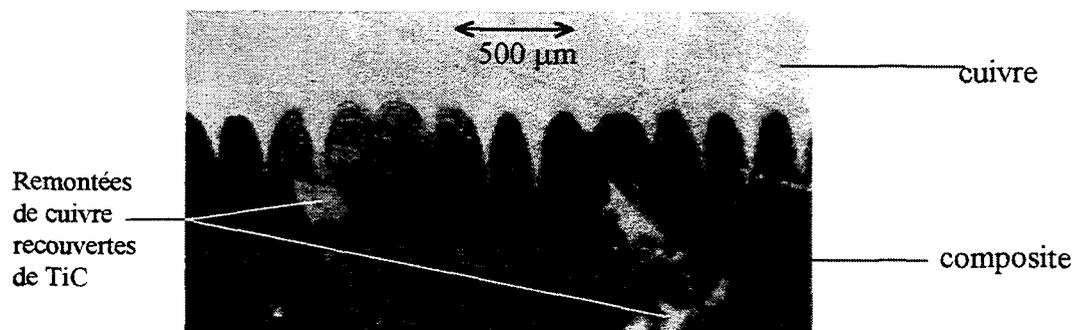


Photo 4 : remontées de cuivre au sein du composite

La liaison par Active Metal Casting est donc formée d'une interpénétration de matériaux. Les picots de cuivre encastrés dans le composite réalisent un ancrage mécanique, qui vient renforcer la liaison physico-chimique (formation de carbure de titane à l'interface composite / cuivre). On remarque cependant que des ruptures peuvent être amorcées par la couche de carbure de titane qui possède une grande fragilité, et par les inclusions de cuivre au sein du composite.

## **5. A retenir du chapitre 2 (description de l'assemblage composite / cuivre)**

Les différents matériaux de l'assemblage et leurs lois de comportement ont été présentés. Deux modèles non-linéaires ont été construits d'après les courbes de comportement du matériau composite fournies par SEP, division de SNECMA. La validation de leur implantation dans le code de calculs CASTEM2000 a été effectuée. Un critère de rupture capable de traduire le comportement complexe du composite a été sélectionné et partiellement identifié.

Le comportement du cuivre doux peut être modélisé à l'aide d'un modèle élastoplastique à écrouissage cinématique, ce qui est suffisant car, lors d'une simulation de l'assemblage, l'introduction d'un modèle de comportement plus complet ne modifie que très peu les contraintes et les déformations au sein du composite. Le cuivre de structure est également modélisé comme étant élastoplastique à écrouissage cinématique.

La liaison par AMC entre le composite et le cuivre doux est proche d'une solution par brasage car elle a lieu à haute température et utilise le même système d'agent réactif. De ce fait, elle induit les mêmes problèmes thermomécaniques. Elle est également très différente car elle n'est pas formée d'une couche à comportement mécanique identifiable, mais d'une interpénétration de matériaux.

Il était souhaitable de réaliser des essais mécaniques afin de comprendre le comportement de l'assemblage composite / cuivre sous des sollicitations simples. Cela est développé dans le chapitre suivant.

## Chapitre 3 : Caractérisation mécanique de l'assemblage composite / cuivre

La caractérisation mécanique de l'assemblage composite / cuivre a pour but de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement ainsi que leur évolution en fonction de la température. Nous tirerons des phénomènes observés lors de sollicitations mécaniques simples des enseignements sur le comportement de l'assemblage sous flux thermique.

Des essais de traction et de cisaillement ont été réalisés. Ils sont en effet couramment utilisés pour qualifier la résistance d'une liaison. L'essai de cisaillement, plus difficile à exploiter que l'essai de traction, est plus représentatif de l'état des contraintes de l'assemblage soumis à un flux thermique.

A ce jour, aucune étude concernant la caractérisation mécanique de la liaison AMC n'est disponible dans la littérature. Par contre, certains essais ont été réalisés sur des assemblages brasés, ou liés par un autre type de procédé. Nous nous en sommes inspirés pour la définition des éprouvettes et des essais, ainsi que pour l'exploitation des résultats.

La confrontation simulation / résultats expérimentaux nous permettra de valider la modélisation de l'assemblage et une identification des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu pourra être tentée.

### 1. Essais de traction

De nombreux auteurs ont étudié la résistance d'assemblages brasés de matériaux ayant des propriétés mécaniques et thermiques différentes. Certains auteurs analysent très localement les propriétés de la liaison, comme le font [Audigier, 1996] ou [Patten, 1989] par des essais de traction directement sur l'alliage de brasure, ou [Yu, 1995] en employant des jauges de déformation de longueur 0.2 mm placées sur un joint d'épaisseur 0.9 mm.

Par opposition à ces auteurs, nous conserverons une approche macroscopique.

On peut se demander quelle est l'influence des contraintes résiduelles de fabrication sur le comportement d'un tel assemblage en traction. Zhou étudie des structures nitrure de silicium / acier, à fort différentiel de coefficients de dilatation [Zhou, 1991]. Il montre que les résultats d'un essai de traction dépendent non seulement des caractéristiques des matériaux mais également des contraintes résiduelles d'assemblage.

Les contraintes résiduelles, à la fois dans la direction de sollicitation et dans les autres directions, risquent de modifier le comportement de l'assemblage et d'induire une rupture prématurée.

Cependant, il est difficile d'évaluer le niveau des contraintes résiduelles dans le cas des éprouvettes de traction que nous allons utiliser. De plus, nous avons montré dans le chapitre 1 que les contraintes résiduelles d'assemblage normales à l'interface restaient faibles, sauf au voisinage du bord libre. Nos éprouvettes multi-matériaux seront prélevées au centre d'une plaque composite / cuivre, éloignées des bords libres. Les simulations effectuées dans la suite supposeront donc que l'état des contraintes résiduelles est nul.

### 1.1 Choix des éprouvettes

Nous nous sommes appuyés sur plusieurs études pour choisir la géométrie des éprouvettes, en tenant compte des contraintes technologiques imposées par la machine de traction employée, qui avait des mors cylindriques.

Pour éviter les problèmes d'entailles sur des éprouvettes bi-matériaux de petites tailles [Burllet, 1997 - 1998], nous avons choisi une géométrie cylindrique sans rétrécissement.

Ces éprouvettes sont formées de trois matériaux (composite Carbone-Carbone, cuivre doux, CuCrZr) assemblés avec deux technologies : composite / cuivre doux par AMC et cuivre doux / CuCrZr par soudure par faisceau d'électrons (cf. Figure 1). La liaison AMC est située au milieu de l'éprouvette. La direction d'aiguilletage du composite est perpendiculaire à la direction de sollicitation.

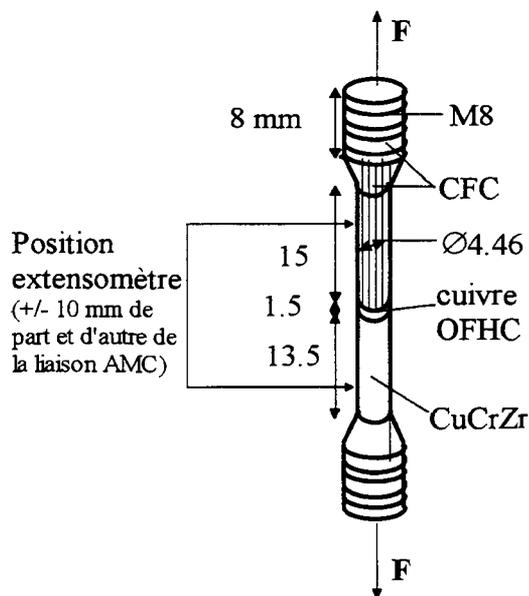


Figure 1 : éprouvette de traction (dimensions en mm)

Les éprouvettes ainsi que les essais ont été réalisés par la société Plansee (le plan de prélèvement du matériau composite dans les barreaux livrés par le fabricant est donné en annexe 3, §1). Tous les tests ont été effectués à déplacement imposé. Deux vitesses de déplacement ont été employées : 1mm / mn pour les premiers essais, puis 0.2 mm / mn.

La machine de traction utilisée pour les essais à température ambiante est une machine ZWICK type 147672 / 100 SND, équipée avec une cellule de force de 100kN. Un extensomètre (de type Multisens - Macro) de longueur utile 20 mm placé de part et d'autre de la liaison AMC a été employé pour tous les tests effectués à température ambiante.

La machine utilisée pour les essais en température est une SCHENCK type RMC 100 (cellule de force de 100kN). Le four employé est un four sous vide ( $10^{-5}$  -  $10^{-6}$  hPa). Pour ce type de tests, le déplacement de l'échantillon est mesuré par un capteur situé sur les mors de la machine. Une corrélation entre cette mesure et les résultats donnés par l'extensomètre n'a pas été possible.

Dans le but de vérifier la validité expérimentale de l'essai de traction avec extensomètre, des tests de traction à rupture à température ambiante ont été réalisés sur des éprouvettes entièrement en composite, de mêmes dimensions que celles définies précédemment.

## 1.2 Caractérisation du composite

### 1.2.1 Résultats expérimentaux

La Figure 2 présente les résultats des essais réalisés. Les modules d'Young des différentes éprouvettes sont compris entre 20 et 30 GPa ; les contraintes à rupture sont groupées autour de 50 MPa (comprises entre 45 MPa et 53 MPa).

Les courbes contraintes / déformations obtenues sont sensiblement différentes de la courbe communiquée par SEP, division de SNECMA, et déjà présentée au chapitre 2. En effet, cette courbe est une caractéristique moyenne établie à partir d'essais de caractérisation sur des lots de fabrication différents. La barre d'incertitude est de  $\pm 10\%$ , elle a été portée sur la figure. Certaines courbes d'essais Plansee sortent en partie des barres d'incertitude; mais dans l'ensemble l'accord est satisfaisant.

Par ailleurs, les résultats de la Figure 2 sont très semblables à ceux obtenus par la société Apave, sur des éprouvettes issues du même lot de fabrication que celui testé par Plansee, et en utilisant une procédure d'essai identique à celle de SEP, division de SNECMA (éprouvettes rectangulaires possédant une longueur utile de 50 mm et utilisation d'un extensomètre).

Ce bon accord valide le dispositif de test de traction avec extensomètre.

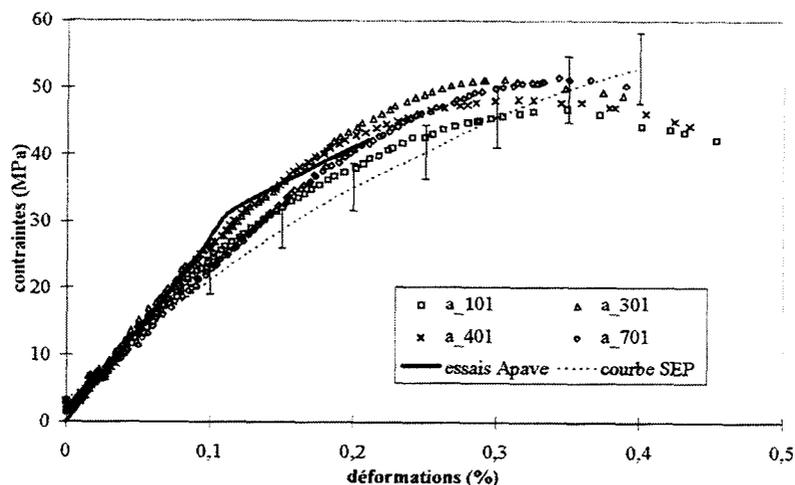


Figure 2 : essais de traction sur des éprouvettes en composite (température ambiante)

### 1.2.2 Observation du faciès de rupture

Le faciès de rupture des éprouvettes est montré sur la Photo 1.

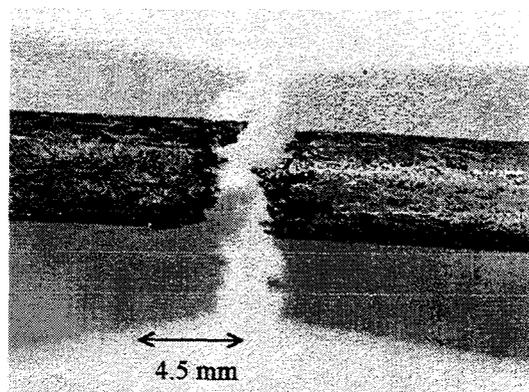


Photo 1: faciès de rupture des éprouvettes de traction en composite

Cette rupture a lieu par déchaussement des torons de fibres : cela est en accord avec les résultats trouvés dans la littérature (cf. chapitre 2).

Les résultats des essais de traction sur composite seul ont ensuite été comparés avec des résultats numériques provenant d'une simulation par éléments finis.

### 1.2.3 Corrélation simulation / essais

Le maillage employé est un maillage 3D. Il est donné pour une éprouvette tri-matériau en annexe 3, §2. Les trois modèles de comportement du composite définis au chapitre précédent ont été appliqués (cf. Figure 3).

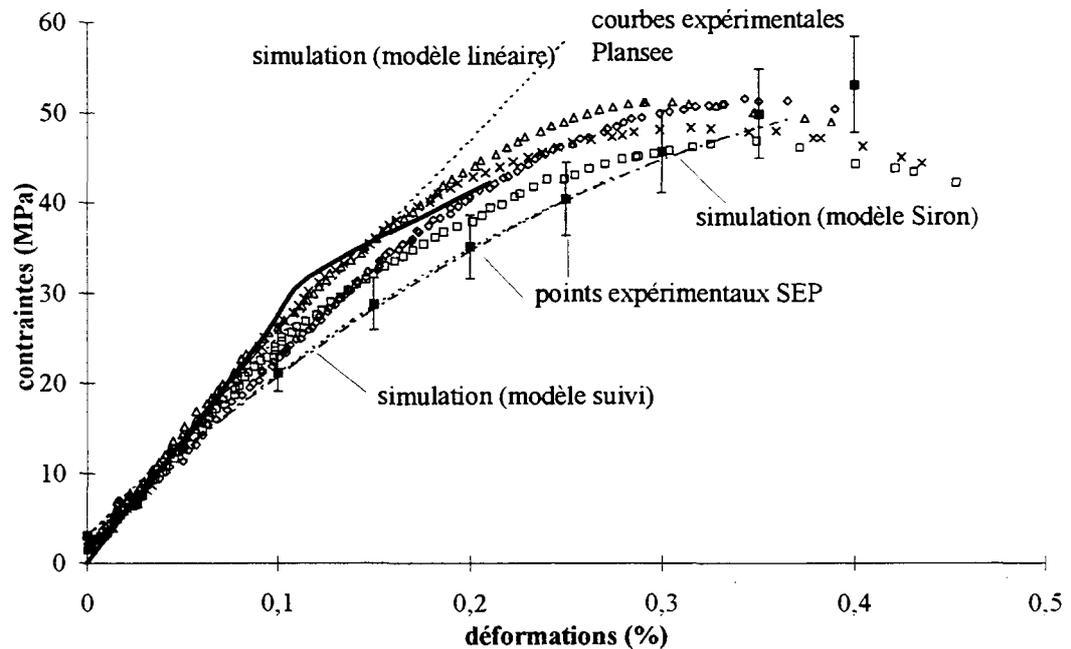


Figure 3 : simulation d'un essai de traction sur éprouvette composite

Les modèles non-linéaires de Siron et de suivi sont bâtis suivant la courbe de caractérisation SEP. Il est donc normal que la courbe contraintes / déformations obtenue par calcul avec ces modèles suive la courbe SEP. Au début de l'essai, la rigidité des éprouvettes évolue peu : le modèle linéaire est correct. A partir d'une certaine contrainte, le comportement des éprouvettes s'écarte de la courbe linéaire pour prendre une allure proche des courbes de simulations non-linéaires.

Après ces premiers essais sur des éprouvettes entièrement en composite, une caractérisation de l'assemblage va être effectuée.

## 1.3 Caractérisation de l'assemblage

### 1.3.1 Définition des essais

On a choisi de réaliser plusieurs types de sollicitations représentatives du chargement des éléments de première paroi. En plus de chargements à rupture monotones, et afin de mieux comprendre et caractériser le comportement cyclique de l'assemblage nous avons choisi de réaliser des essais particuliers en chargement alternatif : 5 cycles progressifs de traction, 5 cycles progressifs de traction / compression, 30 cycles continus en traction suivis d'un chargement à rupture. Ces essais auront lieu à plusieurs températures [Moncel, 1998].

Le test de chargement monotone déterminera la contrainte à rupture moyenne  $R_m$ . L'essai de cyclage progressif de traction en 5 cycles consistera à appliquer un chargement jusqu'à atteindre la contrainte  $R_m / 5$ , décharger, appliquer un second chargement jusqu'à  $2 R_m / 5$ . Le cinquième chargement est poursuivi jusqu'à la rupture. Le cyclage continu, 30 cycles réalisés pour une contrainte de 25 MPa, sera suivi d'un chargement à rupture, afin de comparer la contrainte maximale avec celles obtenues lors des autres tests.

La Figure 4 et le Tableau 1 résument l'ensemble des essais, ainsi que leur dénomination.

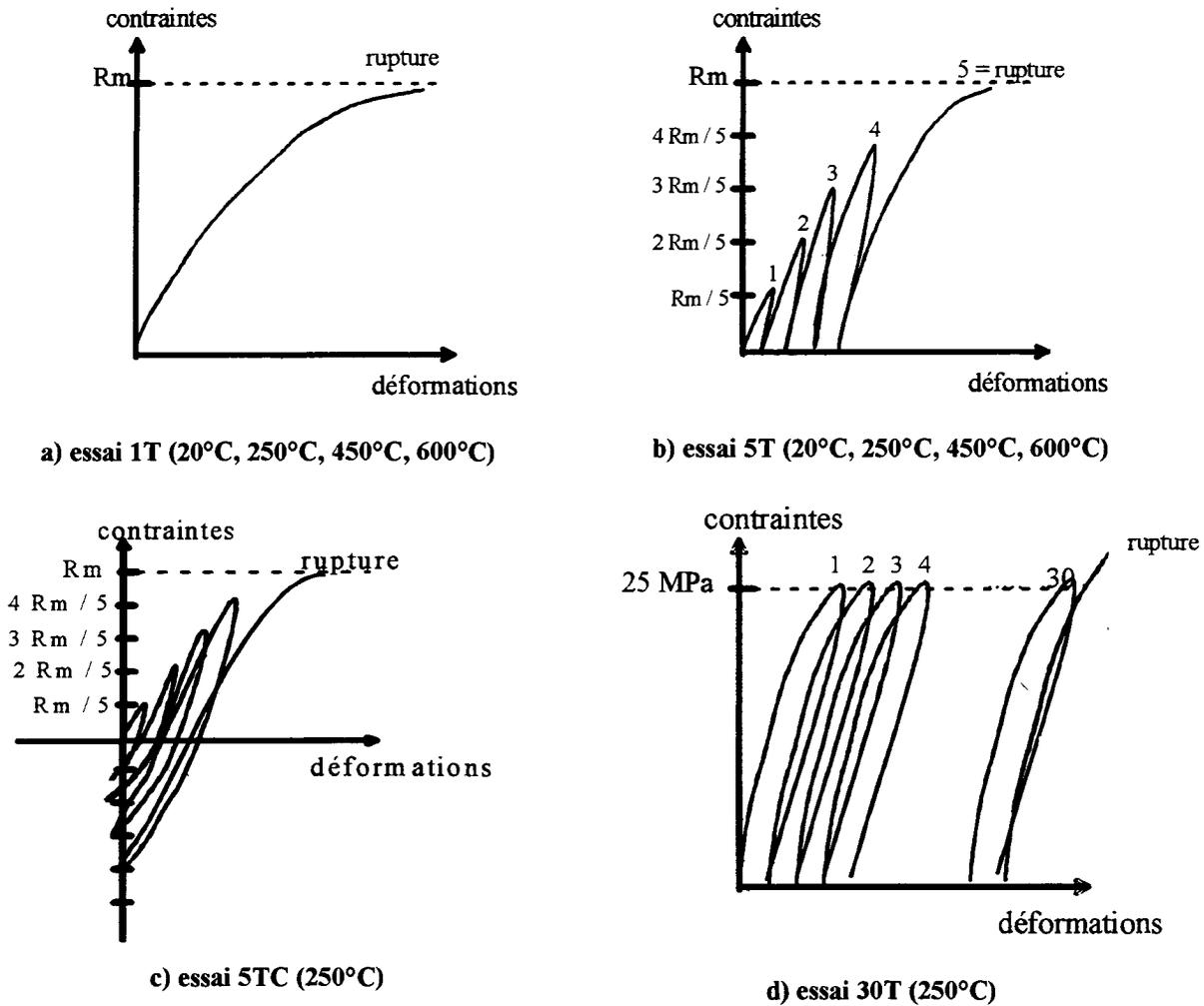


Figure 4 : les différents types d'essais

	20°C	250°C	450°C	600°C
<i>Essai 1T</i>	5	1	1	2
<i>Essai 5T</i>	2	2	2	2
<i>Essai 5TC</i>		2		
<i>Essai 30T</i>		2		
<b>Total : 21 éprouvettes</b>				

Tableau 1 : nombre d'éprouvettes par type d'essais

### 1.3.2 Essais à température ambiante (essais 1T)

L'accent a été mis sur les essais de traction monotone à température ambiante (essais 1T), dans le but de comparer leurs résultats à ceux obtenus sur des éprouvettes en matériau composite. Les courbes de résultats (test de 5 éprouvettes) se trouvent sur la Figure 5. Les éprouvettes A1 et B1 ont été testées à une vitesse de déplacement de 1 mm / mn; les autres éprouvettes à une vitesse de 0.2 mm / mn.

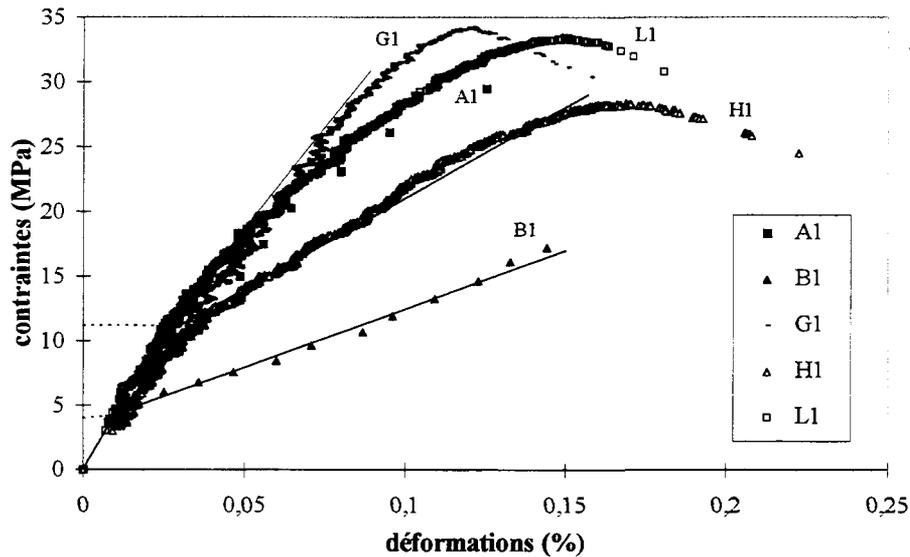


Figure 5 : traction sur assemblage à température ambiante

La reproductibilité est médiocre comparée à celle des essais sur les éprouvettes en matériau composite. On distingue clairement un groupe de trois éprouvettes au comportement similaire (éprouvettes A1, G1, L1). Leurs contraintes à rupture sont comprises entre 30 et 35 MPa et sont donc nettement inférieures à la contrainte à rupture du composite (50 MPa à température ambiante). Les éprouvettes H1 et B1 ont la même pente à l'origine que les autres éprouvettes. A une contrainte de 4.5 MPa pour B1 et 11,5 MPa pour H1, un brusque changement de pente se produit. On cherchera à expliquer ce comportement anormal par la suite.

Deux éprouvettes ont été testées à température ambiante en chargement progressif en cinq cycles, avec un extensomètre. Leurs contraintes à rupture sont du même ordre de celles obtenues avec le test 1T. Les pentes de chargement sont plus difficiles à exploiter que lors d'un test de chargement à rupture. Cependant elles paraissent plus proches de celle de l'éprouvette B1 (soit plus faibles que la plupart des éprouvettes testées). Cela sera développé au paragraphe suivant.

### 1.3.3 Essais en température

Des exemples de courbes expérimentales sont donnés en annexe 3, §2. Les résultats des essais de traction sur les éprouvettes multi-matériaux réalisés en température sont maintenant analysés en terme de contrainte maximale et de pente de chargement, afin de permettre leur comparaison aux caractéristiques du composite issues des données SEP. Nous nous intéresserons aux pentes de chargement relevées lors des chargements à rupture, et également à l'évolution des pentes de déchargement en fonction du nombre de cycles, lors des essais de cyclage progressif.

- **Contrainte maximale**

Les résultats des essais en terme de contrainte maximale sont présentés sur la Figure 6. Des moyennes des points de mesure ont été effectuées pour les essais 1T et 5T et sont données respectivement par des traits pleins et pointillés sur la Figure 6.

Toutes les valeurs obtenues lors des essais sont très inférieures à la limite à rupture du composite. Il y a peu d'évolution de la contrainte maximale en fonction de la température : celle-ci est en moyenne de 32 MPa avant 400°C, et de 23 MPa après 400°C.

La dispersion est importante à température ambiante : cela est en partie dû à l'éprouvette B1 qui présentait un comportement anormal.

La dispersion sur les essais réalisés par Plansee sur les éprouvettes entièrement en composite est de l'ordre de 5% pour une contrainte de 30 MPa (elle augmente à 7% lorsqu'on se rapproche de la rupture). La barre d'incertitude a été reportée sur les courbes moyennes des essais 1T et 5T, ainsi que sur les points correspondant au test 30T. Les points appartenant aux différents tests semblent hors de cette dispersion de 5%, sauf à température ambiante.

De manière générale, il est visible sur la Figure 6 que la contrainte maximale après 5 chargements progressifs est plus importante qu'après un seul chargement. L'essai de cyclage progressif alternant traction et compression a donné les mêmes résultats que l'essai de cyclage progressif en traction à 250°C.

Par contre, les contraintes maximales obtenues lors des chargements à rupture suivant le cyclage continu (30 cycles à une contrainte de 25 MPa) sont nettement inférieures à celles obtenues après un seul chargement.

Nous interpréterons ces différences de comportement dans le paragraphe suivant.

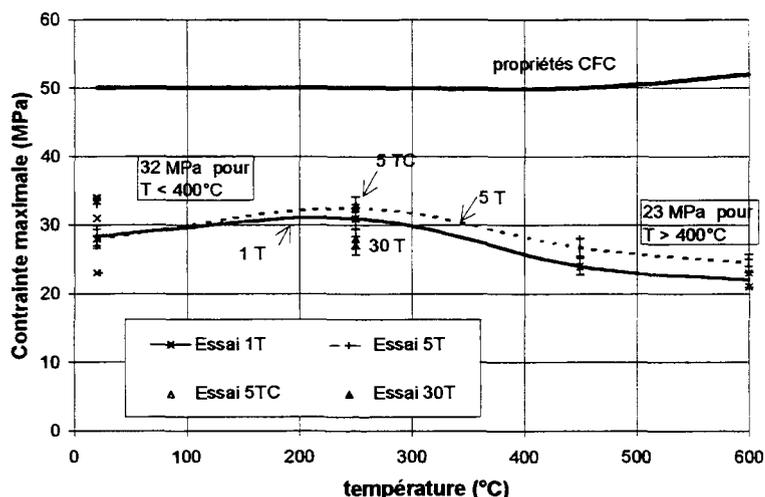


Figure 6 : évolution des contraintes maximales en traction en fonction de la température

- **Analyse des courbes de chargement à rupture : pente de chargement**

Après l'étude des contraintes maximales, nous continuons à nous intéresser aux caractéristiques du chargement à rupture. Nous avons choisi d'analyser la pente de ce chargement : il s'agit de la pente de chargement pour le test 1T, et de la pente du dernier chargement (soit le chargement à rupture) pour les autres essais.

La méthode de détermination de cette pente est donnée en annexe 3, §2. Il s'agit d'une linéarisation de la courbe de chargement, non pas en début de chargement, mais dans sa partie médiane. Ces pentes de chargement ne sont donc pas égales aux pentes initiales : dans le cas de l'éprouvette B1 par exemple (cf. Figure 5), on a conservé la seconde pente.

Les valeurs de pentes obtenues à température ambiante et en température ne sont pas comparables, car les déformations de l'éprouvette ne sont pas obtenues de la même manière : par extensométrie à température ambiante, et par mesure de déplacement des mors de la machine en température.

La Figure 7 présente les pentes de chargement à rupture obtenues lors des différents essais en fonction de la température. Des moyennes des points de mesure ont été réalisées et sont représentées en traits pleins pour l'essai 1T, en traits pointillés pour l'essai 5T.

La dispersion est très importante à température ambiante. Cela a déjà été évoqué lors de la présentation des courbes d'essai 1T : les noms des éprouvettes figurent à côté des points sur la Figure 7 (on peut se rapporter à la Figure 5).

A partir de 250°C, les pentes de chargement à rupture des tests 5T, 5CT et 30T sont plus importantes que celles du test 1T : l'assemblage composite / cuivre se rigidifie lorsqu'il est cyclé mécaniquement.

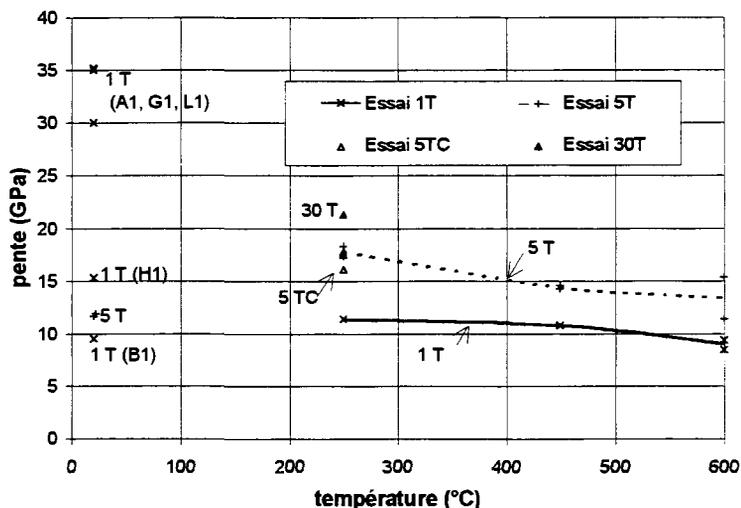


Figure 7 : modules de chargement à rupture en traction en fonction de la température

• Analyse du cyclage progressif

Nous souhaitons comparer les pentes de chargement en fonction du nombre de cycles, pour les essais de cyclages progressifs. Les pentes de chargement peuvent difficilement être mesurées correctement. En effet, la mise en place de l'éprouvette perturbe la pente de chargement : la zone linéarisable est réduite pour les faibles chargements. Nous avons donc choisi de comparer les pentes de déchargement (cf. annexe 3, §2). Cette étude n'a pas été réalisée pour l'essai de cyclage continu, en raison de la difficulté de la détermination des pentes : les déformations résiduelles sont faibles, donc les courbes sont peu espacées. Pour ce type d'essai, l'évolution au niveau des pentes est mineure entre le premier cycle et le dernier.

La Figure 8 présente l'évolution des pentes de déchargements successifs en fonction du nombre de cycles, pour le test 5T uniquement (la même évolution est constatée pour le test 5TC). Les pentes de déchargement augmentent toutes avec le nombre de cycles : cela va dans le sens d'une rigidification de la liaison, déjà observée dans l'étude de la contrainte maximale et de la pente du chargement à rupture. On va chercher à expliquer ce phénomène dans les paragraphes suivants.

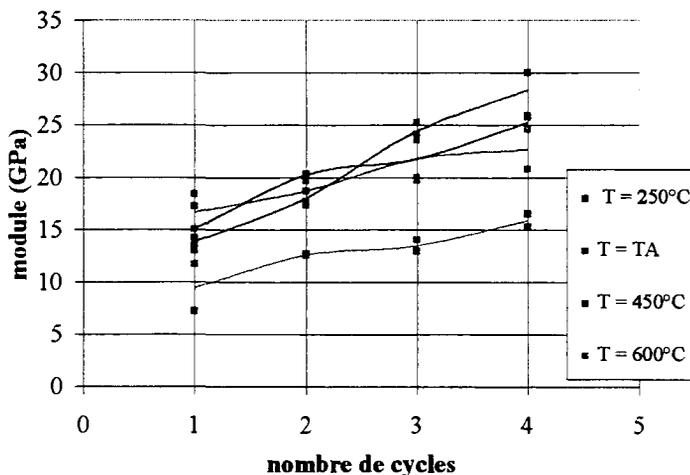


Figure 8 : modules de déchargement en traction en fonction du nombre de cycles

### 1.3.4 Observation des faciès de rupture des éprouvettes

L'observation des faciès de rupture montre que pour toutes les éprouvettes, la rupture a eu lieu à l'interface composite / cuivre doux, majoritairement par décohé sion des picots. Cependant, pour toutes ces éprouvettes, il reste dans certaines zones du composite accroché aux picots. La Photo 2, obtenue par Microscopie Electronique à Balayage (MEB), est représentative du faciès de rupture des éprouvettes. Elle montre que le composite qui reste accroché aux picots est formé en majorité de fibres.

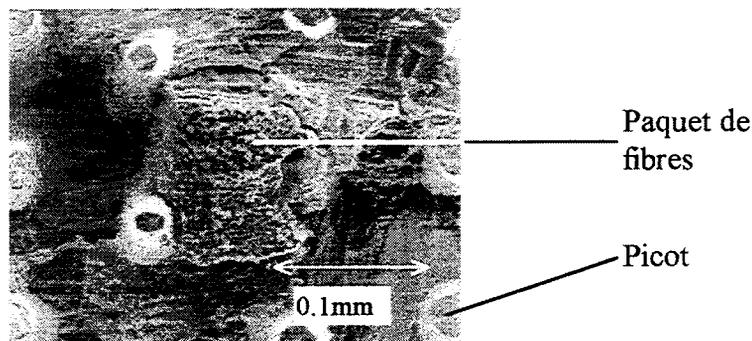


Photo 2 : faciès de rupture (au MEB, côté cuivre, x200)

L'observation des faciès de rupture montre des paquets de fibres orthogonaux à la surface de rupture, rompus au-dessus de l'interface composite / cuivre, tel celui qui est visible sur la Photo 2. Des paquets de fibres appartenant aux autres directions du composite restent également accrochés aux picots : ce sont les plus visibles macroscopiquement. On peut corréler la proportion de fibres restées accrochées aux picots à la contrainte à rupture de l'éprouvette. Dans le cas de l'éprouvette A1 (contrainte à rupture de 30 MPa), cette proportion est plus importante que dans le cas de B1 (20 MPa) (cf. Photo 3, Photo 4). Cela pourrait expliquer la rupture prématurée de l'éprouvette B1 : l'accrochage picots - composite était apparemment meilleur dans le cas de l'éprouvette A1.

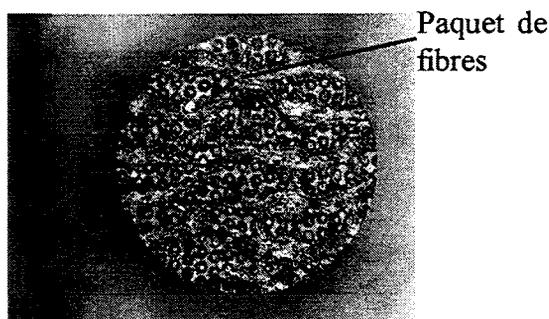


Photo 3 : faciès de rupture de A1  
(côté cuivre, x8)

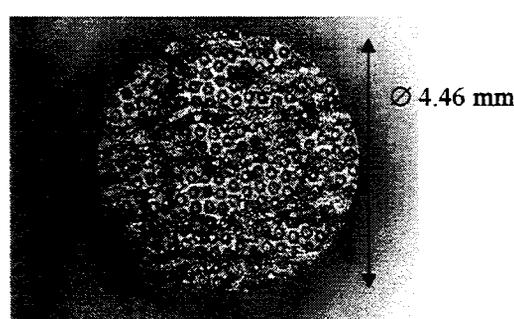


Photo 4 : faciès de rupture de B1  
(côté cuivre, x8)

Cette observation se répète sur l'ensemble des essais : les éprouvettes ayant les contraintes maximales les plus faibles possèdent un faciès de rupture démunie en paquets de fibres accrochés aux picots. Par ailleurs, le faciès de rupture n'évolue pas de manière visible avec la température.

Par contre, on ne peut corréler les faciès de rupture aux pentes de chargement. Certaines éprouvettes, testées à température ambiante, ont une pente bien inférieure à celle de A1 (12 GPa contre 30 GPa) et ont la même contrainte à rupture : il s'agit par exemple des éprouvettes testées par un chargement progressif à température ambiante. La variation de pente traduit un endommagement de l'éprouvette, et l'observation des faciès de rupture suggère un déchaussement progressif des torons. On va montrer dans le paragraphe suivant qu'un déchaussement des torons entraîne une baisse de la rigidité des éprouvettes.

### 1.3.5 Interprétation des modes de rupture

La complaisance de l'assemblage (inverse de la rigidité) peut se définir comme une combinaison linéaire de la complaisance du composite et de celle du cuivre (Figure 9).

Si l'on note  $C_t$ ,  $C_c$  et  $C_{cu}$  les complaisances de l'assemblage, du composite et du cuivre respectivement,  $l_c$  et  $l_{cu}$  les longueurs normées du composite et du cuivre, alors on a :

$$C_t = C_{cu} l_{cu} + C_c l_c \quad [3-1]$$

En cours de chargement, la matrice se fissure, et les fibres de composite se déchaussent sur une certaine longueur  $l_d$ . La longueur  $l_c'$  est alors telle que  $l_c' + l_d = l_c$ .

La complaisance des torons de fibres  $C_d$  rapportée à la longueur de déchaussement intervient dans le calcul de la complaisance de l'assemblage  $C_t'$ .

$$C_t' = C_{cu} l_{cu} + C_c l_c' + C_d l_d \quad [3-2]$$

Or, la rigidité de quelques torons est toujours plus faible que celle du matériau dans sa globalité ( $C_d \gg C_c$ , et donc  $C_t' > C_t$ ). Cela explique que dans certains cas, la rigidité de l'assemblage soit plus faible que celle du composite et du cuivre.

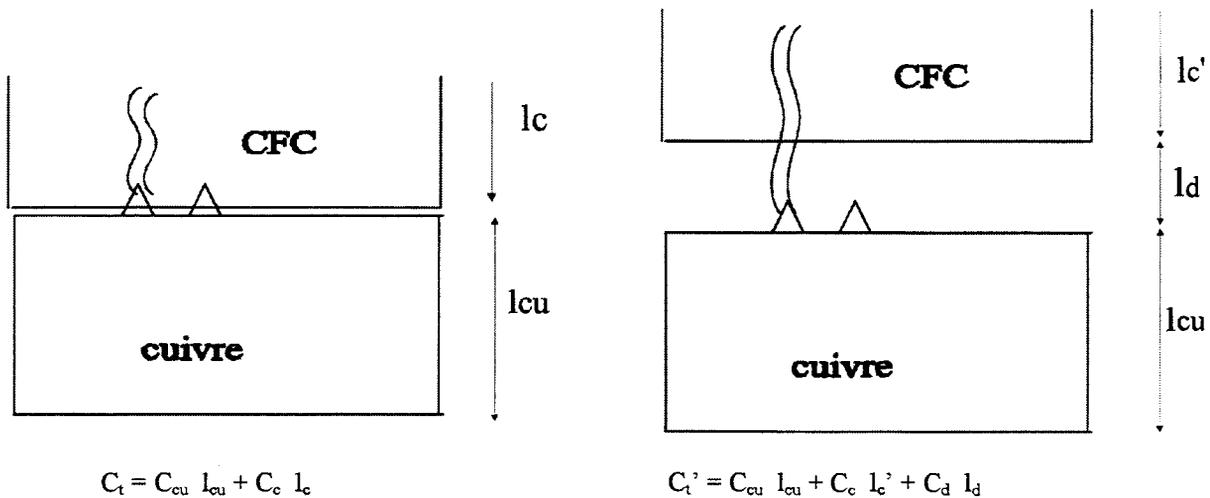


Figure 9 : Evolution de la complaisance de l'assemblage en cas de déchaussement des fibres

Ensuite, on peut supposer que la rupture de l'éprouvette fait intervenir la rupture des torons. Cela correspond à ce que l'on a observé au MEB sur l'éprouvette B1 (Photo 2) : un toron de fibres perpendiculaire à l'interface, encore accroché aux picots et rompu au-dessus du niveau des picots.

La rupture de la matrice carbone, et le déchaussement des torons, semblent intervenir à des instants différents, d'une éprouvette à l'autre. Dans le cas de l'éprouvette A1, la rigidité de l'assemblage reste relativement constante tout au long de l'essai : la matrice carbone se rompt seulement à la fin de l'essai. Pour l'éprouvette B1, le brusque changement de pente peut s'expliquer par une rupture matricielle, et donc le début de déchaussement des fibres en début d'essai.

Les variabilités entre éprouvettes peuvent être interprétées en considérant la proportion d'agent mouillant qui s'infiltré. La section du composite est relativement faible et la porosité du composite au voisinage de l'interface peut varier d'une éprouvette à l'autre. La proportion d'agent mouillant s'infiltrant dans le composite est donc variable puisqu'elle dépend de sa porosité. Or, cet agent mouillant va réagir avec le carbone pour donner des composés intermétalliques, qui fragilisent le composant. Cela expliquerait que la fragilité de la liaison semble varier d'une éprouvette à l'autre.

Ce mode de comportement par déchaussement des fibres est compatible avec le fait que la contrainte à rupture et la rigidité augmentent lors de chargements successifs. En effet, les torons peuvent s'orienter dans la direction de sollicitation. La rigidité de l'assemblage augmente et la résistance à la traction des torons mieux orientés est meilleure.

### 1.4 Comparaison essais / simulation sur éprouvettes multi-matériaux

Une simulation du comportement en traction d'éprouvettes multi-matériaux a été réalisée. Les propriétés et modèles employés figurent dans le chapitre 2. Nous testerons les différents modèles possibles pour le composite. Le cuivre doux et le cuivre de structure sont modélisés par une loi élastoplastique à écrouissage cinématique. Nous n'avons simulé que des essais à température ambiante. En effet, ce sont les seuls essais pour lesquels un extensomètre a été employé.

Le calcul a été exploité uniquement sous la forme de courbes de traction. On a voulu reproduire la réponse de l'extensomètre, de manière à ce que les courbes simulées soient directement comparables avec les courbes expérimentales.

#### 1.4.1 Simulation de la traction sur éprouvettes multi - matériaux

Les résultats montrés sur la Figure 10 indiquent que les modèles de Siron et de suivi sont très proches et reproduisent raisonnablement l'essai de traction : il y a un assez bon accord entre la simulation non-linéaire et le groupe des trois éprouvettes conservant une rigidité importante. La simulation réalisée avec une modélisation linéaire du composite surestime les contraintes.

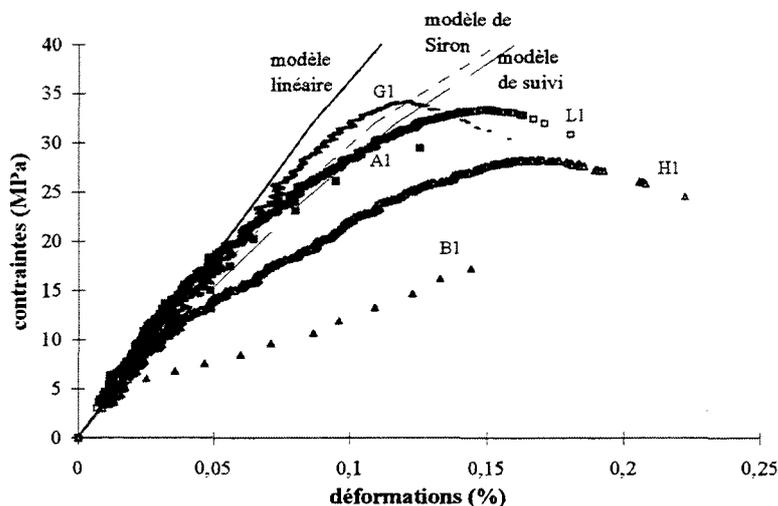


Figure 10 : Simulation d'un essai de traction sur éprouvette composite / métal

La simulation intègre le phénomène d'endommagement du composite. Or, sur la figure, les courbes s'écartent de la courbe simulée en cours d'essai : il existe un autre phénomène supplémentaire, qui peut être le déchaussement des torons.

#### 1.4.2 Identification des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu

La modélisation précédente nous incite à chercher une identification des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu. Cette identification a été effectuée à l'aide d'un essai de traction sur éprouvette multi-matériau.

Un calcul 3D s'avère trop coûteux pour une analyse fine des contraintes. Un calcul axisymétrique n'est pas possible compte tenu de l'orthotropie du matériau composite. Un calcul en 2D a donc été réalisé, suivant l'hypothèse des déformations planes (maillage donné en annexe 3, §2).

Le calcul se fera dans le plan longitudinal contenant la direction d'aiguilletage car c'est dans ce plan que les contraintes sont les plus importantes, et risquent de déclencher la rupture.

On a vu au chapitre précédent que le critère de Tsai-Wu présentait des coefficients de couplages très difficiles à déterminer à partir d'essais simples. Il existe des conditions de stabilité qui donnent un intervalle de choix pour ces coefficients. On rappelle l'expression du critère de Tsai-Wu :

$$\begin{aligned}
 &F_{11}\sigma_{11}^2 + F_{22}\sigma_{22}^2 + F_{33}\sigma_{33}^2 + S_{12}\sigma_{12}^2 + S_{13}\sigma_{13}^2 + S_{23}\sigma_{23}^2 \\
 &+ H_{11}\sigma_{11} + H_{22}\sigma_{22} + H_{33}\sigma_{33} \\
 &+ F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} + F_{13}\sigma_{11}\sigma_{33} + F_{23}\sigma_{22}\sigma_{33} \leq 1
 \end{aligned}
 \tag{3-3}$$

Les conditions de stabilité imposent pour les coefficients de couplage :

$$-\sqrt{F_{ii}F_{jj}} \leq F_{ij} \leq \sqrt{F_{ii}F_{jj}}
 \tag{3-4}$$

On va poser :

$$F_{ij} = k\sqrt{F_{ii}F_{jj}} \quad \text{avec } k \in [-1, +1]
 \tag{3-5}$$

On suppose que la valeur de k est identique pour tous les coefficients de couplage.

Les trois éprouvettes qui suivent correctement la courbe de simulation ont une contrainte à rupture moyenne de 31.3 MPa. Le critère de Tsai-Wu a été appliqué pour une telle contrainte, en faisant varier le paramètre k.

La Figure 11 représente les isovaleurs du critère de Tsai-Wu obtenues sur la partie en composite d'une éprouvette de traction, au voisinage de l'interface avec le cuivre. Cette figure montre que pour des coefficients de couplage négatifs ou nuls, le critère de Tsai-Wu ne prédit aucune rupture.

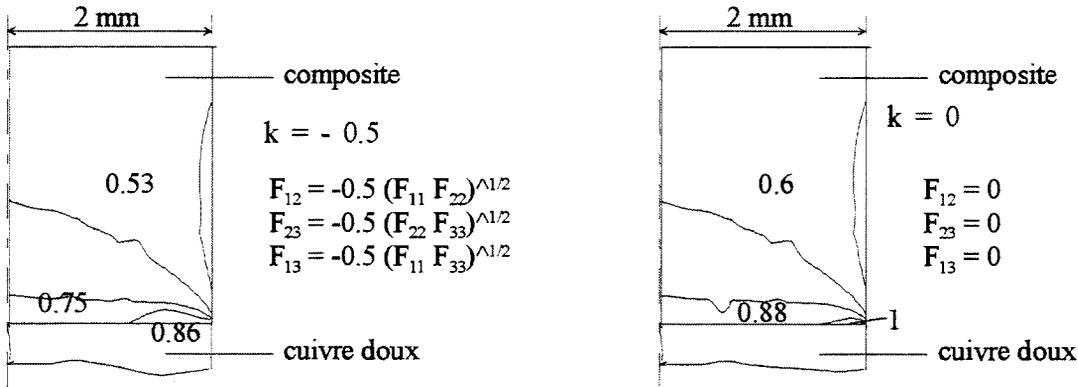


Figure 11 : détermination des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu (négatifs ou nuls)

Dans le cas de coefficients de couplage nuls, le critère de Tsai-Wu dépasse 1, mais dans une zone trop proche du point singulier : la valeur du critère peut être influencée par le point singulier.

Par contre, dans le cas de coefficients positifs, le critère prédit bien une rupture sur une zone assez étendue pour ne pas être influencée par le point singulier (Figure 12). Le maximum est atteint à l'interface composite / cuivre, sur le bord libre de l'éprouvette. Ce résultat est en accord avec la localisation de la rupture sur les éprouvettes.

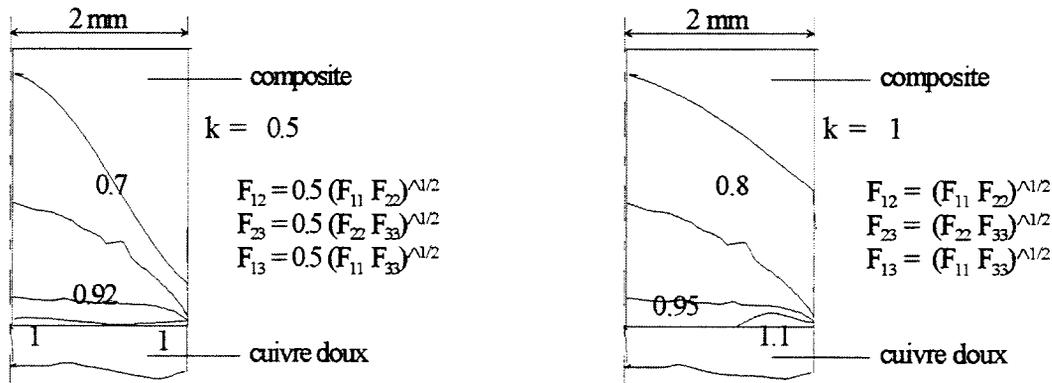


Figure 12 : détermination des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu (positifs)

Il y a accord simulation / essais à partir de coefficients tels que :

$$F_{ij} = + \frac{1}{2} \sqrt{F_{ii} F_{jj}} \quad [3- 6]$$

Ce sont ces coefficients de couplage qui seront retenus dans la suite de l'étude ( $k = 0.5$ ). D'autres essais auraient été nécessaires afin de valider cette identification. Nous allons voir que la simulation des essais de cisaillement peut difficilement être corrélée avec les résultats expérimentaux.

### 1.5 A retenir des essais de traction

De manière générale, la contrainte à rupture en traction d'assemblages composite / cuivre est bien inférieure à celle du composite. La rupture a lieu à l'interface composite / cuivre. La contrainte à rupture évolue peu avec la température.

La dispersion des résultats, importante à température ambiante, a permis de mieux cerner les mécanismes de rupture des éprouvettes. On peut corréler le faciès de rupture des éprouvettes à leur contrainte maximale : les éprouvettes dont la contrainte maximale est la plus faible possèdent un faciès de rupture pauvre en torons de fibres de composite restant accrochés dans les picots de cuivre. L'analyse des différences dans les modules de chargement des éprouvettes a conduit à la proposition d'un modèle d'endommagement de l'assemblage par déchaussement des torons de fibres, après la rupture de la matrice du composite. Ce modèle permet d'expliquer la rigidification de l'assemblage, lorsqu'il est soumis à des sollicitations cycliques.

Les essais à température ambiante, effectués avec un extensomètre, ont pu être comparés à une simulation par EF : trois éprouvettes sur cinq suivent bien cette simulation. Une tentative d'identification des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu a été réalisée. Ce sont ces coefficients qui seront utilisés par la suite.

## 2. Essais de cisaillement sur liaison AMC

L'essai de cisaillement, bien que plus complexe à mettre en oeuvre que l'essai de traction, est couramment utilisé afin d'évaluer la tenue d'un joint brasé. De plus, la contrainte de cisaillement au niveau de l'interface composite / cuivre possède une valeur importante lorsque la brique est sollicitée sous chargement thermomécanique. Il était donc intéressant de mettre en place des essais de cisaillement sur des assemblages composite / cuivre, en s'inspirant des essais développés par différents auteurs.

### 2.1 Définition des éprouvettes

La géométrie des éprouvettes a été choisie par similitude avec celle utilisée par SEP, division de SNECMA, pour la caractérisation du cisaillement interlaminaire du composite. Cette géométrie est rappelée en Figure 13.

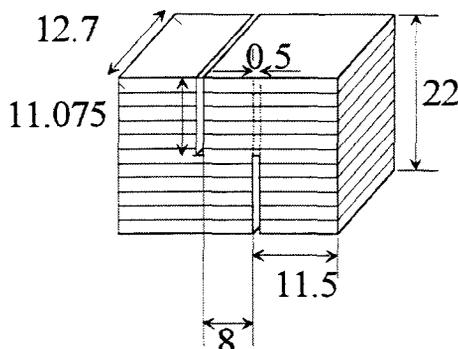


Figure 13 : géométrie utilisée par SEP, division de SNECMA, pour la caractérisation du composite (cisaillement interlaminaire xz ou yz)

Ce type d'éprouvettes est proche de celui employé pour caractériser des bi-matériaux par différents auteurs tels que Dixon [Dixon, 1995]. Celui-ci a mené en parallèle des essais de cisaillement et des simulations par éléments finis sur des assemblages associant un métal (titane ou acier inoxydable) à un composite à matrice céramique à l'aide de différents matériaux de liaison (cuivre, nickel, tungstène et un autre composite à matrice céramique). L'assemblage est effectué suivant deux orientations du composite :

- orientation 1 : les plans des fibres sont parallèles au plan d'assemblage : cisaillement interlaminaire;
- orientation 2 : les plans des fibres sont orthogonaux au plan d'assemblage : cisaillement translaminaire (cf. Figure 14).

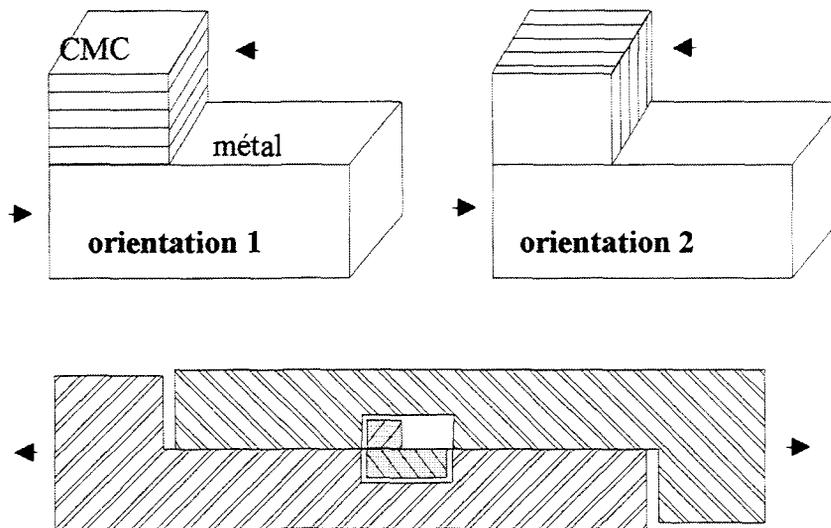


Figure 14 : éprouvette de cisaillement et montage d'essai [Dixon, 1995]

Ce type d'éprouvettes est intéressant mais nécessite un outillage particulier pour la réalisation de l'essai.

Salvo a utilisé le même type d'éprouvettes pour tester la tenue de joints assemblant des composites Carbone-Carbone. Les éprouvettes sont obtenues en résinant un assemblage de deux pièces de Composite à Fibres de Carbone (CFC) (Figure 15) [Salvo, 1997].

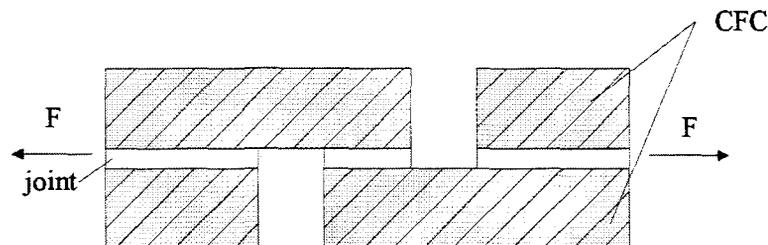


Figure 15 : éprouvette de cisaillement Carbone/Carbone [Salvo, 1997]

Santacreu emploie une géométrie un peu différente : il a choisi une géométrie cylindrique par rapport à une géométrie parallélépipédique pour éviter les concentrations de contraintes dues aux effets de bord, plus importantes aux arêtes [Santacreu, 1994]. Il utilise un montage de test de cisaillement conçu par Colin pour les assemblages cylindriques (Figure 16) sur des éprouvettes céramique / métal brasées [Colin, 1991].

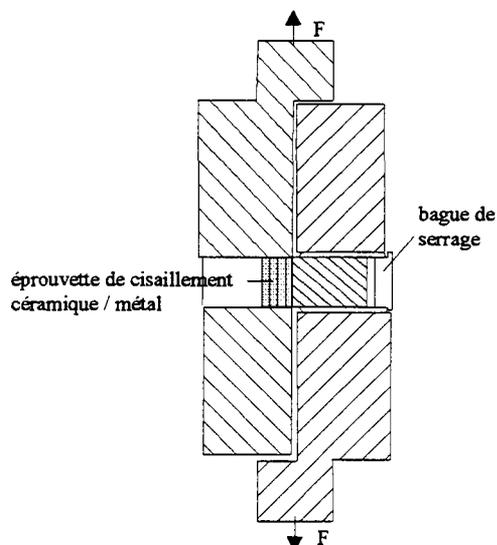


Figure 16 : montage de cisaillement d'après Colin

Nous avons choisi de caractériser en cisaillement les deux orientations de composites qui sont utilisées dans les composants face au plasma, à savoir :

- orientation Azy : les plans tissés du composite sont perpendiculaires à la direction d'application des efforts ;
- orientation Axy : les plans tissés sont parallèles à la direction de sollicitation.

Ces éprouvettes sont présentées sur la Figure 17.

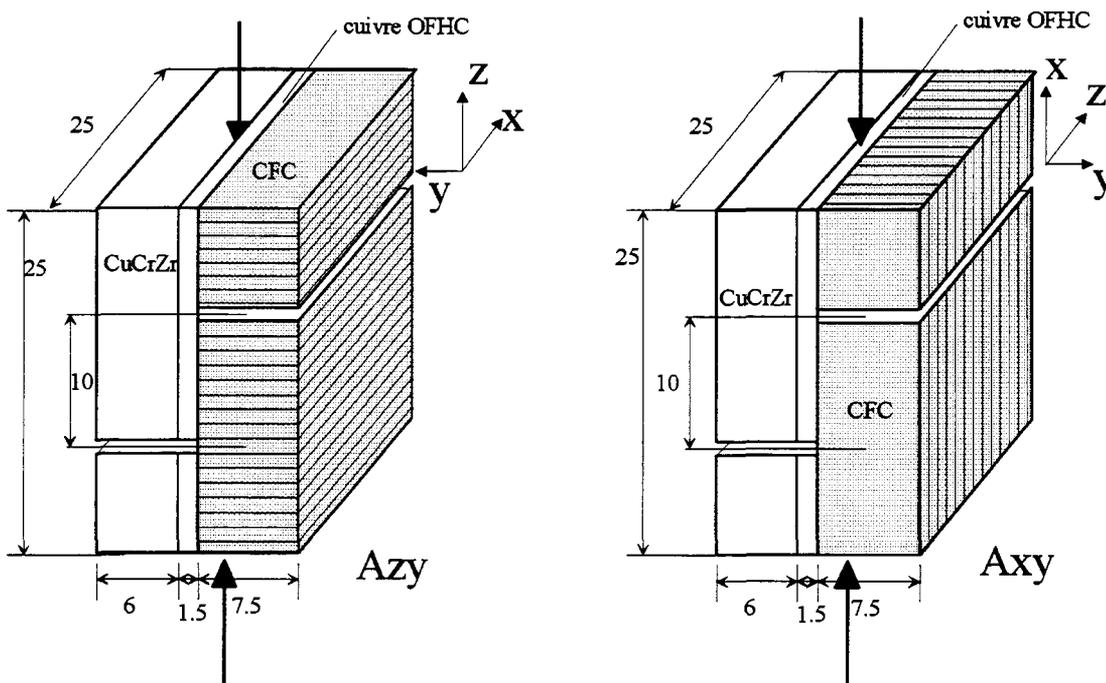


Figure 17 : géométrie des éprouvettes de cisaillement (resp. orientations Azy et Axy) (dimensions en mm)

## 2.2 Montage d'essais et conditions d'essais

La caractérisation a été réalisée à l'aide d'une machine SCHENK de type RMC 100 (cellule de force de 100kN). Les essais ont été effectués à déplacement imposé, à une vitesse de 0.5 mm / mn. Certains essais ont été perturbés par la fissuration de l'appui en composite, intervenant avant la rupture par cisaillement de la zone utile de l'éprouvette. Un montage pour guider l'éprouvette et éviter sa rupture prématurée a donc été conçu et utilisé pour les essais suivants. Le montage d'essais est présenté en Figure 18.

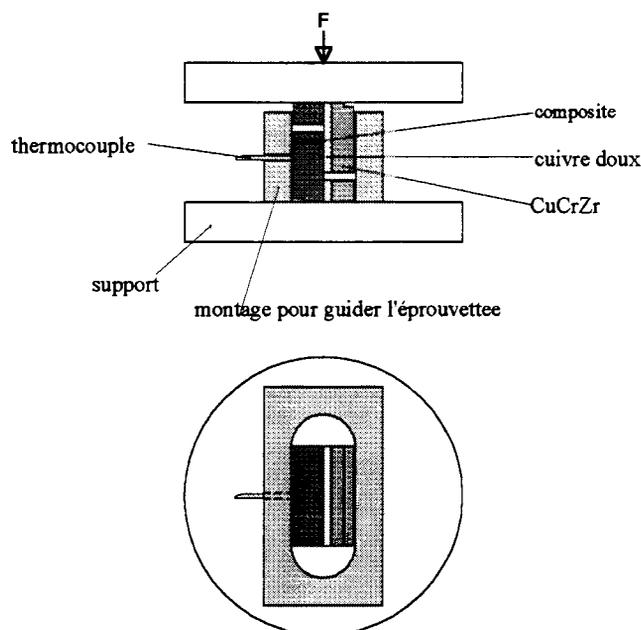


Figure 18 : montage d'essais de cisaillement sur liaison AMC

Grâce à ce montage, la rupture des éprouvettes est observée dans la zone utile. Malgré cela, il se produit parfois une fissuration légère de l'appui composite avant la rupture par cisaillement de la zone utile. Cela se traduit sur les courbes d'essais par un pic survenant avant celui du cisaillement (cf. annexe 3, §3). Dans ces conditions, le seul résultat fiable est la contrainte maximale.

Lors des essais, aucun extensomètre n'a été utilisé. Les déformations locales de la zone utile ne sont pas connues. Les contraintes sont donc données en fonction des déplacements des mors de la machine.

On a défini le même type de caractérisation que lors des essais de traction : le premier essai est un chargement à rupture monotone. Il existe également un essai de cyclage croissant, analogue au test 5T en traction : 5 cycles, dont le dernier est un chargement à rupture, et un essai de cyclage continu. Ce cyclage continu consiste à réaliser 30 cycles avec une contrainte maximale de 15 MPa, contrainte que l'on pensait proche de la contrainte à rupture de l'assemblage. On verra que cette contrainte en est en fait assez éloignée. Les 30 cycles n'ont pas été suivis par un chargement à rupture, comme cela avait été réalisé lors des essais de traction. En annexe 3, §3 figurent des courbes de résultats. Le nombre d'éprouvettes pour chaque type d'essai et température est présenté sur le Tableau 2.

nombre d'éprouvettes	20°C	250°C	450°C	600°C
<i>Essai monotone</i>	Azy : 2 Axy : 2	Azy : 0 Axy : 2	Azy : 1 Axy : 1	Azy : 0 Axy : 1
<i>Essai de cyclage croissant</i>	Azy : 2 Axy : 2	Azy : 2 Axy : 2	Azy : 2 Axy : 2	Azy : 1 Axy : 2
<i>Essai de cyclage continu</i>		Azy : 2 Axy : 2		
<b>Azy : 12 éprouvettes</b>				
<b>Axy : 16 éprouvettes</b>				

Tableau 2 : nombre d'éprouvettes par type d'essai de cisaillement sur liaison AMC

### 2.3 Evolution de la contrainte maximale en cisaillement en fonction de la température

La Figure 19 présente l'évolution de la contrainte maximale pour toutes les éprouvettes testées et pour les deux configurations. On a représenté également la contrainte maximale du matériau composite en cisaillement dans le plan tissé, d'après les données spécifiées par SEP, division de SNECMA.

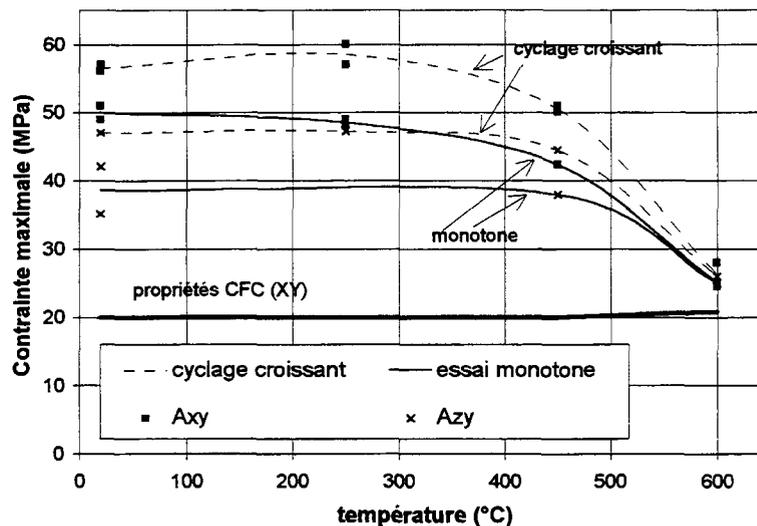


Figure 19 : Evolution des contraintes maximales en cisaillement en fonction de la température

La contrainte maximale est très élevée par rapport à la limite à rupture en cisaillement du composite. Une simulation par éléments finis confirme que les contraintes de cisaillement dans le composite, proches de l'interface, sont très supérieures aux valeurs admissibles par le composite. Il y a donc un renforcement important par les picots et les infiltrations de cuivre dues au procédé AMC.

On remarque que la configuration Axy (plans tissés parallèles à la direction de sollicitation) donne des résultats plus élevés que la configuration Azy, respectant ainsi l'orthotropie du matériau composite : la contrainte à rupture en cisaillement du composite dans cette configuration est plus élevée. Dixon aboutissait à la même conclusion : le niveau de rupture est contrôlé par la résistance au cisaillement du composite.

On constate également que la contrainte maximale d'une éprouvette qui a subi plusieurs chargements successifs est plus élevée que celle d'une éprouvette qui a été amenée à la rupture directement, comme pour les essais de traction.

De 450°C à 600°C, la contrainte maximale chute, pour les deux configurations et pour les deux types d'essais, pour converger vers une valeur d'environ 25 MPa. Les valeurs sont regroupées pour les deux types d'éprouvettes : la contrainte maximale ne dépend plus de l'orientation du composite.

Tout semble indiquer une modification du type de rupture entre 450°C et 600°C : on passe visiblement d'une rupture commandée par le composite à une rupture commandée par le cuivre.

### 2.4 Observation des faciès de rupture

Cette hypothèse est confirmée par l'évolution des faciès de rupture en fonction de la température, quel que soit le type de chargement. La Photo 5 représente le faciès de rupture d'un échantillon testé à température ambiante, du côté du cuivre. On voit que les picots de cuivre ne sont pas visibles : ils sont entièrement recouverts de composite. Le faciès de rupture présente une grande rugosité : la rupture est multiplanaire, toujours au sein du composite. D'après Salvo, les contraintes à rupture les plus élevées en cisaillement sont obtenues pour des ruptures multiplanaires. Par contre, les faciès de rupture obtenus par Dixon présentaient un aspect plutôt lisse,

avec peu de décohésion entre fibre et matrice. L'auteur en déduit que le procédé de brasage a probablement augmenté la cohésion fibre / matrice et réduit la ténacité du composite. Ce n'est pas le cas ici.

La Photo 6 représente le faciès de rupture d'un échantillon à 250°C : la surface en cuivre est toujours majoritairement recouverte de composite. Cependant il existe quelques zones où les picots sont visibles. Du côté du composite, quelques picots sont restés prisonniers.

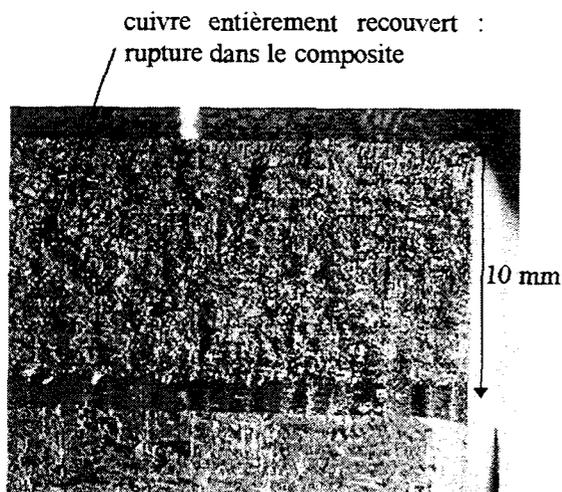


Photo 5 : éprouvette testée à 20°C  
(côté cuivre)

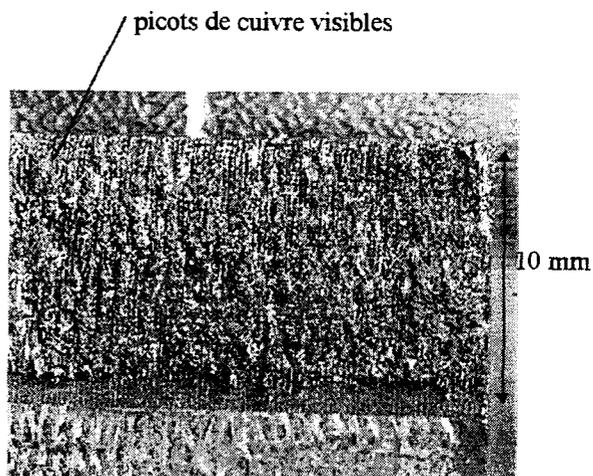


Photo 6 : éprouvette testée à 250°C  
(côté cuivre)

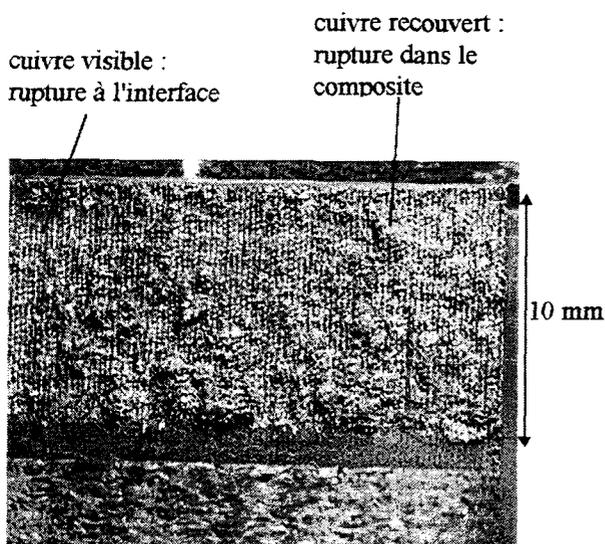


Photo 7 : éprouvette testée à 450°C  
(côté cuivre)

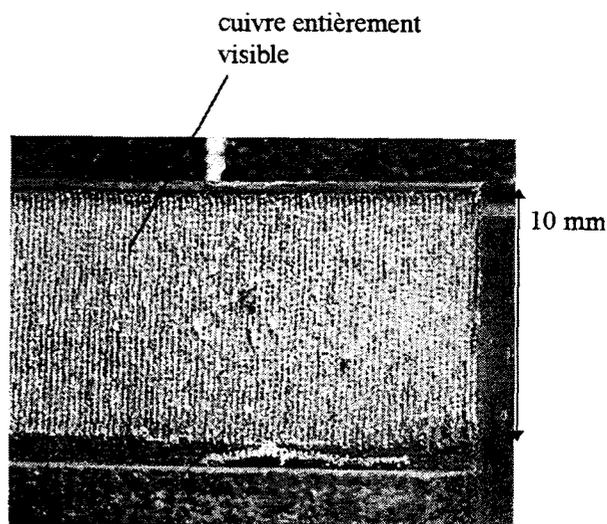


Photo 8 : éprouvette testée à 600°C  
(côté cuivre)

La Photo 7, représentant le faciès de rupture d'un échantillon testé à 450°C, côté cuivre, montre une rupture se propageant dans le composite puis dans le cuivre. Sur certaines zones la rupture a eu lieu dans le composite, sur d'autres zones la rupture a eu lieu par cisaillement des picots, car le faciès de rupture du côté du composite montre de nombreux picots restés emprisonnés dans un toron de fibres.

Le faciès de rupture d'éprouvettes testées à 600°C du côté du cuivre (Photo 8) ne présente plus aucun paquet de composite resté accroché au cuivre. Les picots cisailés lors de la rupture sont restés prisonniers dans le composite. A 600°C la rupture a eu lieu exclusivement par cisaillement à la base des picots. Pour une telle température, le composite résiste mieux que le cuivre.

Ce comportement est confirmé par la simulation par éléments finis de l'essai à 600°C, qui montre une déformation plastique du cuivre proche de sa limite (9%) (cf. annexe 3, §3). L'importante plastification du cuivre peut donc expliquer la localisation de la rupture à 600°C.

## **2.5 A retenir des essais de cisaillement**

L'essai de cisaillement s'est révélé beaucoup plus difficile à mettre en oeuvre et à exploiter que l'essai de traction. Toutefois, des résultats très intéressants sont apparus : tout d'abord la très bonne résistance de la liaison au cisaillement, et le fait que la contrainte maximale et le type de rupture évoluent de manière importante avec la température. Bien que l'essai soit complexe à simuler et les déformations locales de la zone utile inaccessibles, la simulation suggère que la résistance interfaciale entre le composite et le cuivre est beaucoup plus importante que celle du composite pur.

## **3. A retenir du chapitre 3 (Caractérisation mécanique de l'assemblage)**

Les essais de traction et de compression ont permis de caractériser l'assemblage et de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement de la liaison. Les essais de traction ont conduit à la proposition d'un modèle d'endommagement de l'assemblage, par déchaussement des torons de fibres du composite orientés dans l'axe de la sollicitation. La rupture de l'assemblage serait causée par la rupture des torons.

Les essais de cisaillement ont mis en évidence l'excellente tenue de la zone interfaciale grâce à la présence des picots de cuivre. Les mécanismes de rupture évoluent de manière importante en fonction de la température.

Une comparaison essais / simulation a été réalisée lors des essais de traction à température ambiante, grâce à l'utilisation d'un extensomètre. L'accord est bon pour la majorité des éprouvettes. On peut en conclure que la modélisation de l'assemblage est correcte pour une sollicitation de ce type. Une tentative d'identification des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu a été réalisée.

Après ces essais mécaniques, l'assemblage composite / cuivre a été testé sous des sollicitations thermomécaniques, décrites dans le chapitre suivant.

## Chapitre 4 : Analyse des essais thermomécaniques sur l'assemblage composite / cuivre

Les composants de première paroi sont soumis à des cyclages thermiques importants une fois installés dans Tore Supra. Un endommagement de l'assemblage peut conduire à une destruction partielle ou totale des tuiles réfractaires et ainsi compromettre la stabilité du plasma.

C'est pourquoi l'essai de qualification le plus important est le cyclage thermomécanique, effectué sur un banc de test muni d'une source de flux par faisceau d'électrons. Dans un premier temps, celui-ci sera décrit. Le type de maquettes testées lors de notre étude, ainsi que le mode de sollicitation qui leur a été appliqué, seront également décrits.

Pour exploiter les résultats de ces essais thermomécaniques, une analyse complète est nécessaire : suivi de la température en surface des composants pendant les tirs, observation des composants et analyses non destructives après test. Elle nous permettra de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement de l'assemblage sous chargement thermomécanique.

### 1. Le contexte des essais thermomécaniques

#### 1.1 Le banc de test : la station FE200

Dans le cadre du programme de recherche international sur la fusion thermonucléaire contrôlée, l'Europe a décidé de se doter d'une station d'essais. Elle permet de qualifier les composants faisant face au plasma dans les tokamaks actuels (Tore Supra à Cadarache) ou dans la prochaine génération de machines (NET, ITER). Issue de la collaboration entre l'association Euratom-CEA, Framatome et l'équipe projet NET, la station d'essais à haut flux thermique FE200 a été installée au centre de soudage hautes énergies de Framatome situé au Creusot. Elle a été mise en service en Août 1991. Cette installation est un outil d'évaluation du comportement thermomécanique (cyclage, test de fatigue, comportement sous flux important) et thermohydraulique (tests de flux critique) des éléments de première paroi (cf. Figure 1). Elle est composée :

- d'une enceinte à vide dans laquelle la maquette est positionnée,
- d'un générateur de faisceau d'électrons, qui permet le chauffage de la maquette,
- d'une boucle d'eau principale pressurisée pour le refroidissement de la maquette et une boucle d'eau secondaire décarbonatée pour le refroidissement de l'installation,
- d'éléments de contrôle-commande.

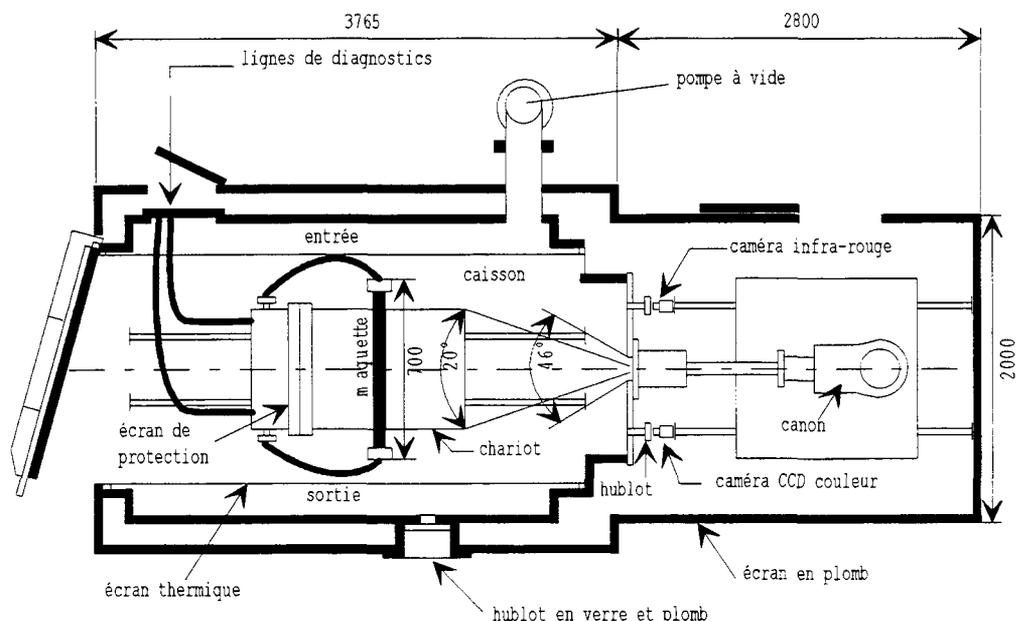


Figure 1 : installation FE200 (dimensions en mm, vue de dessus)

### 1.1.1 Le canon à électrons

Il est capable de délivrer une puissance maximale de 200 kW (200kV - 1A). Le balayage du faisceau sur la surface de la maquette est contrôlé à l'aide d'un système développé par ISF (Aix la Chapelle). Les paramètres définissant le balayage du faisceau sont définis sur la Figure 2.

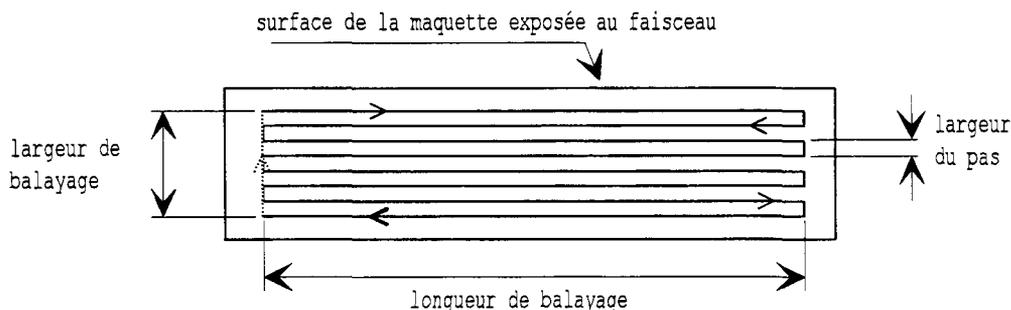


Figure 2 : paramètres de balayage du faisceau sur une maquette

L'opérateur rentre les caractéristiques du faisceau grâce à un micro-ordinateur :

- la longueur de balayage suivant l'axe horizontal,
- la largeur de balayage suivant l'axe vertical qui est définie par le nombre de pas (limité à 200) multiplié par la largeur du pas de balayage (variant de 0.5 à 20 mm).
- la durée totale de l'essai (temps minimum : 0.1 ms ; temps maximal : 10000 s),
- la vitesse de balayage du faisceau suivant l'axe horizontal qui détermine la forme théorique du profil de dépôt de puissance sur la maquette : profils linéaire, triangulaire, sinusoïdal, ou quelconque.

Afin d'assurer une mise sous flux instantanée, ce système permet le démarrage d'un essai en positionnant le faisceau sur un bloc « martyr » avant de démarrer le balayage de la maquette. Le bloc martyr est une pièce en glydop activement refroidi par de l'eau, capable de supporter 200 kW pendant 10 s sur 100 cm<sup>2</sup> environ.

### 1.1.2 L'enceinte à vide

Le caisson est une enceinte à vide en acier inoxydable d'une épaisseur de 15 mm et représente un volume de 8 m<sup>3</sup>. Il est recouvert intérieurement de panneaux refroidis par la boucle d'eau décarbonatée et extérieurement de 10 mm de plomb protégeant du rayonnement X. Quatre petits hublots en saphir sont disposés de part et d'autre de l'ouverture autorisant le passage du faisceau. Ils permettent les mesures optiques (deux pyromètres à guidage laser) ainsi que le suivi des essais par une caméra infrarouge et une caméra CCD couleur. Un hublot latéral permet l'observation de l'évolution de la maquette pendant l'essai.

Un système automatique de pompes à vide conçu pour atteindre une pression moyenne de  $4.10^{-5}$  hPa assure le vide dans le caisson.

### 1.1.3 Boucles d'eau

Deux boucles d'eau assurent le refroidissement de l'installation : la boucle d'eau pressurisée et la boucle d'eau décarbonatée. La boucle d'eau pressurisée est le circuit de refroidissement de la maquette. Cette installation a la capacité de refroidir la pièce dans les conditions suivantes :

- puissance maximale évacuée en régime continu : 300kW ;
- débit d'eau maximal : 6 kg/s ;
- pression :  $2.10^5$  à  $33.10^5$  Pa ;
- perte de charge maximale :  $6.10^5$  Pa
- température : de 50°C à 230°C.

L'instrumentation de cette boucle fournit des informations sur les paramètres hydrauliques de l'eau pendant le déroulement des essais.

La boucle d'eau décarbonatée fonctionne à basse pression ( $5.10^5$  Pa) à des températures comprises entre 30°C et 60°C. Elle assure plusieurs fonctions de refroidissement (écrans de protection, bloc martyr, parois de l'enceinte à vide).

### 1.1.4 Equipements d'observation du comportement de la maquette

La surveillance de la maquette est assurée par divers moyens optiques :

- une caméra infrarouge et une caméra CCD couleur dont les images sont retransmises sur écran vidéo et enregistrées sur des magnétoscopes. Les images infrarouges sont traitées en temps réel à l'aide du logiciel Inframetrics (Thermagramm) et permettent de suivre l'évolution de la température de surface de la maquette.
- Deux pyromètres optiques à guidage laser de gammes différentes (0 - 800°C et 800 - 2000°C) donnent l'évolution de la température de la surface en des endroits bien précis sur une surface de 1 cm<sup>2</sup>. Les données sont affichées en temps réel sous forme graphique.

### 1.1.5 Déroulement d'un essai de fatigue

Le banc d'essai FE200 peut accueillir plusieurs maquettes lors du même test. Les essais de fatigue ont lieu généralement sur deux maquettes cyclées en parallèle : le flux est appliqué généralement 15 secondes sur une maquette, puis 15 secondes sur la deuxième. Avant et après cyclage, chaque maquette est balayée à un flux moyen ( $5 \text{ MW/m}^2$  pour un essai de cyclage à  $10 \text{ MW/m}^2$ ) afin de révéler les éventuels défauts : ce sont les screenings initial et final.

## 1.2 Description de l'élément prototype

Il s'agit ici d'étudier des aiguilles, composant évoqué dans l'introduction de cette thèse. Le mode de fabrication de l'aiguille a déjà introduit au chapitre 2 : en surface de chaque aiguille sont disposées 21 tuiles de composite (de dimensions d'environ 23 mm / 23 mm et d'épaisseur 6 mm). Ces tuiles sont assemblées à une couche de cuivre OFHC d'épaisseur 2 mm par le procédé AMC. Chaque tuile est assemblée séparément des autres sur une couche de cuivre individuelle. Les 21 blocs composite / cuivre OFHC sont ensuite assemblés sur la structure de l'aiguille en cuivre - chrome - zirconium par soudure par faisceau d'électrons (Figure 3). L'aiguille est percée sur toute sa longueur de deux canaux reliés par un conduit en U à une extrémité, permettant l'entrée et la sortie du circuit de refroidissement à l'autre extrémité. La direction d'aiguilletage du composite correspond à la

direction de la longueur de l'aiguille. Une fois l'aiguille entièrement fabriquée, elle subit un traitement de revenu à 470°C pendant 2 heures, afin de restaurer les caractéristiques mécaniques du Cuivre Chrome Zirconium dans les zones affectées thermiquement par le soudage par faisceau d'électrons.

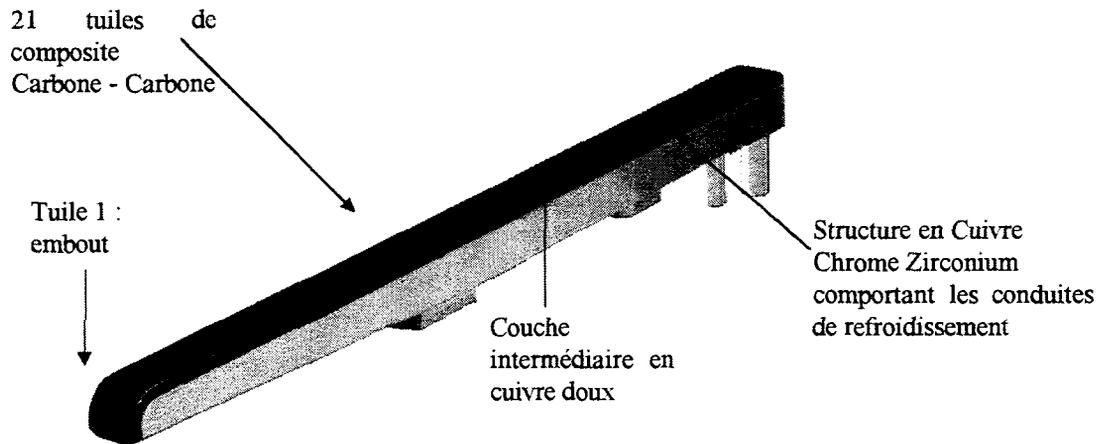


Figure 3: une aiguille (assemblage composite / cuivre doux / cuivre de structure)

## 2. Le déroulement des essais (les maquettes, le cyclage)

### 2.1 description des maquettes

Lors des essais, les aiguilles sont assemblées deux par deux pour être testées en parallèle. La maquette obtenue ainsi est visible sur la Figure 4.

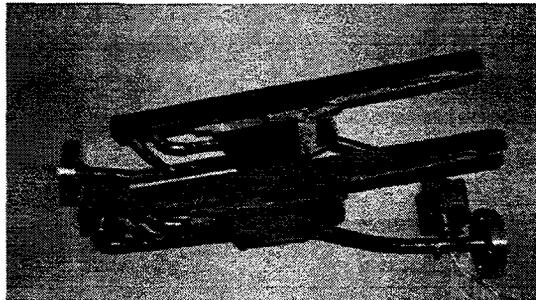


Figure 4 : maquette de deux aiguilles pour test sur banc d'essais FE200

Deux couples d'aiguilles prototypes à l'échelle 1 ont été testés : il s'agit des aiguilles C2 / R2, testées début 1996, et des aiguilles PL2-3 et PL2-4, testées en Juin 1996. Les deux couples d'aiguilles possèdent une géométrie d'embout différentes (embout pointu pour R2 / C2 ; embout arrondi pour PL2-3 / PL2-4).

Avant leur passage sur le banc d'essais FE200, les maquettes subissent un test destiné à révéler d'éventuels défauts de fabrication. Ce contrôle non-destructif a lieu sur la Station d'Acquisition de Thermographie InfraRouge (SATIR), située dans les locaux du Service Intégration Plasma-Paroi du CEA.

### 2.2 Contrôle non-destructif par SATIR avant essai

Le principe du test consiste à faire passer un front d'eau chaude puis un front d'eau froide dans le canal de refroidissement du composant. Ce régime thermique transitoire génère un flux thermique qui traverse les interfaces à contrôler avant de chauffer la surface de l'élément. Le profil de la température de surface, enregistré par une caméra infrarouge, rend compte des imperfections des interfaces traversées. Une mesure

comparative du composant est faite avec un élément sain. Les défauts d'interface sont détectés par une réponse plus lente de la température de surface par rapport à une zone de mesure saine. Cette réponse plus lente s'exprime entre autres paramètres par un écart de température minimale à la montée et maximale à la descente entre la zone mesurée et la référence (nommé DTRef). En principe, une zone représente la surface d'une tuile. Une correction est effectuée pour tenir compte de la variation d'émissivité d'une tuile à l'autre.

Ce contrôle est devenu systématique avant et après le test par cyclage sous flux thermique pour les prototypes ; il est également à présent une étape des contrôles de réception des pièces de série.

Dans le cas des maquettes R2/C2 d'une part, et PL2-3/PL2-4 d'autre part, les températures en surface des tuiles ne sont pas parfaitement homogènes, révélant les différences de comportement inhérentes aux composants. Ces différences se perdent néanmoins dans le bruit de l'installation : le test SATIR ne révèle donc aucun défaut pré-existant.

### 2.3 Conditions d'essai sur le banc de test FE200

Le screening initial, effectué à un flux de 5 MW/m<sup>2</sup>, n'a mis en évidence aucun défaut de fabrication pré-existant, en accord avec les résultats de l'analyse SATIR. Il n'existe donc aucun défaut décelable avant le test de cyclage thermique des maquettes.

Les sollicitation appliquées aux deux maquettes sont les suivantes :

- **Mode de cyclage sur les deux aiguilles R2 et C2 (Figure 5)**

Le mode de cyclage sur R2 et C2 a consisté à appliquer :

- 1000 cycles à 10 MW/m<sup>2</sup> sur les tuiles 1 à 7 ;
- 1000 cycles à 14.3 MW/m<sup>2</sup> sur les tuiles 11 à 17 ;
- une montée en puissance jusqu'à 19 MW/m<sup>2</sup> sur les tuiles 5 à 10, en quelques dizaines de cycles.

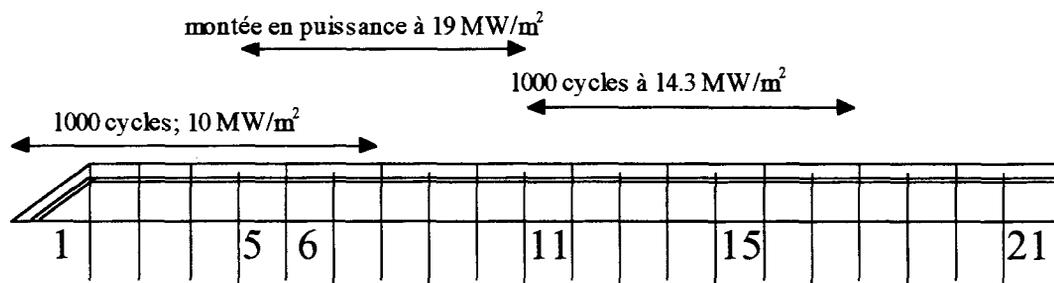


Figure 5 : mode de cyclage sur R2 et C2

- **Mode de cyclage sur les deux aiguilles PL2-3 / PL2-4 (Figure 6)**

Les aiguilles PL2-3 et PL2-4 ont subi un mode de cyclage différent. Celui-ci a consisté à appliquer :

- 1000 cycles à 8 MW/m<sup>2</sup> sur les tuiles 1 à 6 ;
- 1000 cycles à 10 MW/m<sup>2</sup> sur les tuiles 5 à 11 ;
- 2500 cycles à 11 MW/m<sup>2</sup> sur les tuiles 5 à 16.

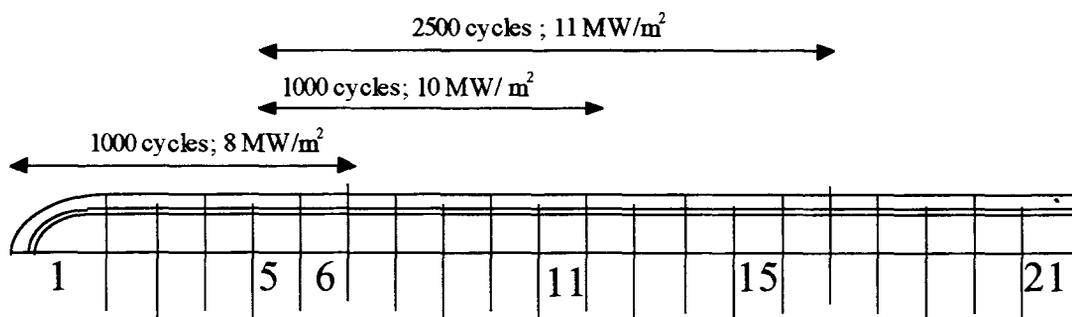


Figure 6 : mode de cyclage sur PL2-3 et PL2-4

Les aiguilles R2/C2 d'une part, et PL2-3/PL2-4 d'autre part, ont donc subi des essais bien différents :

- flux appliqué différent : plus important sur R2/C2,
- nombre de cycles plus élevé pour PL2-3 et PL2-4 : deux tuiles ont subi 4500 cycles.

Nous pouvons résumer dans un tableau les différentes sollicitations exercées sur l'ensemble de ces deux aiguilles (Tableau 1). Les sollicitations sont décrites par ordre d'importance. Dans ce tableau figurent aussi les observations faites lors des essais.

Aiguille	Tuiles	Sollicitation	Observations pendant test
R2 / C2	T8 à T10 T1 à T4 T11 à T17 T5 à T7	montée en puissance 1000 cycles, 10 MW/m <sup>2</sup> 1000 cycles, 14.3 MW/m <sup>2</sup> 1000 cycles (10 MW/m <sup>2</sup> ) + montée en puissance	défauts sur T1 et T2 (R2 et C2) défaut sur T12 de C2 défaut sur T7 (R2 et C2)
PL2-3 / PL2-4	T1 à T4 T12 à T16 T7 à T11  T5 à T6	1000 cycles à 8 MW/m <sup>2</sup> 2500 cycles, 11 MW/m <sup>2</sup> 3500 cycles, 10-11 MW/m <sup>2</sup>  4500 cycles, 8-11 MW/m <sup>2</sup>	défaut sur T11 de PL2-3 défaut sur T8 de PL2-4 défaut sur T5 de PL2-3 défaut sur T6 de PL2-4

**Tableau 1: les différentes sollicitations subies par les tuiles**

Lors du screening des maquettes après test, les zones endommagées ont été mises en évidence : ces zones sont les mêmes que celles observées pendant le test. En ce qui concerne les aiguilles PL2-3 et PL2-4, des défauts apparaissent au niveau de tuiles ayant subi au moins 3500 cycles. Les tuiles endommagées sont plus nombreuses pour R2 et C2.

L'essai a permis de sélectionner le meilleur concept d'embout : l'embout de PL2-3 / PL2-4 n'a pas souffert alors que les tuiles T1 et T2 de R2 / C2 ont été endommagées.

### 3. Résultats et analyse des essais

#### 3.1 Résultats des essais : suivi des températures de surface des tuiles

Le suivi des températures de surface des tuiles est un bon diagnostic. En effet, l'élévation de ce paramètre signifie que la capacité d'évacuation de la chaleur de la zone observée est diminuée, donc qu'un défaut est apparu entre la surface de la tuile et le conduit de refroidissement. Ce défaut peut être dû à la dégradation des propriétés thermiques des matériaux, ou à la détérioration des joints de l'assemblage (des discontinuités créent une barrière à l'évacuation du flux thermique vers le canal de refroidissement).

Nous verrons dans les paragraphes suivants que les défauts sont essentiellement localisés à l'interface composite / cuivre.

Pendant l'essai, les images infrarouges de la maquette sont enregistrées sur bande vidéo. Un logiciel de traitement permet d'obtenir la température de surface maximale, minimale ou moyenne sur la zone chauffée par le faisceau.

Ce traitement a été effectué sur la maquette PL2-3 / PL2-4. Les températures minimales et maximales sur l'ensemble de la zone testée ont été relevées pour chaque aiguille, en fonction du nombre de cycles, à partir du millièmes cycle [Mitteu, 1998]. Les flux appliqués n'étant pas les mêmes pour toutes les parties des aiguilles, la température de surface a été normalisée afin de correspondre à un flux nominal de 10 MW/m<sup>2</sup>. Les mille premiers cycles, effectués à 8 MW/m<sup>2</sup>, n'ont pas été représentés, car le flux nominal pour un composant face au plasma est de 10 MW/m<sup>2</sup>.

La zone testée ne comporte pas les mêmes tuiles au cours du cyclage :

- cycles 1000 à 2000 : tuiles T5 à T11 (T5 et T6 ont déjà subi 1000 cycles)
- cycles 2000 à 4500 : tuiles T5 à T16 .

Seules les tuiles T5 et T6 de chaque aiguille subissent la totalité des cycles.

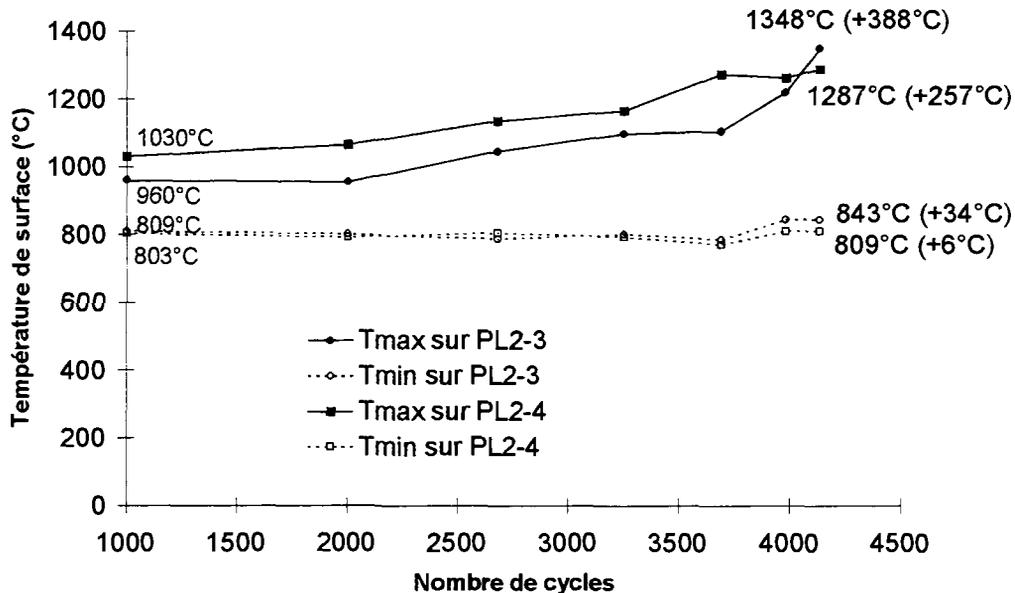


Figure 7 : évolution de la température de surface sur PL2-3 / PL2-4 en fonction des cycles, pour un flux nominal de 10 MW/m<sup>2</sup>

La Figure 7 donne l'évolution des températures minimales et maximales sur l'ensemble de la zone testée, en fonction du nombre de cycles. Au millièm cycle, il existe déjà une différence entre les températures maximale et minimale : cela tient plutôt à l'inhomogénéité de l'aiguille, et à l'inégalité des différentes tuiles vis-à-vis de la conduction de chaleur, qu'à l'existence de défauts. Par la suite, la température minimale, d'environ 800°C, évolue peu. Par contre, la température maximale augmente régulièrement (augmentation de 400°C pour PL2-3, et de 250°C pour PL2-4).

Cette courbe prouve l'endommagement progressif de certaines zones au cours des cycles, alors que d'autres zones restent à température constante. Les courbes de température minimale correspondent en fait aux zones sans défaut ; les courbes de température maximale correspondent aux zones en défaut.

Les diagnostics pendant les essais permettent une étude complète de l'évolution de la température surfacique des tuiles, mais ces tuiles sont difficilement identifiables formellement. L'observation des maquettes après les essais permet de localiser l'endommagement et de confirmer la position des tuiles en défaut. Dans un premier temps, celle-ci se fera sur les bords libres des aiguilles, par macroscopie optique.

### 3.2 Analyse après essai : observation du bord libre des aiguilles

Lors de l'essai de cyclage, on peut diagnostiquer les pertes de conductivité thermique de certaines zones. Leur observation révèle immédiatement la présence de fissures à l'interface composite / cuivre.

Il est possible que la perte de conductivité thermique soit également due à l'endommagement du composite pendant l'essai. Cependant, les fissures susceptibles d'apparaître lors du cyclage sont difficiles à repérer, le composite étant déjà fissuré par son procédé de fabrication.

La présence de fissures à l'interface composite / cuivre, ainsi que leur importance, sont corrélées à la perte de conductivité thermique de l'assemblage : on considérera dans la suite qu'elles en sont les principales responsables.

### 3.2.1 Observation du bord libre de R2

Une rapide observation macroscopique des bords libres des composants montre que les tuiles comportant des fissures sont beaucoup plus nombreuses sur R2 et C2 que sur PL2-3 et PL2-4.

Les tuiles d'embout ainsi que les tuiles ayant subi un cyclage puis la montée en puissance sont endommagées de manière importante. La Photo 1 montre une fissure macroscopique à l'interface composite / cuivre doux de la tuile 7, au voisinage de la tuile suivante. La Photo 2 apporte des précisions sur le mode de propagation. La fissure chemine de picot en picot, à l'interface, ou au sein du composite.

La majorité des fissures semblent s'initier au coin de la tuile (tuiles 4 et 5 : initiation de fissure au coin de la tuile, sans propagation ultérieure visible) (cf. Photo 3).

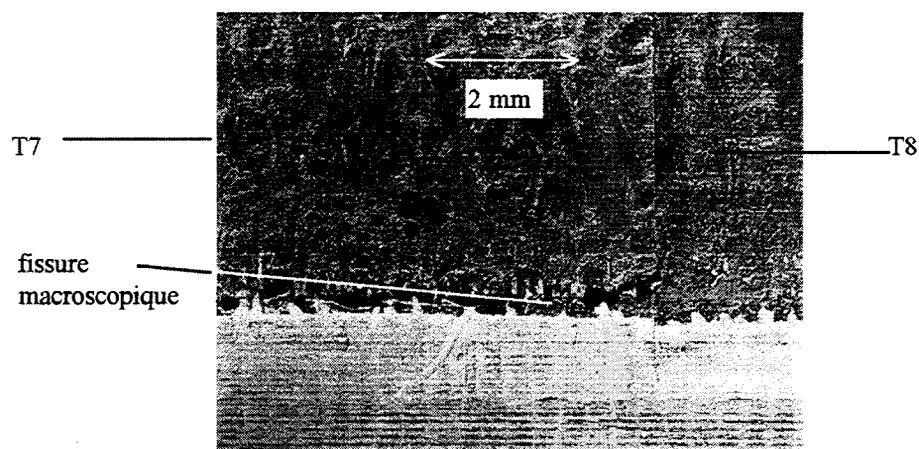


Photo 1 : bord libre de R2 (frontière T7-T8, après 1000 cycles et une montée en puissance)

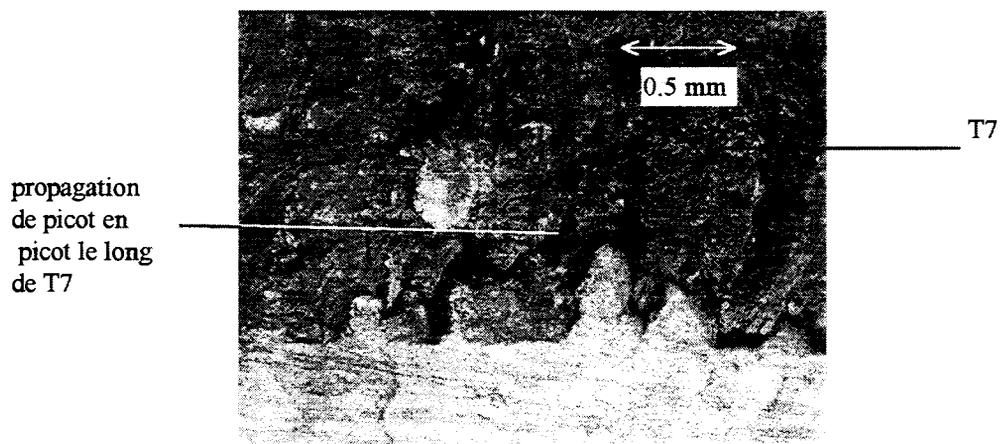


Photo 2 : bord libre de R2 (tuile T7, après 1000 cycles et une montée en puissance)

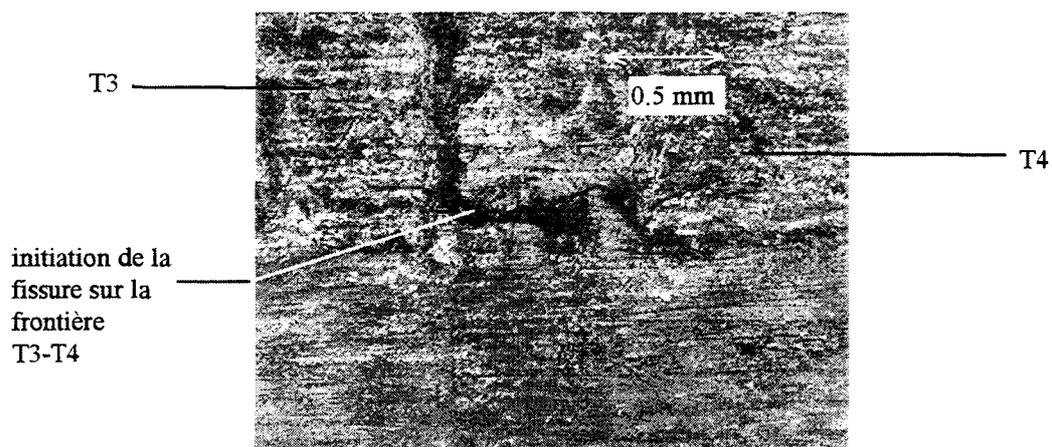


Photo 3 : bord libre de R2 (frontière T3-T4, après 1000 cycles)

### 3.2.2 Observation du bord libre de PL2-3 / PL2-4

Aucun endommagement n'est décelable à l'interface des tuiles ayant subi moins de 4000 cycles sur PL2-3 / PL2-4, à part pour les défauts détectés lors de l'essai thermomécanique (tuile 11 de PL2-3 et tuile 8 de PL2-4). Sur les quatre tuiles ayant subi 4500 cycles (tuiles 5 et 6 de chaque composant), deux sont fortement fissurées : ce sont celles qui présentaient un échauffement indiqué par le banc d'essais FE200. Les deux autres tuiles présentent une fissuration plus légère.

Une naissance de fissure au coin de la tuile 5 de PL2-3 est tout à fait visible, ainsi que sa propagation de picot en picot le long du bord libre (Photo 4). Il en est de même pour la tuile 6 de PL2-4 : la naissance de la fissure au coin de la tuile est bien visible (Photo 5).

Des fissures sont visibles à l'interface de la tuile 6 de PL2-3, mais semblent naître au sommet des picots, et non plus au coin de la tuile (Photo 6).

Sur la tuile 6 de PL2-4, on a remarqué un phénomène intéressant : le cisaillement de picots par une fissure (Photo 7).

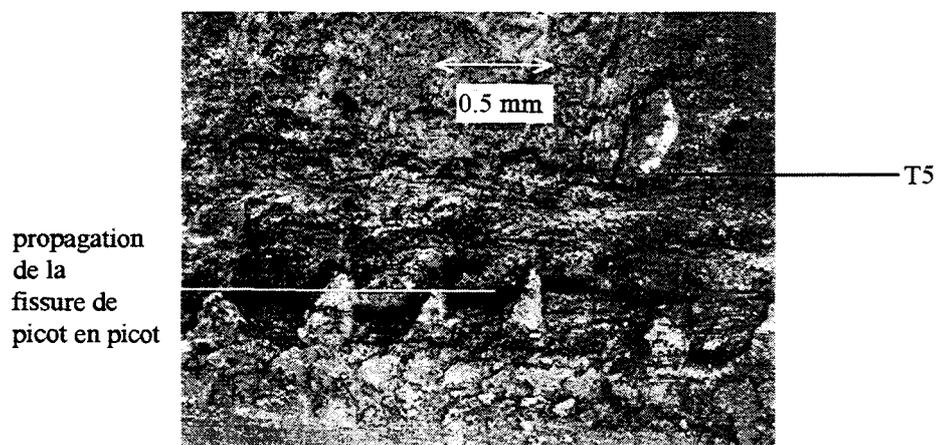


Photo 4 : bord libre de PL2-3 (tuile 5, après 4500 cycles)

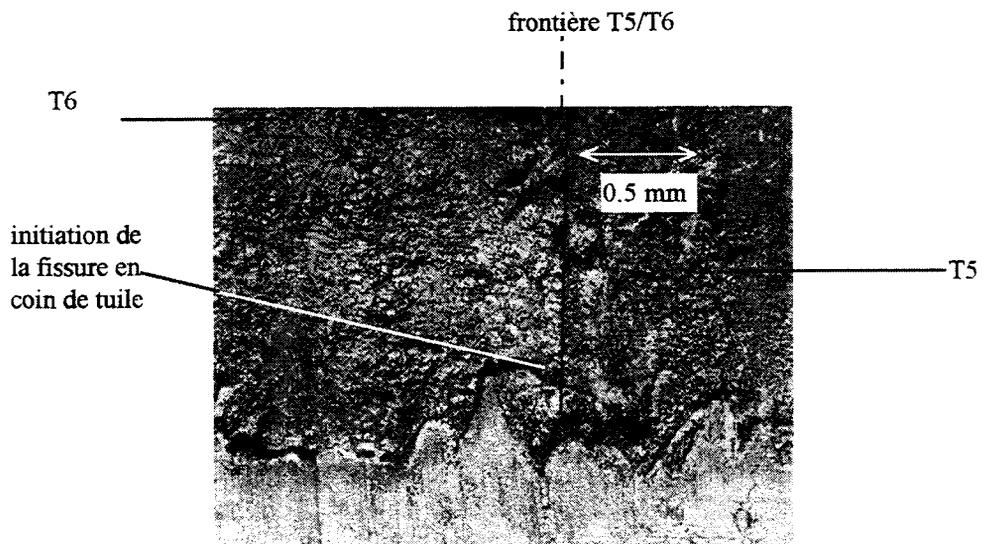


Photo 5 : bord libre de PL2-4 (frontière T5-T6, après 1500 cycles)

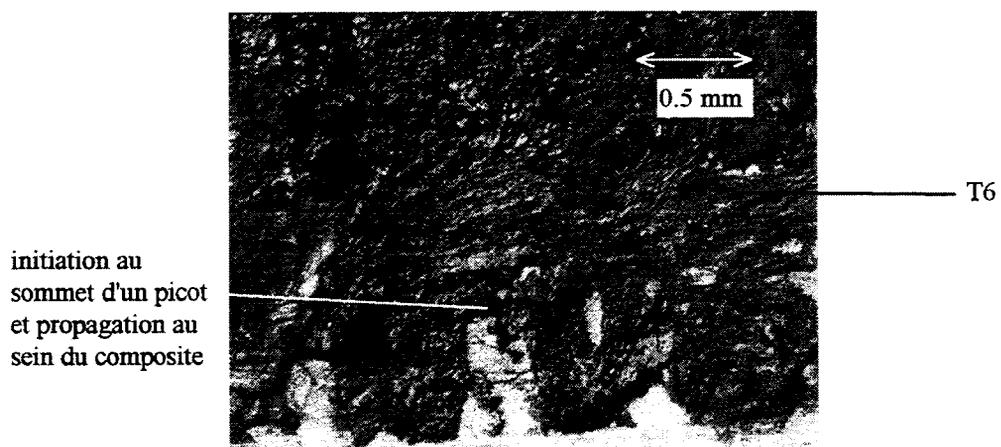


Photo 6 : bord libre de PL2-3 (tuile T6, après 4500 cycles)

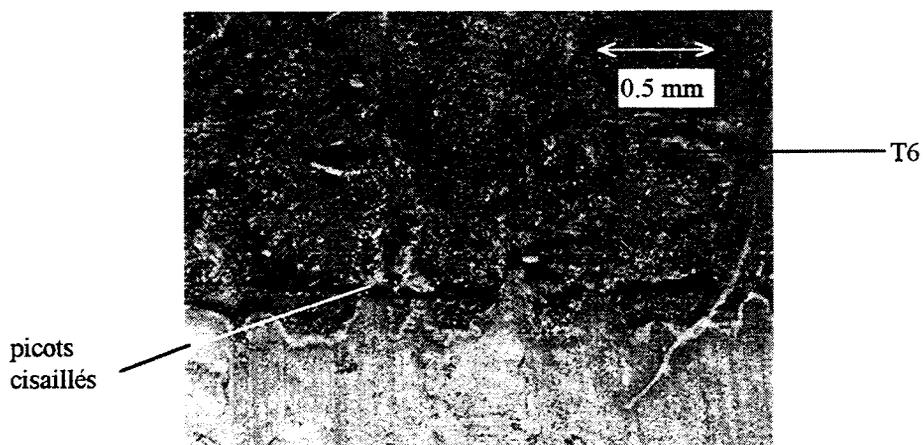


Photo 7 : bord libre de PL2-4 (tuile T6, après 4500 cycles)

### 3.2.3 Classement du type de fissuration

L'étude de la naissance et du cheminement des fissures sur le bord libre des composants nous a permis de les classer en trois catégories, décrites sur la Figure 8 par ordre de fréquence.

- La première catégorie de fissures, la plus couramment observée, s'initie au coin de la tuile, et se propage ensuite de picot en picot. On peut se rapporter aux Photo 3 et Photo 5 pour les initiations de fissures ; aux Photo 2 et Photo 4 pour la propagation de picot en picot.
- Les fissures de catégorie 2 semblent s'initier au sommet des picots, et se propager ensuite au sein du composite, plus loin de l'interface que les fissures de la catégorie 1 (Photo 6).
- Enfin, une seule fissure de catégorie 3 a été repérée : sa propagation a lieu en cisillant les picots (Photo 7).

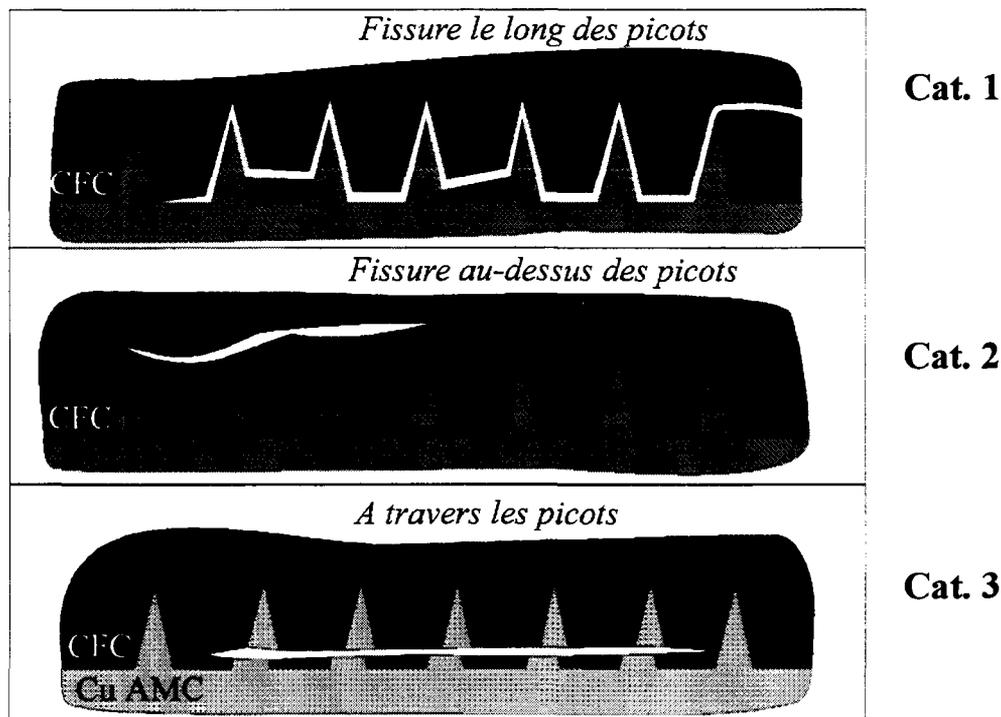


Figure 8 : catégories d'endommagement sur le bord libre des aiguilles

Le Tableau 2 résume, pour chaque type d'endommagement, les tuiles concernées.

Aiguille	Type de sollicitation	Catégorie d'endommagement		
		Cat. 1	Cat. 2	Cat. 3
R2	montée en puissance 1000 cycles, 10 MW/m <sup>2</sup> 1000 cycles, 14 MW/m <sup>2</sup> 1000 cycles, 10 MW/m <sup>2</sup> + montée en puissance	T8 à T10 T1, T2, T4 T11 à T17 T5 à T7	T12 T5, T7	
PL2-4	1000 cycles, 10 MW/m <sup>2</sup> 3500 cycles, 10 MW/m <sup>2</sup> 4500 cycles, 10 MW/m <sup>2</sup>	T4 T8 T5, T6	T8 T6	T6
PL2-3	4500 cycles, 10 MW/m <sup>2</sup>	T5, T6	T6	

Tableau 2 : tuiles concernées pour chaque catégorie de défauts

### 3.2.4 Indicateur d'endommagement en fonction de la sollicitation

Dans le but d'apprécier l'évolution de la fissuration en fonction de la sollicitation reçue par la tuile, un paramètre nommé « surface d'ouverture de fissure » a été défini. Ce paramètre se définit comme le produit de la longueur de fissure sur les deux bords libres par l'ouverture de fissure.

L'ouverture de fissure représente la largeur moyenne de la fissure : elle a été estimée à 0.1 mm pour les fissures fines (majorité des tuiles); 0.2 mm pour les fissures moyennes (tuile 5 de PL2-3 par exemple); et 0.3 mm pour les grosses fissures (tuile 7 de R2). Ce paramètre permet de différencier deux types de tuiles selon les caractéristiques des fissures qui les traversent. Ainsi, la tuile 5 de PL2-3 est fissurée sur toute sa longueur, mais par des fissures fines ; la tuile 7 de R2 présente des fissures très larges sur toute sa longueur, qui se sont certainement propagées sous la tuile de manière plus importante que dans le cas de la tuile 5. Il importe donc de différencier ces deux types de tuiles.

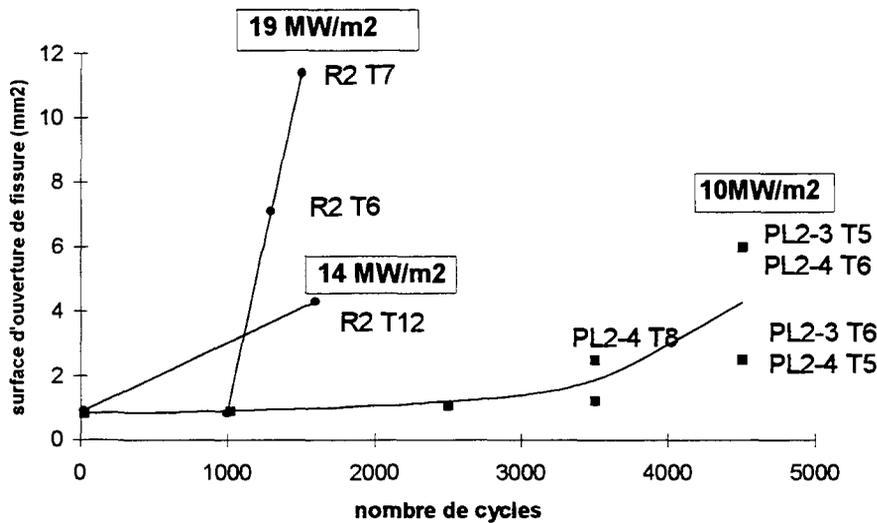


Figure 9 : évolution de la surface d'ouverture de fissure en fonction de la sollicitation

La Figure 9 représente l'évolution de la surface d'ouverture de fissure sur le bord libre des tuiles, en fonction de la sollicitation appliquée à la tuile. Sur cette courbe on voit se différencier trois faisceaux de courbes.

- L'endommagement le plus important correspond à une sollicitation de cyclage suivi d'une montée en puissance.
- Le cyclage à un flux important (14 MW / m<sup>2</sup>) provoque une fissuration plus élevée au bout de 1000 cycles que celle provoqué par un cyclage plus long mais à un flux plus faible.
- Globalement, les endommagements 'de fatigue' restent inférieurs à ceux infligés avec des flux plus importants.

Les endommagements de fatigue semblent naître au coin des tuiles et se propager le long de l'interface. Les endommagements liés à l'intensité du flux semblent plus localisés que l'endommagement de fatigue.

La fissuration a été étudiée sur le bord libre des tuiles. Nous allons à présent nous intéresser à sa propagation à l'intérieur du composant. Deux moyens d'observation seront mis en œuvre : une étude fractographique, et un test non-destructif fondé sur la thermographie infrarouge.

### 3.3 Analyse après essai : fissuration au sein du composant

#### 3.3.1 Fractographies

L'aiguille PL2-3 a été coupée par la SEP longitudinalement au-dessus d'un des deux canaux d'eau. Le but de cette découpe est d'évaluer la longueur de propagation de la fissure du bord libre vers l'intérieur du composant. La tuile 5 (ayant subi 4500 cycles) a par ailleurs été découpée transversalement, en son milieu (Figure 10).

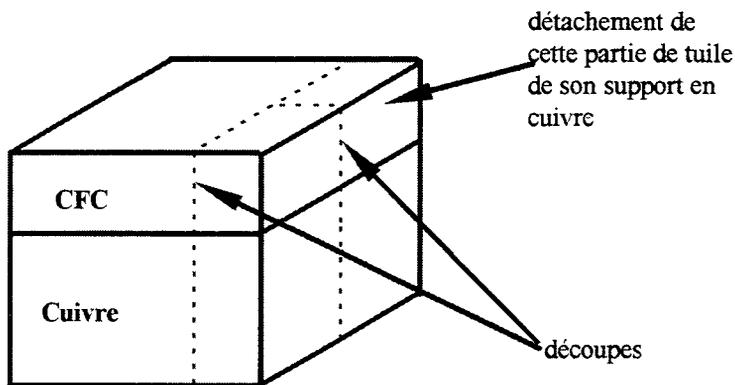


Figure 10 : usinage de la tuile 5 de PL2-3

Après cette découpe, la tuile de composite était toujours solidaire de sa semelle de cuivre doux. Après transport des échantillons, l'une des moitiés de la tuile 5 s'est détachée de son support en cuivre. L'interface était déjà très détériorée par les essais ; les efforts exercés sur la pièce lors de son transport ont achevé de désolidariser la tuile et le cuivre. La surface de rupture du côté cuivre est visible sur la Photo 8 :

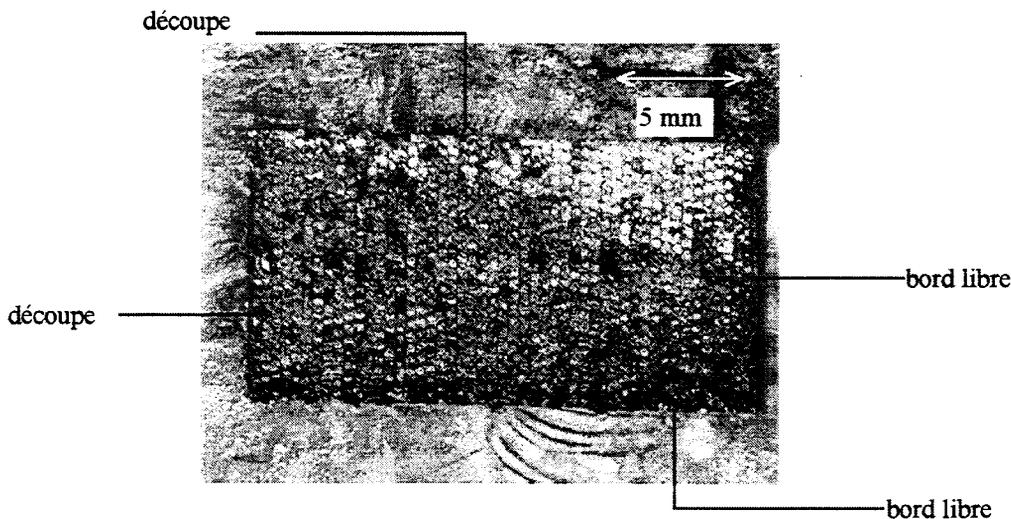


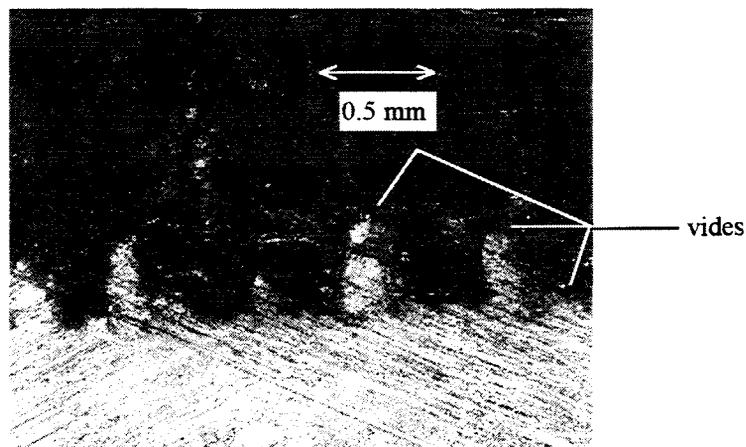
Photo 8 : surface de rupture côté cuivre (tuile 5, PL2-3)

Deux zones différentes sont nettement visibles :

- une zone où le cuivre est apparent (coin supérieur droit de la Photo 8) : rupture de l'interface lors du transport de la pièce ;
- une zone où le cuivre est majoritairement recouvert de composite : endommagement progressif de l'interface lors des essais de cyclage.

L'observation du bord libre de cette tuile a montré qu'elle était fissurée sur toute sa longueur. Au vu de la Photo 8, cette fissure s'est propagée presque jusqu'au quart de la largeur du composant.

L'autre partie transversale de la tuile 5 est restée liée à sa semelle en cuivre. En observant l'interface composite / cuivre sur la face usinée, on ne voit pas de traces de fissures longues, mais quelques cavités très localisées (cf. Photo 9). On peut penser que c'est l'approche du front de fissure.



**Photo 9: interface composite / cuivre (T5, PL2-3) sur la face usinée au quart de la largeur de la tuile**

Les usinages réalisés sur l'aiguille PL2-3 n'ont pas permis d'en apprendre plus sur la propagation des fissures vers l'intérieur du composant. En effet, la méthode de découpe des aiguilles n'est pas idéale : les fissures à l'interface composite / cuivre ont tendance à se combler lors de l'usinage.

Nous disposons d'un autre moyen permettant d'appréhender la dimension des défauts à l'interface. Il s'agit du banc d'essais non destructifs SATIR (Station d'Acquisition de Thermographie InfraRouge).

### 3.3.2 Evaluation de la taille des défauts par SATIR

Le principe du test a déjà été exposé au début de ce chapitre. Ce contrôle non-destructif est effectué sur chaque maquette, avant et après son passage sur le banc d'essais FE200. Il permet de révéler des défauts à l'interface composite / cuivre, mais également de quantifier leur taille.

Des défauts - étalons, de formes et de tailles différentes, sont usinés à l'interface composite / cuivre d'un composant. Lors du test de celui-ci sur SATIR, les résultats obtenus en terme d'écart de température de la zone en défaut par rapport à une zone saine, lors des changements de températures de l'assemblage (paramètre nommé  $DTR_{ref}$ ), correspondent à une forme et une taille de défaut. Parallèlement à ces essais, des simulations sont réalisées, puis comparées aux résultats expérimentaux.

Cette étude a été réalisée complètement sur un composant, nommé aiguille FCI, ayant une géométrie différente de celle étudiée ici (composant plus court, canaux de refroidissement différents, épaisseur de cuivre de structure non constante), mais avec les mêmes matériaux et les mêmes technologies de liaison [Durocher, 1998]. L'accord simulation / essais était très satisfaisant. La simulation de ce type d'essais a été ainsi validée.

Cette même étude est en passe d'être terminée sur l'aiguille qui fait l'objet de cette thèse, mais nous manquons encore de points expérimentaux. La simulation est déjà réalisée et fiable, d'après les résultats précédents. Plusieurs types de défaut sont modélisés : les défauts en coin de tuile, les défauts en bande longitudinale le long du bord libre de l'aiguille, et les défauts en bande transversale, perpendiculaires aux canaux de refroidissement. Les résultats de SATIR, en fonction de la taille de défaut, ou paramètre de forme, sont présentés sur la Figure 11.

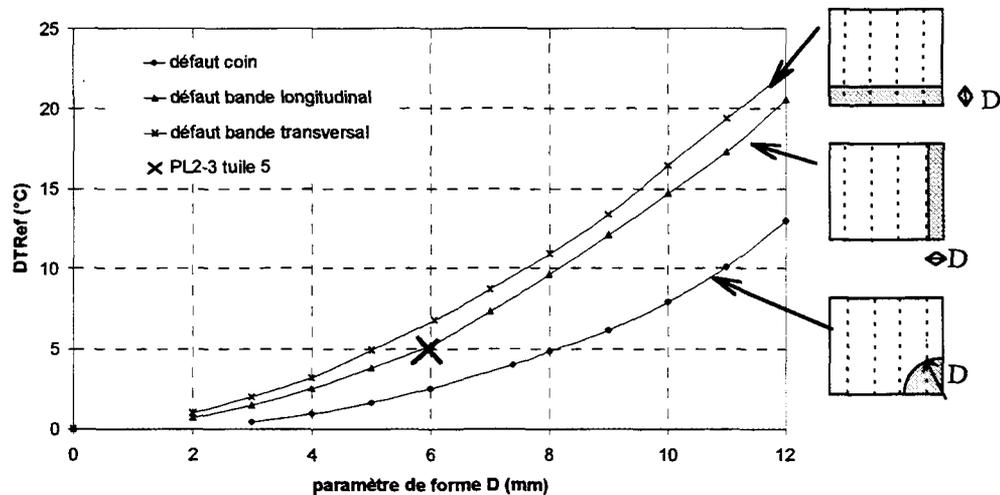


Figure 11 : Simulation de l'essai SATIR sur une aiguille avec défauts calibrés : évolution du paramètre DTRef (retard d'une zone en défaut par rapport à une zone saine) en fonction de la taille des défauts

D'après les observations précédentes menées sur les aiguilles R2 et PL2-3 / PL2-4, les défauts engendrés par des sollicitations de fatigue thermique seraient de type défaut bande longitudinal. Lors du passage de l'aiguille PL2-3 sur SATIR, le paramètre DTRef pour la tuile était de 5°C. Ce point expérimental a été reporté sur la Figure 11, qui prédit une taille de défaut de 6 mm, ce qui correspond au quart de la largeur de la tuile. L'accord est donc correct entre les observations fractographiques et le test SATIR pour la tuile 5 de PL2-3.

Cette corrélation nous permet donc d'appréhender la taille des défauts. L'endommagement de fatigue le plus important se situe sur l'aiguille PL2-4 (tuile 6) avec une largeur d'environ 6.5 mm (DTRef = 7°C).

#### 4. A retenir du chapitre 4 (Analyse des essais thermomécaniques sur l'assemblage composite / cuivre)

Des essais de cyclage thermique ont été effectués sur deux maquettes comportant chacune deux aiguilles. Une de ces deux maquettes a subi jusqu'à 4500 cycles localement, pour un flux moyen de 10 MW/m<sup>2</sup>. Pour une telle sollicitation, des fissures macroscopiques apparaissent à l'interface composite / cuivre.

L'observation des bords libres des maquettes ont permis de mettre en évidence les modes d'endommagement de la liaison composite / cuivre. Les fissures se développent à partir des coins des tuiles, juste au-dessus des picots, et se propagent :

- soit de picot en picot, à l'interface composite / cuivre, ou à travers le composite,
- soit au sein du composite, au-dessus du niveau des picots,
- soit par cisaillement de la base des picots.

Ces modes de propagation sont proches de ceux observés lors des essais de cisaillement à différentes températures. Cette analogie suggère que les modes d'endommagement peuvent se développer successivement pour des températures interfaciales croissantes. En effet, le mode d'endommagement par cisaillement à la base des picots rappelle celui survenant lors des essais de cisaillement à 600°C; tandis que les deux autres modes se rapprochent des essais mécaniques à température plus faible.

Après le bord libre de l'aiguille, la fissuration se propage dans le cœur de la tuile, proche de la liaison composite / cuivre. C'est à partir de ce stade de propagation que les défauts deviennent détectables sur le banc de tests FE200 : l'analyse des températures de surface des tuiles pendant l'essai a mis en évidence le caractère progressif de l'endommagement. La largeur maximale d'un défaut de fatigue correspondant à une zone ayant subi 4500 cycles à 10 MW / m<sup>2</sup> a été déterminée à l'aide du banc d'essais SATIR : elle est d'environ 6.5 mm.

Afin d'analyser ces divers mécanismes d'endommagement, un calcul par éléments finis a été réalisé. Ses résultats sont exposés dans le chapitre suivant.

## Chapitre 5 : Simulation du comportement thermomécanique de l'assemblage

Les essais de cyclage thermique sur le banc d'essais FE200 peuvent être simulés à l'aide du code de calculs par éléments finis (EF) CASTEM2000, grâce à des procédures développées par le Groupe Composants Face au Plasma, permettant d'établir la cartographie des températures régnant dans l'assemblage sous flux. Nous allons étudier dans cette partie l'état de contraintes d'un composant soumis à des variations de température. Dans un premier temps, les résultats d'un calcul par EF seront comparés à des résultats obtenus analytiquement, sur un cas de calcul plus simple. On tentera ensuite de corréliser les essais expérimentaux et les calculs par éléments finis, en affinant ceux-ci notamment avec la prise en compte des contraintes résiduelles.

### 1. Modèles et hypothèses de calcul

#### 1.1 Hypothèses de départ

L'état de contrainte dans un assemblage soumis à un chargement thermomécanique est tridimensionnel, comme l'a montré Kurita. Celui-ci, en comparant des mesures expérimentales par rayons X de contraintes résiduelles, et des résultats de simulation 2D et 3D, conclut à la mauvaise adéquation simulation 2D / résultats expérimentaux [Kurita, 1990]. Cependant, les simulations 3D nécessitent un temps de calcul important, souvent au détriment de la finesse du maillage.

Une solution très intéressante au problème de l'hypothèse de calcul est l'adoption de l'hypothèse des déformations planes généralisées (DPG). L'objectif des déformations planes généralisées est d'approcher un problème en trois dimensions en limitant le nombre d'inconnues en déformation. En état plan généralisé, on essaie de modéliser une mince tranche de structure, dont les deux faces sont astreintes à rester planes mais qui peuvent se rapprocher, s'éloigner et tourner l'une par rapport à l'autre autour de n'importe quel axe contenu dans le plan de la section.

Soit une poutre de direction Oz, sollicitée en traction suivant Oz et en flexion avec un moment fléchissant orthogonal à Oz. On isole une section S de cette poutre. On nomme  $R_x$  la rotation de S autour de l'axe Ox,  $R_y$  la rotation de S autour de Oy et  $U_z$  le déplacement de S dans la direction Oz (Figure 1). Suivant l'hypothèse des DPG, la déformation dans la direction z peut s'écrire [Leber, 1994]:

$$\varepsilon_{zz} = U_z - R_y x + R_x y \quad [4 - 1]$$

Nous avons ainsi accès aux déformations et donc aux contraintes dans la direction Oz, en effectuant un calcul dans le plan xy.

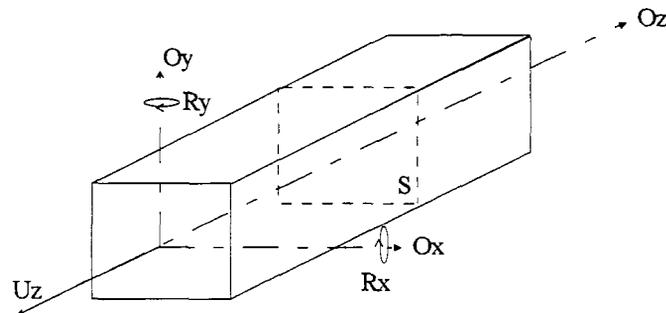


Figure 1 : poutre de direction Oz

On retrouve couramment cet usage des Déformations Planes Généralisées dans la littérature, pour la résolution de problèmes similaires au nôtre [Scheerer, 1998]. Cette hypothèse peut toutefois conduire à une surestimation des contraintes dans la direction z. L'approche qui a été choisie est de réaliser des calculs en DPG pour analyser localement les contraintes dans le plan tissé (notamment près du bord libre de l'assemblage), et d'effectuer des simulations en 3D pour obtenir le niveau de contraintes global (et appliquer le critère de Tsai-Wu dans le composite).

## 1.2 Lois de comportement des matériaux de l'assemblage modélisé

Les différentes lois de comportement utilisables pour le composite seront utilisées et comparées. Il s'agit de :

- modèle linéaire élastique,
- non-linéaire élastique de suivi,
- modèle d'endommagement de type Siron.

Ces trois modèles ont été explicités dans le chapitre 2.

Le cuivre doux et le cuivre de structure seront modélisés comme des matériaux élastoplastiques à écrouissage cinématique (un modèle à écrouissage non-linéaire, décrit par Kitamura, sera également employé pour simuler le comportement du cuivre doux).

La modélisation de la liaison composite / cuivre peut poser un problème. Dans le cas de matériaux brasés, on peut modéliser la couche de brasure comme un matériau dont la limite d'élasticité évolue fortement avec la température. C'est ce paramètre que détermine Lovato par des mesures de flèche d'assemblages cyclés thermiquement (cf. Figure 2) [Lovato, 1995].

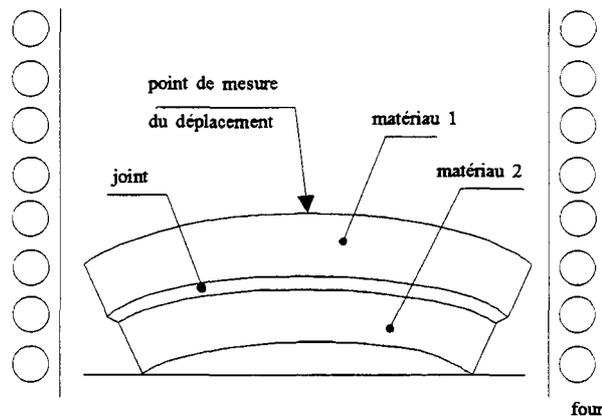


Figure 2 : montage d'essais de Lovato

Dans notre cas, il est difficile de déterminer le comportement de la liaison en tant que matériau à part entière. Effectivement, la liaison n'est pas formée d'une couche homogène mais d'une interpénétration de matériaux sur une épaisseur difficile à déterminer (cf. Figure 3).

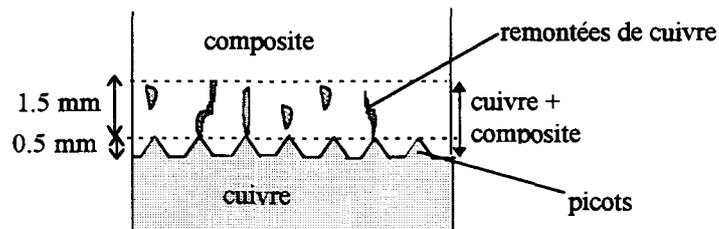


Figure 3 : morphologie de l'interface composite / cuivre

C'est le comportement de l'assemblage dans son ensemble qui nous intéresse. L'interface composite / cuivre sera modélisée comme une liaison parfaite (tout comme l'interface cuivre doux / cuivre de structure). Des calculs ont été faits en introduisant une interface composite / cuivre plane ; d'autres ont été faits en modélisant les picots de cuivre pénétrant dans le composite. Nous analyserons ces différents résultats.

## 1.3 Maillages

- maillage 2D

Le maillage bidimensionnel est donné sur la Figure 4. On modélise une demi-coupe transversale de l'aiguille (en imposant les conditions de symétrie adéquates). La direction d'aiguilletage du composite correspond à l'axe z. Les contraintes et déformations du composite dans cette direction sont accessibles grâce à l'hypothèse des déformations planes généralisées.

La finesse du maillage, notamment au voisinage du bord libre, est conditionnée par la présence du point singulier à l'interface composite / cuivre. On considère que le point singulier affecte les résultats d'une analyse

par éléments finis seulement dans les deux premières mailles entourant le point singulier, pour des matériaux homogènes [Whitcomb, 1982]. Cette région de non - validité peut être rendue très petite en raffinant le maillage [Levy, 1991].

Dans notre cas, l'un des matériaux est inhomogène (le diamètre des torons de fibres est compris entre 0.1 et 0.2 mm). On considérera non valide la zone située à moins de 0.5 mm du point singulier (et contenant au moins trois mailles). Le maillage est donc construit pour respecter cette règle.

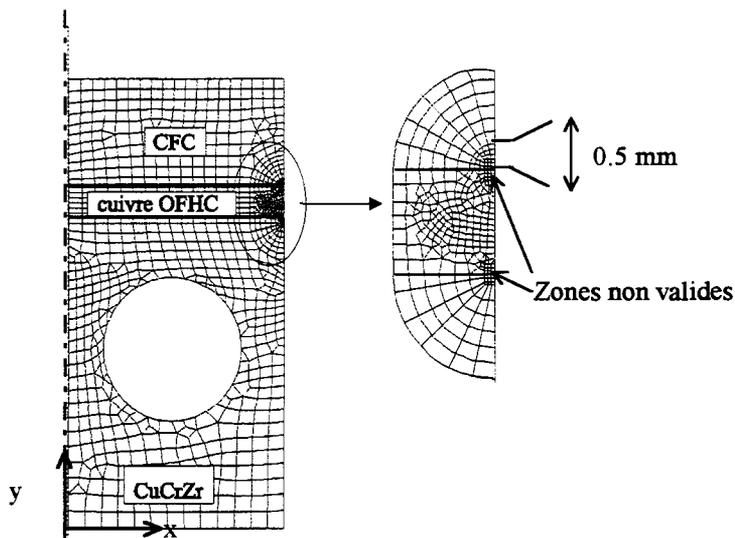


Figure 4 : maillage 2D de l'aiguille

- maillage 3D

Un quart de tuile est modélisé, avec les conditions de symétrie adéquates (cf. Figure 5). On suppose que la raideur de la partie en cuivre de structure est suffisante pour représenter toute la structure de l'aiguille.

Le maillage est moins fin dans la zone du point singulier que le maillage 2D afin de limiter le temps de calcul : le calcul 3D est destiné à obtenir le niveau global de contraintes et non pas à faire une analyse fine des contraintes.

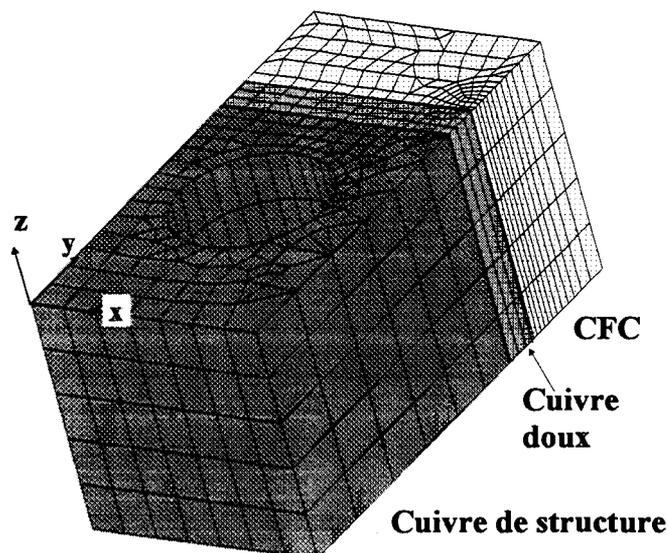


Figure 5 : maillage 3D de l'aiguille

## 2. Comparaison calculs analytiques / calcul EF (cas simplifié)

Afin d'assurer la validité de l'analyse par EF, on réalise une comparaison avec le modèle analytique de Yada, qui simule le refroidissement homogène d'un assemblage de deux matériaux, l'un étant parfaitement plastique. Les équations décrivant ce modèle ont été données au chapitre 1 [Yada, 1991]. Les hypothèses sont les suivantes :

- l'analyse a lieu loin des bords libres de la pièce,
- Les propriétés des matériaux ne dépendent pas de la température,
- le cuivre doux est supposé élastoplastique, à plasticité parfaite,
- le composite a un comportement linéaire isotrope (on se place dans le plan tissé)
- l'assemblage est libre de contraintes à 470°C.

Dans un premier temps, la simulation se fera sans cuivre de structure (Yada étudie un assemblage de deux matériaux). Le calcul par éléments finis a également été fait avec le cuivre de structure, afin d'appréhender l'évolution des contraintes.

La Figure 6 donne les contraintes longitudinales le long d'une ligne traversant l'assemblage après un refroidissement de la structure de 5°C (le cuivre est alors totalement élastique). La Figure 7 donne les résultats correspondant à un refroidissement de 450°C (le cuivre est totalement plastifié).

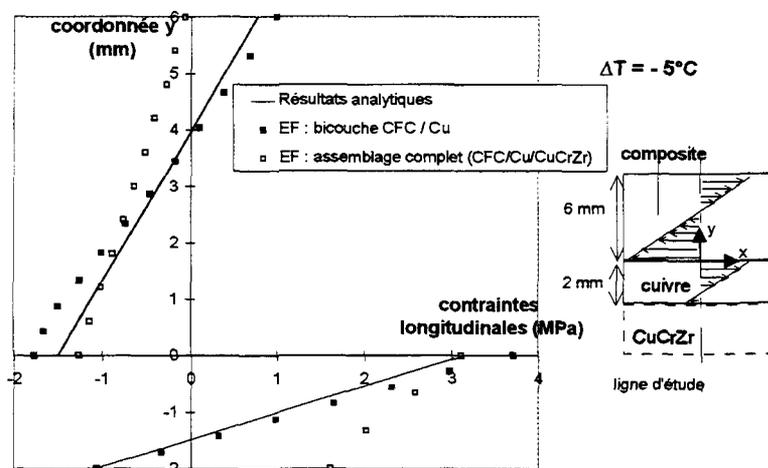


Figure 6 : contraintes résiduelles de l'assemblage composite / cuivre sur une ligne d'étude loin du bord libre ( $\Delta T = -5^\circ\text{C}$ )

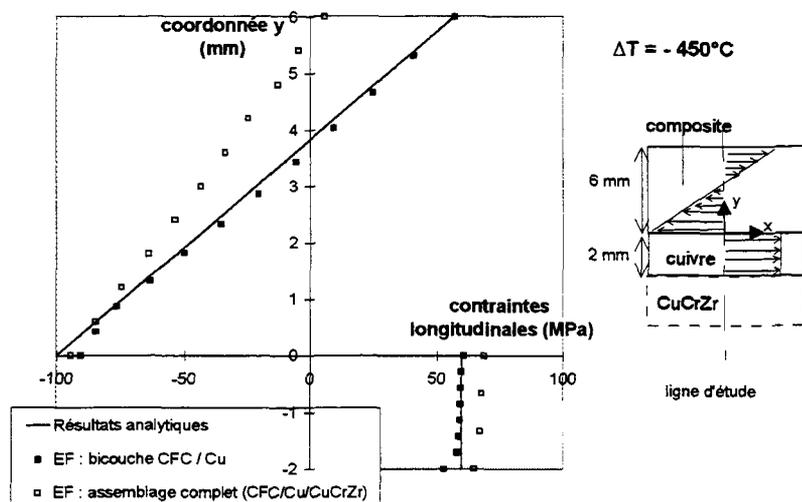


Figure 7 : contraintes résiduelles dans l'assemblage composite / cuivre le long d'une ligne d'étude loin du bord libre ( $\Delta T = -450^\circ\text{C}$ )

La simulation de l'assemblage bi-couche composite / cuivre doux s'accorde très bien avec les résultats du modèle analytique, pour un refroidissement de 5°C et pour un refroidissement de 450°C. On peut considérer que la simulation est correcte loin du bord libre de l'assemblage. La prise en compte du cuivre de structure, ayant le même coefficient de dilatation que le cuivre doux, mais ayant une limite élastique beaucoup plus élevée, modifie de façon importante le profil des contraintes. L'ajout de cette couche rigidifie l'assemblage, ce qui explique que les contraintes de traction au sein du composite soient plus limitées.

Cette simulation reproduit le comportement de l'assemblage lorsqu'il est soumis à un champ de température homogène, ce qui n'est pas le cas d'un composant face au plasma soumis à un flux thermique. Le paragraphe suivant donne les isovaleurs du champ de température régnant au sein de l'assemblage soumis à un flux de 10 MW/m<sup>2</sup>.

### 3. Champ de température sous flux

Un flux thermique de 10 MW/m<sup>2</sup> est imposé sur la face supérieure de l'aiguille, tandis que la structure est refroidie par la circulation d'eau dans le cuivre - chrome - zirconium. L'eau est à l'état d'ébullition sous-saturée, engendré par une circulation forcée à une vitesse de 10 m/s, à une pression de 35 bars, pour une température de 150 °C. Le champ de température résultant est calculé par une procédure développée par le groupe Composants Face au Plasma. Cette procédure réalise une série de calculs permanents, en prenant en compte une loi d'échange en ébullition sous-saturée et des caractéristiques des matériaux dépendant de la température. Le champ de température dans l'assemblage est donné sur la Figure 8.

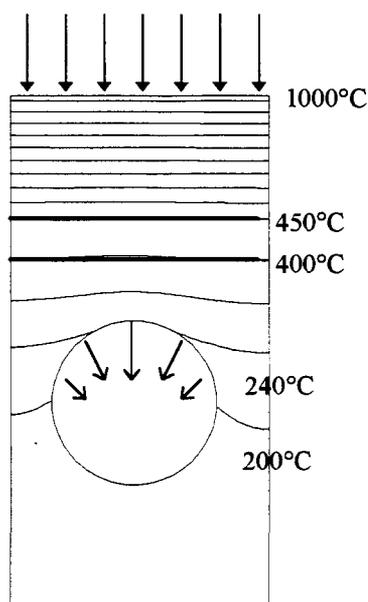


Figure 8 : température de l'assemblage sous flux

La température au sein de l'assemblage varie entre 200°C dans le cuivre de structure, à 1000°C en surface de la tuile de composite. La température de la liaison composite / cuivre doux est d'environ 450°C.

## 4. Etat de contraintes global. Comparaison des différents modèles.

### 4.1 Calcul sans prise en compte des contraintes résiduelles.

Dans un premier temps, on choisit de négliger les contraintes résiduelles de fabrication de l'assemblage. On suppose donc que celui-ci est libre de contrainte à température ambiante. Un flux de  $10 \text{ MW} / \text{m}^2$  est imposé sur la face supérieure de l'aiguille, tandis que la structure est refroidie par circulation d'eau. Cette simulation est représentative d'un essai réalisé au canon à électrons. Le champ de température régnant dans l'assemblage est alors celui décrit dans le paragraphe précédent.

Dans ce paragraphe, les résultats des calculs tridimensionnels seront présentés avec une comparaison de différents modèles comportementaux pour le composite et pour le cuivre, afin de déterminer lesquels sont les plus proches du comportement réel des matériaux.

Les simulations suivantes ont été effectuées :

- Première simulation : modèle linéaire pour le composite, modèle élastoplastique pour le cuivre doux
- Deuxième simulation : modèle linéaire pour le composite ; modèle de Kitamura pour le cuivre doux.
- Troisième simulation : modèle non-linéaire de suivi pour le composite ; modèle élastoplastique pour le cuivre doux.
- Quatrième simulation : modèle non-linéaire de Siron pour le composite ; modèle élastoplastique pour le cuivre doux.

#### 4.1.1 Facettes de dépouillement

L'état de contrainte au sein du composite, ainsi que la déformation plastique du cuivre, seront analysés. Les facettes de dépouillement dépendent de la contrainte observée. Celles-ci sont présentées sur la Figure 9. La partie du composant effectivement maillée figure en traits pleins. La partie de la structure en traits pointillés représente le reste de la structure, non maillée.

Les contraintes suivant X, Y, Z et de cisaillement en XY au sein du composite sont dépouillées sur la facette perpendiculaire à l'axe z et telle que  $z = 0$  : cette facette est notée en vert sur la Figure 9 (facette 1). Le critère de Tsai-Wu sera également appliqué sur l'état de contrainte de cette facette, les contraintes étudiées y étant les plus importantes. La déformation plastique du cuivre sera analysée sur la même facette.

Les cisaillements XZ et YZ sont nuls sur la facette 1. Le cisaillement YZ sera dépouillé sur la facette marquée en bleu sur la Figure 9 (facette 2). Le cisaillement XZ est dépouillé sur la facette 3, située à l'interface composite / cuivre (en rouge sur la Figure 9).

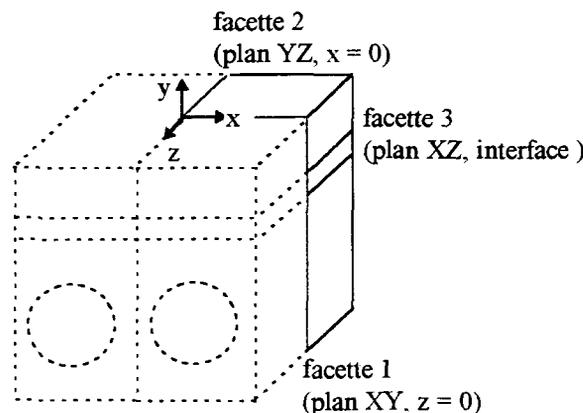


Figure 9 : facettes de dépouillement des contraintes

#### 4.1.2 Comparaison des deux modèles de comportement du cuivre

Le cuivre doux est généralement modélisé avec une loi de comportement élastoplastique à écrouissage cinématique. Une simulation a été réalisée avec un modèle différent, provenant d'une étude de Kitamura : il s'agit d'une modélisation élastoplastique, mais avec un domaine plastique non-linéaire [Kitamura, 1991] (cf. chapitre 2).

Les résultats de la simulation sont visibles en annexe 4, §1. Ces résultats sont les mêmes que ceux obtenus avec la modélisation élastoplastique à écrouissage cinématique du cuivre (la loi de comportement utilisée pour le composite est linéaire). On considérera donc dans la suite que cette dernière loi, plus simple à mettre en œuvre, est satisfaisante pour la modélisation du cuivre doux.

Dans la suite, nous allons donc nous restreindre à la comparaison des lois de comportement du composite. Seules les isovaleurs correspondant au calcul avec le modèle de Siron seront présentées ici. Les autres calculs figurent en annexe 4, §1.

#### 4.1.3 Comparaison des différents modèles employés pour le composite

Dans le cas du chapitre 1, l'état de contraintes était calculé pour un assemblage soumis à un refroidissement homogène. Ici, on se trouve dans le cas d'un chauffage inhomogène. Les phénomènes ont la même explication qualitative. Le cuivre, ayant un coefficient de dilatation plus élevé que le composite, engendre une contrainte de traction parallèle à l'interface dans le composite. Au voisinage du bord libre, la contrainte normale se développe pour atteindre son maximum sur le bord libre (il s'agit d'une contrainte de compression). Les contraintes de cisaillement sont importantes au niveau de l'interface.

Dans le Tableau 1 est présentée une comparaison des valeurs de contraintes maximales atteintes au sein du composite, pour chaque calcul, et des contraintes à rupture dans la direction correspondante. La valeur des contraintes à proximité du point singulier sont relevées à 0.5 mm de ce point (ce qui correspond à trois mailles dans le cas du maillage tridimensionnel).

	modèle linéaire valeurs maximales	modèle de suivi	modèle de Siron	contrainte à rupture correspondante
direction X	68 MPa	52.6 MPa	50 MPa	50 MPa à TA
direction Y	-35 MPa	-29 MPa	-33 MPa	-100 MPa en compression à TA
direction Z	45 MPa	25 MPa	30 MPa	20 MPa à TA
cisaillement XY	32 MPa	19 MPa	33 MPa	20 MPa à TA
critère de Tsai Wu	entre 0.08 et 7	entre 0.5 et 3.5	entre 0.5 et 4.5	
$\epsilon_p$ (cuivre doux)	1.3 %	0.6 %	1.1%	
cisaillement YZ	31 MPa	20 MPa	33 MPa	18 MPa à TA
cisaillement XZ	11 MPa	5 MPa	5 MPa	18 MPa à TA

Tableau 1 : simulation de l'assemblage sous flux (modèle linéaire pour le composite)

Les résultats donnés par les modèles non-linéaires sont nettement inférieurs à ceux obtenus par la loi de comportement linéaire, tout particulièrement dans la direction Z. Cela est dû au fait que le comportement du composite dans sa direction d'aiguilletage est beaucoup plus non-linéaire que dans les autres directions. Les valeurs maximales données dans ces directions par les deux modèles non-linéaires sont assez proches.

Le modèle de suivi donne des valeurs de contraintes de cisaillement beaucoup plus faibles que celles obtenues par les deux autres modèles. Lors de la construction du modèle de Siron, les paramètres d'endommagement en cisaillement ont été difficiles à évaluer (cf. chapitre 2). En effet, ils ne pouvaient pas être exprimés sous forme de fonctions linéaires des déformations, contrairement aux autres paramètres. En fait, les courbes d'essais de cisaillement ne sont pas représentatives du comportement réel du matériau : les courbes obtenues par le test Iosipescu ne sont généralement plus fiables au-delà des premiers points. Les contraintes de cisaillement ont donc été surestimées dans le modèle de Siron.

Les valeurs de déformation plastique sont également très différentes dans le cas du modèle de suivi d'une part, et des autres modèles d'autre part. Cela peut être lié aux contraintes de cisaillement.

Les valeurs prises par le critère de Tsai-Wu peuvent s'expliquer par l'analyse des isovaleurs de contraintes figurant dans le paragraphe suivant, pour le modèle de Siron.

4.1.4 Isovaleurs de contraintes pour le calcul avec le modèle de Siron (calcul 3D)

Les isovaleurs des contraintes dépouillées sur la facette 1 sont présentées sur la Figure 10; les contraintes de cisaillement en YZ et XZ sur la Figure 11.

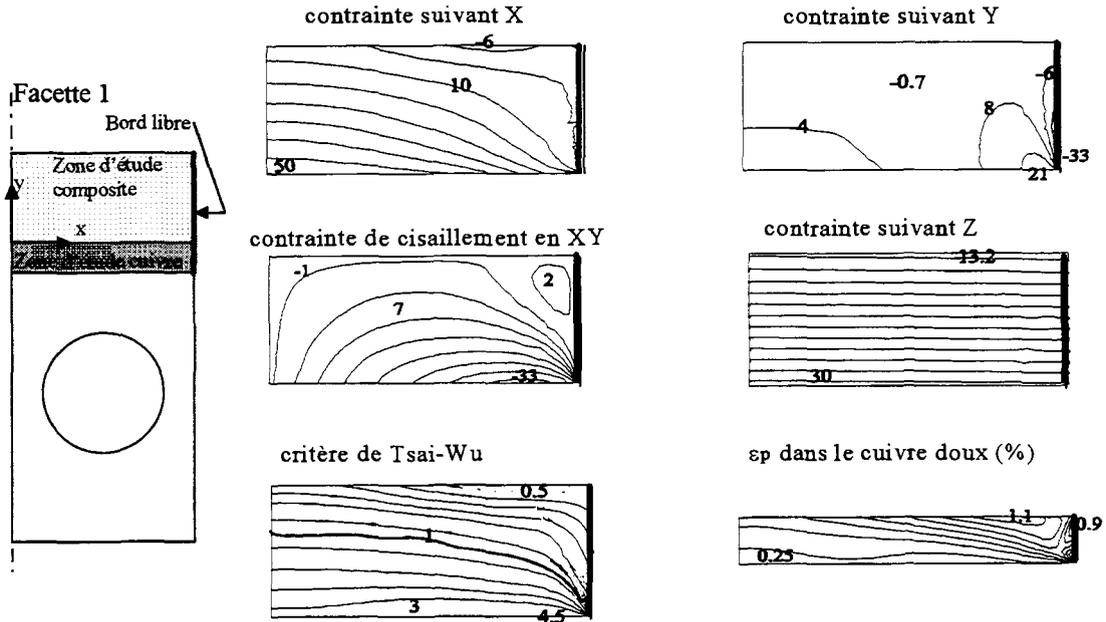


Figure 10 : contraintes en MPa dans le composite et déformation plastique dans le cuivre sur la facette 1 (assemblage sous flux, modèle non-linéaire de Siron)

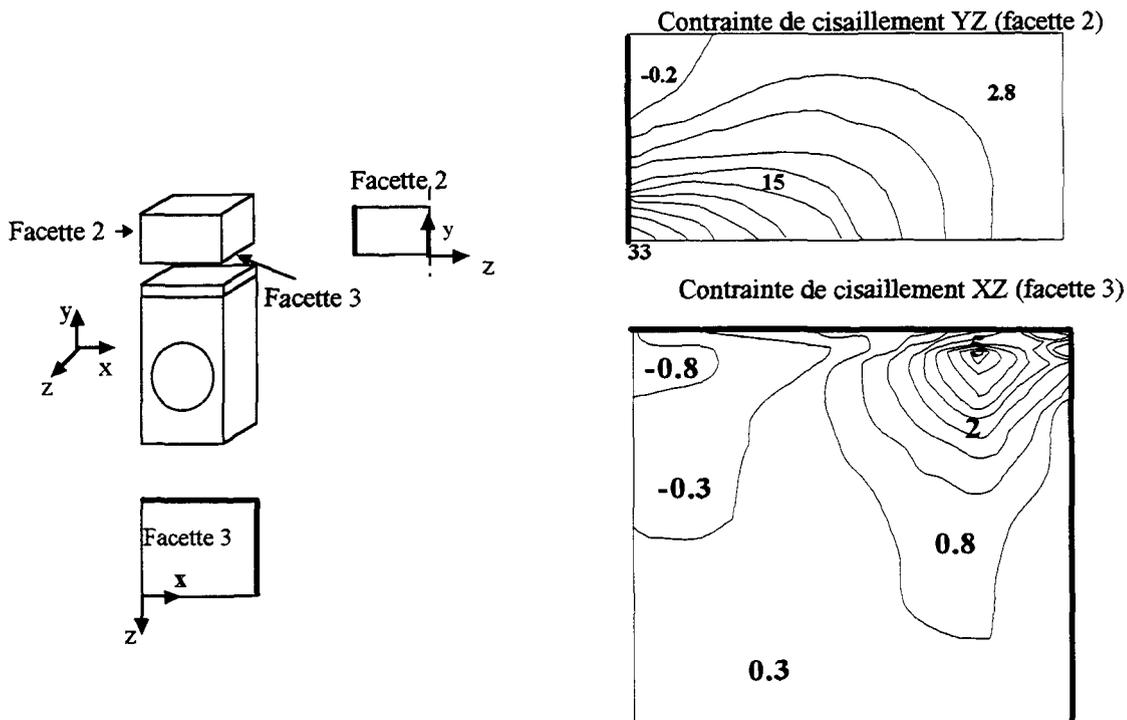


Figure 11 : contraintes de cisaillement YZ et XZ en MPa dans le composite (modèle non-linéaire de Siron) (bordslibres indiqués en gras)

La répartition des isovaleurs de la contrainte en Z est différente suivant les modèles : dans le cas du modèle de suivi, elles sont réparties avec une faible amplitude entre le haut et le bas de la tuile. Pour les autres modèles, cette amplitude est plus élevée. Cela explique la physionomie du critère de Tsai-Wu. L'isovaleur 1 est presque semblable pour les trois modèles, mais les valeurs supérieures suivent l'évolution de la contrainte en Z : elles sont les plus faibles pour le modèle de suivi, et plus importantes pour le modèle linéaire.

La valeur maximale de la contrainte en X au sein du composite est atteinte à l'interface composite / cuivre doux, et plutôt en milieu de tuile. Quant à la contrainte suivant Y, sa valeur extremum est atteinte sur le bord libre, au niveau du point singulier. Sa valeur à 0.5 mm de ce point est de -33 MPa : il s'agit d'une contrainte de compression. Cet état de contrainte est conforme à ceux rencontrés dans la littérature pour des problèmes similaires [Ho, 1995]. La contrainte en Z est maximale à l'interface composite / cuivre, ainsi que la contrainte de cisaillement en XY. Le critère de Tsai-Wu reflète bien cet état de contrainte.

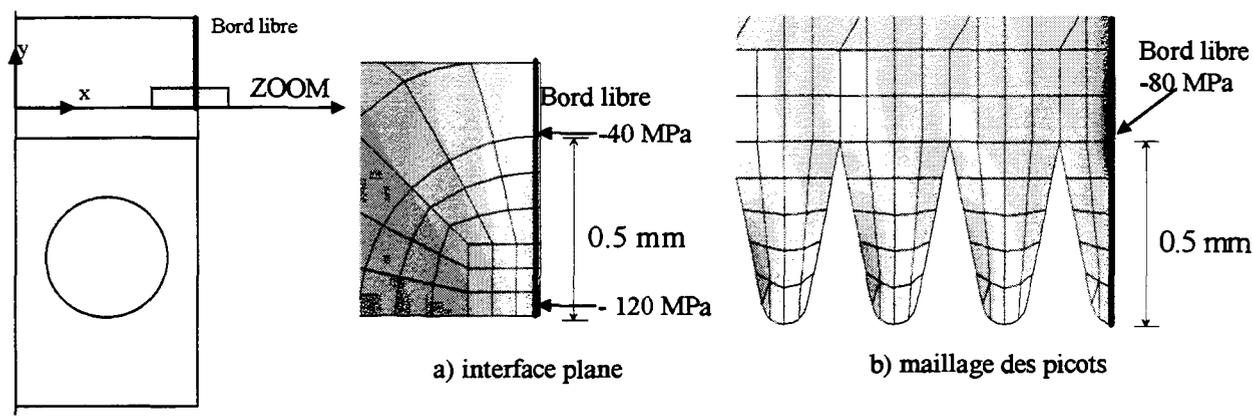
La contrainte de cisaillement YZ, analysée sur la facette 2, est maximale au niveau du point singulier. Sa valeur à une distance de 0.5 mm est de 33 MPa pour le modèle de Siron : c'est une valeur très importante. Le cisaillement XZ est assez faible sur toute la surface de la facette 3.

### 4.1.5 Etude de la contrainte normale au voisinage du bord libre (calcul 2D)

Le calcul tridimensionnel, en accord avec les modèles analytiques, a montré que le bord libre de l'assemblage était soumis à une contrainte normale à l'interface d'amplitude assez élevée. Cette contrainte est de compression lors de la mise sous flux de l'assemblage (en considérant que la pièce est libre de contrainte à température ambiante).

Afin d'étudier plus précisément l'amplitude de cette contrainte, des calculs complémentaires, en 2D, ont été effectués. En effet, la simulation tridimensionnelle nécessitait un maillage assez grossier dans la zone du point singulier, alors que le maillage 2D, plus affiné dans cette zone, permet une analyse locale des contraintes.

La Figure 12 montre l'évolution de cette contrainte normale ( $\sigma_{YY}$ ) au sein du composite, au voisinage du bord libre, pour une simulation bidimensionnelle de l'assemblage (hypothèse des DPG, modèle non-linéaire de Siron pour le composite, modèles élastoplastiques à écrouissage cinématique pour cuivre doux et cuivre de structure). L'interface composite / cuivre a été maillée de deux manières différentes : plane et avec maillage des picots (respectivement Figure 12.a et Figure 12.b).



**Figure 12 : allure de la contrainte normale  $\sigma_{YY}$  en MPa au sein du composite, au voisinage du bord libre (modèle de Siron)**

La Figure 12.a montre qu'on retrouve, à une distance d'environ 0.5 mm du point singulier, une contrainte  $\sigma_{YY}$  proche de celle trouvée en 3D (à 0.5 mm du point singulier : -33MPa). La différence entre ces deux contraintes est due au maillage, et également aux hypothèses de calcul différentes (Déformations Planes Généralisées dans un cas, 3D dans l'autre). On a indiqué sur la figure la valeur au point singulier : il s'agit de -120 MPa. L'amplitude de cette contrainte n'est qu'indicative, car elle porte sur le point singulier : si l'on affine le maillage, cette valeur augmente encore.

Sur la Figure 12.b, la contrainte  $\sigma_{YY}$  à une distance de 0.5 mm (cela correspond à la hauteur des picots de cuivre) a une valeur maximale de -80 MPa. Si l'on affine le maillage, la valeur de la contrainte reste constante : cette contrainte n'est donc plus singulière (la valeur de contrainte en un point singulier est affectée par la finesse du maillage). Cette contrainte peut paraître importante, comparée à celle atteinte à 0.5 mm lors de la modélisation d'une interface plane : cela peut être dû au fait que 0.5 mm représente une distance excessive pour s'affranchir de l'influence du point singulier. Pour ce dernier calcul, la contrainte à une distance de trois mailles, c'est-à-dire une distance où l'influence du point singulier ne se fait plus ressentir pour un matériau homogène, est de -90 MPa.

Lorsque les picots de cuivre sont maillés, l'extremum de la contrainte  $\sigma_{YY}$  n'est donc plus atteint au point singulier, mais à une distance de 0.5 mm du point d'intersection de l'interface avec le bord libre. Ce point n'est pas un point singulier. Il correspond à la zone d'initiation de l'endommagement observée lors des essais.

### 4.1.6 A retenir de la simulation du comportement de l'assemblage sous flux, sans prise en compte de contraintes résiduelles

Les trois lois de comportement du composite ont été testées et comparées (modèle linéaire, modèle non-linéaire de suivi, modèle non-linéaire de Siron). De manière générale, les modèles non-linéaires abaissent le niveau de contraintes. La contrainte en Z et le cisaillement XY sont déterminants vis-à-vis du critère de Tsai-Wu.

Pour les trois modèles, l'isovaleur 1 du critère de Tsai-Wu est localisée approximativement dans la même partie de la tuile de composite. Le critère de Tsai-Wu prédit une rupture du composite dans une grande partie de la tuile, pour toutes les simulations réalisées. Cela signifie que dès le premier cycle de mise sous flux thermique, le matériau est fragilisé. Le critère de Tsai-Wu n'étant pas un critère de ruine, il peut s'agir de ruptures locales. L'évolution du critère est ensuite différente suivant les modèles utilisés : la valeur la plus élevée est atteinte par le modèle linéaire, la moins élevée par le modèle de suivi. Pour tous ces modèles, la valeur maximale du critère de Tsai-Wu est atteinte au voisinage de l'interface, et près du bord libre de l'assemblage.

L'analyse des contraintes locales, par une simulation en Déformations Planes Généralisées, a montré que la zone située sur le bord libre de la tuile de composite, au-dessus des picots, était le siège d'une contrainte de compression importante.

Dans le but de modéliser le comportement de l'assemblage de manière plus fidèle, on a choisi de prendre en compte les contraintes résiduelles de fabrication.

## 4.2 Prise en compte des contraintes résiduelles

Lors de la fabrication du composant, la dernière étape est le recuit de l'aiguille à 470°C pendant deux heures. On peut faire l'hypothèse que les contraintes résiduelles induites avant ce traitement se relaxent lors de cette étape. Les contraintes résiduelles à température ambiante peuvent donc être calculées en simulant un refroidissement homogène de 470°C à 20°C.

Les différents états de l'assemblage pendant le cycle thermique initial sont les suivants :

Etat 1 : état initial : l'assemblage est libre de contraintes à 470°C.

Etat 2 : refroidissement homogène jusqu'à température ambiante.

Etat 3 : mise sous flux : champ de température hétérogène (entre 1000°C et 200°C).

Etat 4 : refroidissement après mise sous flux : température homogène de 200°C.

Le champ de contraintes dans l'assemblage sera calculé pour ces états.

### 4.2.1 Calcul des contraintes résiduelles : refroidissement homogène de 470°C à 20°C (état 2)

La Figure 13 donne les contraintes résiduelles à 20°C au sein du composite (modèle de suivi) provenant d'une simulation tridimensionnelle. L'état de contrainte est important en traction parallèle à l'interface et également en cisaillement. Comme lors des simulations précédentes, le critère de Tsai-Wu dépasse 1 dans la partie de la

tuile en contact avec le cuivre, mais cette zone est beaucoup plus réduite que lors des simulations sans contraintes résiduelles. La contrainte en Y est de traction sur le bord libre (ce calcul ne donne qu'une indication du niveau des contraintes au voisinage du point singulier, le maillage étant grossier dans cette zone).

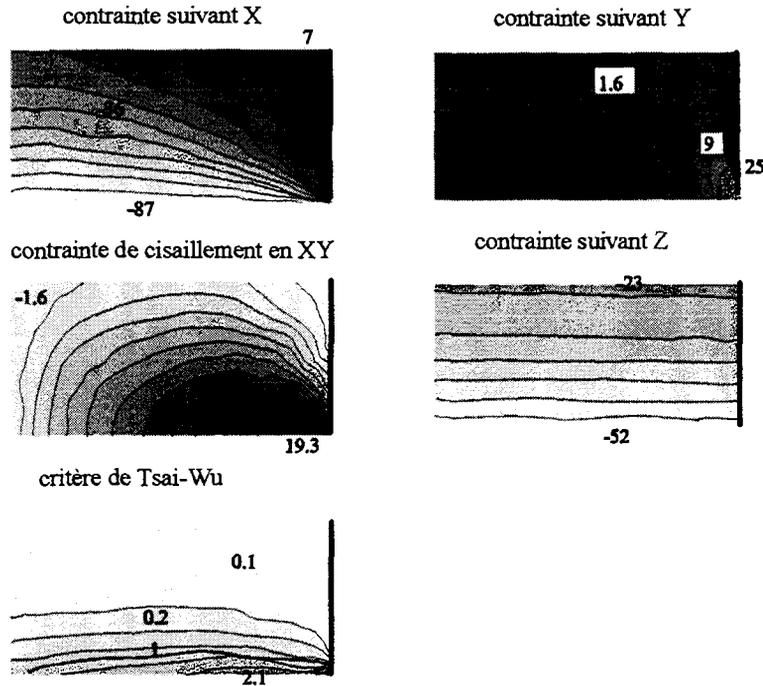


Figure 13 : contraintes en MPa au sein du composite pour un refroidissement de 470°C à 20°C (modèle de suivi pour le composite, calcul 3D sur facette 1, bords libres indiqués en gras)

Afin de compléter ces résultats et d'étudier plus précisément la contrainte en Y, une simulation bidimensionnelle avec l'hypothèse des DPG a été réalisée (le modèle de suivi a été employé). Les isovaleurs de la contrainte en Y sont données sur la Figure 14. La valeur maximale est de l'ordre de 40 MPa.

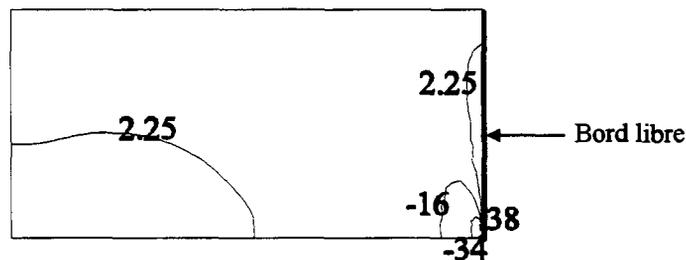


Figure 14 : simulation d'un refroidissement homogène de 470°C vers 20°C : allure de la contrainte  $\sigma_{YY}$  en MPa au sein du composite (modèle non-linéaire de suivi, calcul 2D avec DPG)

Or, les essais de traction uniaxiaux (cf. chapitre 3) sur des éprouvettes composite / cuivre ont montré que la rupture survenait pour une contrainte uniaxiale de 40 MPa environ. De plus, on a vu au paragraphe précédent que la prise en compte des picots dans le maillage avait tendance à augmenter la contrainte sur le bord libre, et à reporter sa valeur maximale non pas au point singulier, mais au-dessus des picots. Celle-ci, de par sa localisation et son amplitude, peut donc correspondre à une ouverture de fissure.

#### 4.2.2 Mise sous flux thermique (état 3)

Une simulation tridimensionnelle de mise sous flux en tenant compte des contraintes résiduelles a été réalisée. Les résultats obtenus avec le modèle de suivi sont donnés sur la Figure 15.

L'apposition du flux relaxe partiellement les contraintes résiduelles. Le critère de Tsai-Wu ne prédit aucune rupture. Au niveau de l'interface composite / cuivre, la température est d'environ 450°C : on est très proche de

la température du traitement thermique. Que le champ de température soit uniforme ou inhomogène, la température de l'interface apparaît être le facteur le plus déterminant pour le niveau des contraintes.

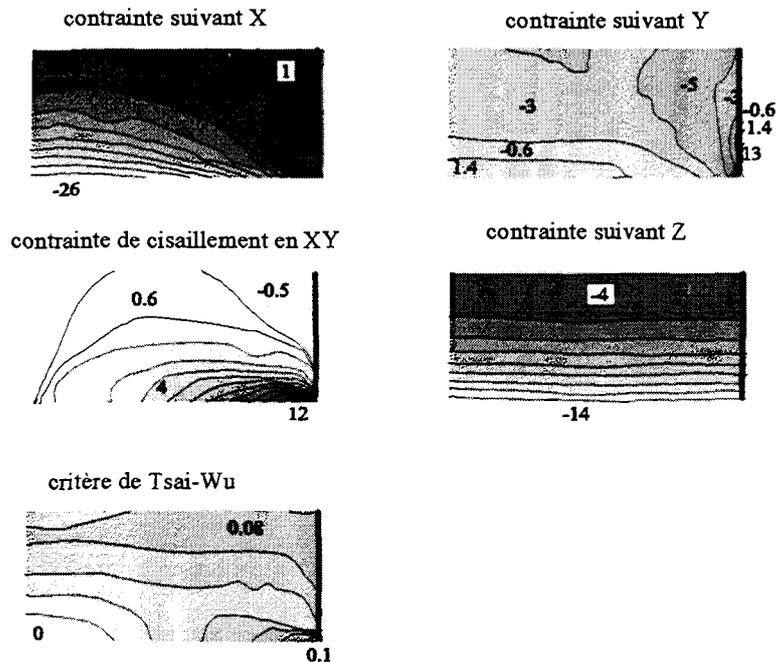


Figure 15 : contraintes au sein du composite en MPa pour une mise sous flux après un refroidissement de 470°C à 20°C (modèle non-linéaire de suivi, calcul 3D sur facette 1, bords libres indiqués en gras)

#### 4.2.3 Refroidissement jusqu'à 200°C, après mise sous flux (état 4)

La phase de refroidissement de l'assemblage après la mise sous flux, jusqu'à une température homogène de 200°C a été simulée par un calcul tridimensionnel. Les isovaleurs obtenues avec le modèle de suivi sont présentées en Figure 16.

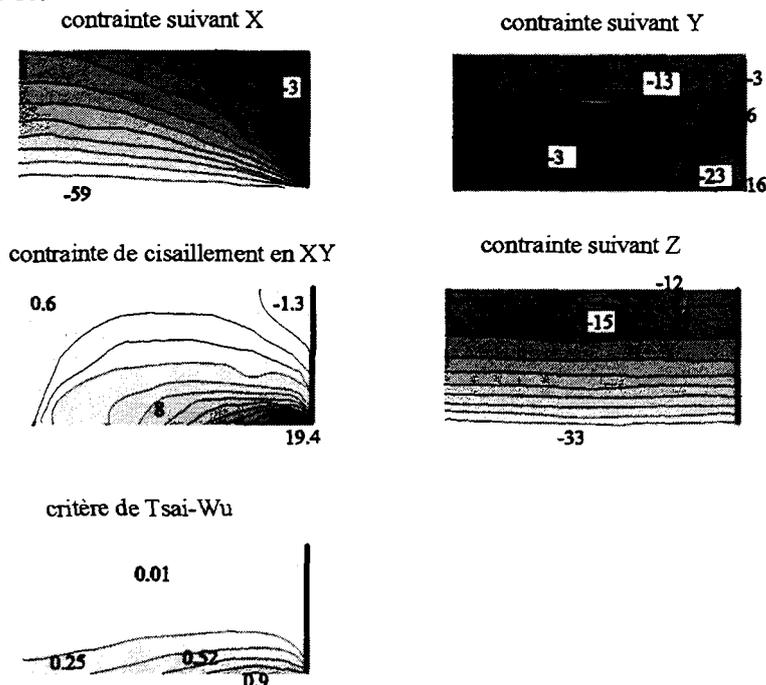


Figure 16 : isovaleurs des contraintes au sein du composite en MPa lors du refroidissement (200°C) après mise sous flux, en tenant compte des contraintes résiduelles (modèle de suivi, calcul 3D sur facette 1, bords libres indiqués en gras)

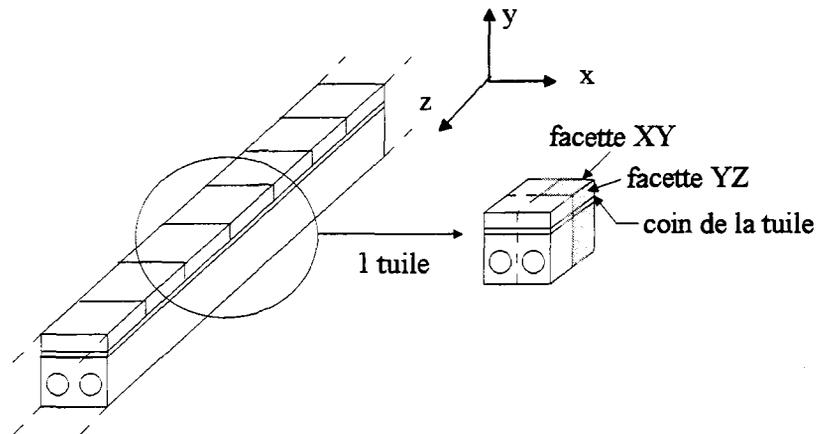


Figure 17 : localisation des facettes de dépouillement pour l'étude de la propagation des fissures

Les isovaleurs de cisaillement à proximité des coins des tuiles ont été observées sur les facettes de dépouillement indiquées sur la Figure 17. Les cisaillements YZ et XY sont respectivement dépouillés sur les facettes YZ et XY. Les résultats pour le modèle de suivi se trouvent en Figure 18. Ces résultats sont uniquement qualitatifs, spécialement pour le cisaillement en YZ car le maillage de la facette YZ n'est pas suffisamment précis.

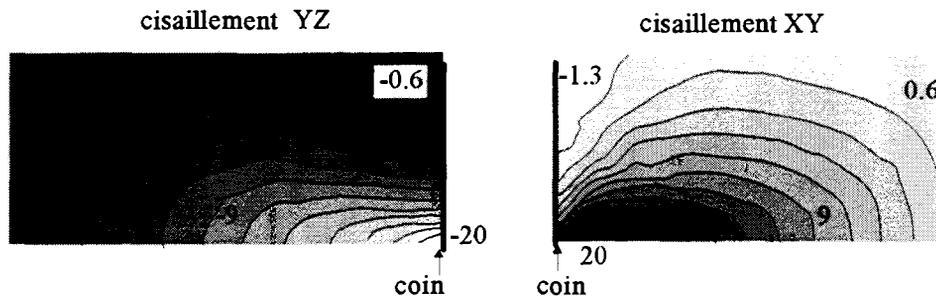


Figure 18 : contraintes de cisaillement dans le composite en MPa sur des facettes proches du coin de la tuile (refroidissement à 200°C après mise sous flux, en tenant compte des contraintes résiduelles, modèle de suivi, calcul 3D)

Les contraintes de cisaillement ont des valeurs importantes à proximité du coin de la tuile : ces résultats indiquent que la propagation des fissures peut avoir lieu lors de la phase de refroidissement après mise sous flux.

L'initiation des fissures peut se déclencher lors du premier refroidissement, après traitement thermique. Leur propagation a lieu très progressivement lors du cyclage. Cela est en accord avec le fait que lors des essais de fatigue thermomécanique, la température de surface des tuiles endommagées augmente progressivement.

Toute cette étude a également été réalisée avec le modèle de Siron : les résultats figurent en annexe 4, §2 et permettent d'aboutir aux mêmes conclusions.

La prise en compte des contraintes résiduelles permet donc d'accorder qualitativement la simulation avec les résultats expérimentaux.

## **5. A retenir du chapitre 5 (Simulation du comportement thermomécanique de l'assemblage)**

Les moyens de calcul par éléments finis et les procédures développées par le CEA permettent de modéliser les essais thermomécaniques réalisés sur la station d'essais FE200.

Dans un premier temps, différents modèles de comportement du composite et du cuivre doux ont été testés. Le changement de modélisation du cuivre n'a eu aucune conséquence sur l'état de contraintes au sein du composite, ni même sur la déformation plastique du cuivre. Par contre, l'emploi de modèles différents pour le composite a des répercussions sur l'état de contraintes, et tout spécialement sur les contraintes de cisaillement et suivant la direction d'aiguilletage.

L'hypothèse de départ était de supposer l'assemblage libre de contraintes à température ambiante. L'état de contraintes obtenu correspond qualitativement aux observations expérimentales, mais pas quantitativement.

Les contraintes résiduelles ont alors été prises en compte afin de simuler plus fidèlement le comportement de l'assemblage. L'état de contraintes résiduelles à température ambiante est celui résultant d'un refroidissement à partir de 470°C.

Ces contraintes résiduelles ont été calculées. Le critère de Tsai-Wu prédit un amorçage de rupture dans le composite, à l'interface avec le cuivre. La contrainte normale à l'interface atteint une valeur en traction proche de la contrainte à rupture obtenue lors des essais de traction (cf. chapitre 3), sur le bord libre au-dessus des picots. Cette contrainte peut donc être à l'origine d'une ouverture de fissure.

La mise sous flux relaxe les contraintes. Lors du refroidissement après mise sous flux, les contraintes redeviennent importantes : il est possible que la propagation des fissures ait alors lieu lors de cette phase, à chaque cycle.

## Conclusion

L'objectif de cette étude était de comprendre et d'identifier les mécanismes d'endommagement d'un assemblage composite Carbone - Carbone / cuivre sous chargement thermomécanique. Pour atteindre cet objectif, une approche expérimentale et numérique a été utilisée.

Dans un premier temps, les problèmes liés à l'assemblage de matériaux différents à haute température ont été passés en revue. L'étude des différents procédés nous a permis de progresser dans la connaissance des mécanismes d'une liaison fabriquée à haute température. Le différentiel des coefficients de dilatation des deux matériaux induit la naissance de contraintes résiduelles lors du refroidissement de l'assemblage. Des modèles analytiques permettent une analyse qualitative de l'état de contraintes : unidimensionnelles en milieu de structure, celles-ci deviennent tridimensionnelles à l'approche du bord libre.

Sur Tore Supra, l'insertion d'une couche d'adaptation intermédiaire en cuivre doux entre le composite et le cuivre de structure a été à l'origine d'assemblages plus résistants. La liaison entre le composite et le cuivre doux est réalisée par le procédé Active Metal Casting, qui réalise à la fois une liaison chimique et un ancrage mécanique entre les deux matériaux. Ce procédé a été présenté, ainsi que chaque matériau composant l'assemblage. L'analyse du mode de fabrication du composite et surtout de ses propriétés mécaniques a conduit à l'élaboration de deux lois de comportement non-linéaires (une loi non-linéaire élastique, et une loi inspirée de la théorie de l'endommagement). Un critère de rupture capable de tenir compte de la complexité du comportement du composite a été partiellement identifié (il s'agit du critère macroscopique de Tsai-Wu). Le cuivre doux et le cuivre de structure ont été également étudiés. Un modèle élastoplastique à écrouissage cinématique a été sélectionné pour ces deux matériaux.

Nous avons ensuite cherché à caractériser le comportement global de l'assemblage par des essais mécaniques simples. Dans un premier temps, des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes entièrement en composite afin de valider ses lois de comportement, nouvellement implantées dans le code de calcul CASTEM2000, ainsi que le dispositif d'essai. Des éprouvettes multi-matériaux (composite Carbone-Carbone / cuivre doux / cuivre de structure) ont ensuite été fabriquées puis testées en traction et en cisaillement pour différentes températures. Les essais de traction ont permis la description de l'endommagement de l'assemblage, par déchaussement des torons de fibres du composite. Les torons gouvernent les mécanismes de rupture en traction. Les essais de cisaillement ont mis en évidence une forte évolution des mécanismes de rupture en fonction de la température.

Une comparaison essais / simulation a été réalisée sur les éprouvettes multi-matériaux lors des essais de traction à température ambiante. L'accord est bon pour la majorité des éprouvettes. On peut en conclure que la modélisation par éléments finis de l'assemblage est correcte pour une sollicitation de ce type. Une tentative d'identification des coefficients de couplage du critère de Tsai-Wu a été réalisée sur les essais de traction. Des essais complémentaires seraient nécessaires afin de valider cette identification.

Une fois la modélisation du composite validée, et le critère de rupture identifié, l'analyse du comportement de l'assemblage sous sollicitation thermomécanique a été abordée. Tout d'abord, des essais de fatigue thermomécanique ont été réalisés sur plusieurs composants, en faisant varier le nombre de cycles et le flux thermique appliqué. Différentes méthodes ont permis d'étudier l'endommagement du composant : le suivi de la température de surface des composants pendant l'essai, un contrôle non-destructif après essai par imagerie infra-rouge, et enfin l'observation du composant au microscope. Un endommagement macroscopique sous la forme de fissures à l'interface composite / cuivre a été ainsi mis en évidence. La zone d'initiation des fissures a été localisée au coin de l'assemblage. Leur propagation a d'abord lieu le long de l'interface sur le bord libre, au sein du composite. La taille des fissures a pu être corrélée au flux thermique appliqué et au nombre de cycles subi par le composant.

Des calculs par éléments finis ont été confrontés aux résultats expérimentaux. Dans un premier temps, on a supposé que les contraintes résiduelles de fabrication étaient nulles à température ambiante. Le calcul effectué consistait à appliquer à l'assemblage libre de contraintes à température ambiante, un flux thermique de  $10 \text{ MW/m}^2$ . L'état de contraintes obtenu correspondait qualitativement mais non quantitativement aux observations expérimentales.

On a alors fait l'hypothèse que les contraintes de fabrication se relaxaient lors du dernier traitement thermique de fabrication de la pièce à  $470^\circ\text{C}$  (recuit pendant 2 heures). Les contraintes à  $20^\circ\text{C}$  résultent donc d'un refroidissement homogène de  $470^\circ\text{C}$  à  $20^\circ\text{C}$ . Elles ont une amplitude assez élevée : le critère de Tsai-Wu prédit une rupture dans la partie inférieure de la structure en composite (les deux premiers millimètres de la tuile, près de la couche d'adaptation). La contrainte normale à l'interface atteint son maximum en traction sur le bord libre, et elle est proche de la contrainte à rupture obtenue lors des essais de traction sur éprouvettes multi-matériaux. Sa localisation et son amplitude sont compatibles avec une initiation de fissure.

La mise sous flux de l'assemblage relaxe les contraintes résiduelles car la température de la liaison composite / cuivre est alors voisine de  $470^\circ\text{C}$ . Par contre, le refroidissement après application du flux, jusqu'à une température homogène de  $200^\circ\text{C}$  environ, a pour conséquence la formation de contraintes de cisaillement élevées à proximité de la zone d'initiation des fissures. Ces contraintes sont voisines de la contrainte à rupture obtenue lors des essais de cisaillement : elles peuvent être responsables de la propagation des fissures.

La zone d'initiation des fissures correspond à une concentration de contraintes mise en évidence par la simulation. La simulation est également en accord avec le cheminement des fissures, qui correspond à la zone où les contraintes sont les plus élevées. Un accord qualitatif est donc acquis entre la simulation et les essais.

D'un point de vue quantitatif, il convient d'être prudent car ni le critère de Tsai-Wu ni les modèles employés ne sont exactement représentatifs du comportement du composite. En effet, les coefficients de couplage du critère n'ont été déterminés que sur un unique essai de traction. Le critère ne rend pas non plus compte de couplages traction / cisaillement, fréquemment rencontrés sur des matériaux voisins.

Quant à la modélisation du composite, on rappelle que les courbes employées pour la construction des lois de comportement ne sont pas spécifiques au matériau utilisé dans cette étude, mais qu'il s'agit de courbes moyennées sur plusieurs lots de fabrication du composite.

## Conclusion

---

Le modèle de suivi ne prend pas en compte les couplages entre les directions. De plus, le cisaillement est certainement mal modélisé : il suit pas à pas les courbes d'essais, dont on sait que seuls les premiers points sont en accord avec un cisaillement réel.

Des essais supplémentaires seraient nécessaires pour compléter le modèle de Siron. En effet, les couplages d'endommagement ne sont pas pris en compte (il faudrait des essais uniaxiaux avec suivi des déformations transverses).

Les mécanismes d'endommagement d'un composant sous sollicitation thermomécanique ont été analysés grâce à des études expérimentales et numériques. La simulation de l'assemblage s'est améliorée avec l'introduction de deux nouvelles lois de comportement du composite, validées lors d'essais de traction sur des éprouvettes bi-matériaux. Ces essais mécaniques nous ont permis de caractériser l'assemblage au niveau des contraintes à rupture en traction et en cisaillement, mais également d'identifier les processus d'endommagement sous de telles sollicitations. L'analyse des essais de cyclage a mis en évidence les mécanismes de l'endommagement thermomécanique : ceux-ci ont été identifiés et corrélés au nombre de cycles et au flux appliqué. Enfin, la simulation de ces essais, en tenant compte des contraintes résiduelles, est en accord qualitatif avec les essais, et nous a permis de situer les phases d'endommagement : initiation lors de la fabrication de l'assemblage, propagation progressive au cours des cycles.

Au début de cette étude, nous avons fait le choix d'une échelle macroscopique. Cependant, les résultats expérimentaux ont révélé des dispersions, en terme de contraintes maximales lors des essais mécaniques, ou de résistance au cyclage lors des essais thermomécaniques. Ces dispersions ont parfois pu être expliquées grâce à une approche plus locale des phénomènes. Pour un tel assemblage, où l'un des matériaux est inhomogène, et où la zone interfaciale est formée de picots s'ancrant dans le composite, une étude à l'échelle mésoscopique serait intéressante afin de compléter l'analyse réalisée dans cette thèse. Une telle étude pourrait ouvrir la voie à de possibles améliorations de la liaison, comme par exemple les dimensions des picots, ou la géométrie locale des bords libres.

## Références Bibliographiques

**ARAN A., GUCER D.E.**, « High Temperature Torsional Low Cycle Fatigue of OFHC Copper », *Z. Metallkde*, Bd. 72, H. 7, pp. 476 - 480, 1981

**AUBARD X.**, « Modélisation et Identification du Comportement Mécanique des Matériaux Composites 2D SiC / SiC », Thèse de l'Université de Paris VI, 1992

**AUDIGIER V.**, « Etude du Comportement en Fatigue des Joints Brasés de Composants Electroniques Montés en Surface », Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers, 1996

**BAIK S., RAJ. R.**, « Creep-Fatigue Interaction in OFHC - Copper », *Scripta Metallica*, Vol. 17, pp. 1087 - 1090, 1983

**BOBET J.L., LAMON J., LEBRUN J.L.**, « Thermal Residual Stress Field in Continuous Fiber Reinforced Ceramic Matrix Composites : Analytical Model and Experimental Measurements », *HTCMC*, pp. 515-522, 1993

**BROQUERE B., BUTAZZONI B., CHOURY J.J.**, « Les Composites Carbone - Carbone; leurs Applications Industrielles », « Introduction aux matériaux composites », tome 2, *NASLAIN R.*, pp. 405-438, 1979

**BURLET H., GENZBITTEL J.M., BERNIER F., MOURNIAC P., LABONNE C.**, « ITER DPI TASK 212; Development and Testing of Cu Alloys / 316LN SS Joints by Solid HIP », Note Technique DEM / CEREM N°97/11, Février 1997

**BURLET H., BUCCHI P., CHU I.**, « ITER DPI TASK 212b; Fracture Testing of Cu Alloys / 316LN SS Joint Interface », Note Technique DEM / CEREM N°97/77, Janvier 1998

**CAHN R.W., HAASEN P., KRAMER E.J.**, « Structure and Properties of Composites », *Materials Science and Technologies, A Comprehensive Treatment*, Vol. 13, Volume Editor T.W. Chou, 1993

**CHAPPUIS P., AYMAR R., DESCHAMPS P., GABRIEL M., WHITLEY J., KOSKI J., Mc GRATH R., WATSON R.**, « The Tore Supra Pump Limiter System », *Proceedings of the 15th Symp. On Fusion Technology, Utrecht, Netherlands*, p 879, 1988

**CHAPPUIS P., ESCOURBIAC F., LIPA M., MITTEAU R., SCHLOSSER J.**, « Possible Divertor Solutions for a Fusion Reactor. Part 2. Technical Aspects of a Possible Divertor », *Fusion Engineering and Design*, 36, pp. 109 - 117, 1997

**CHATTERJEE S.N.**, « Effects of Matrix Viscoelasticity and Cracking on Fiber Composite Response During Thermal Cycle », *Thermomechanical Behaviour of High-Temperature*

## Références bibliographiques

---

Composites, pp. 51-62, The Winter Annual Meeting of the American Society of Mechanical Engineers, Phoenix, Arizona, November 14-19, 1982

**CHEVALIER Y.**, « Matériaux Composites. Critères de Rupture : Approche Macroscopique », Les Techniques de l'Ingénieur, Matériaux Non Métalliques, AM4, Vol. 7, pp. 755\_1 - 755\_10, 1988

**CHOURY J.J.**, « Matériaux Composites Thermostructuraux pour Applications Aéronautiques et Spatiales », Nouvelle Revue d'Aéronautique et d'Astronautique, N°6, 1995

**COLIN C.**, « Liaisons Céramique / Métal à l'Etat Solide par Pressage Uniaxial et de Pressage Isostatique », Thèse de l'ENSM, 1991

**COSTON J.F.**, « Principales Caractéristiques des Matériaux NET », Note Technique CEA / DRFC / STIF, NT TS 51-90-06, 1990

**DIXON D.G.**, "Ceramic Matrix Composite - Metal Brazed Joints", J. Materials Science, 30, pp 1539-1544, 1995

**DOCEUL L., SCHLOSSER J., CHAPPUIS P., CHATELIER M., COCAT J.P., DECK C., FAISSE F., GROSMAN A., MITTEAU R., TONON G.**, « Conceptual Design of a High Heat Flux Toroidal Pumped Limiter for Tore Supra », Proc. of the 18th Symp. on Fusion Technology, Karlsruhe, Germany, August 22 - 26, 1994

**DUROCHER A., CHAPPUIS P., MITTEAU R., MONCEL L.**, « Infrared Non Destructive Test of Plasma Facing Components. Defect Detection Improvement », 20th Symp. On Fusion Technology - France - Marseille, pp. 121 - 124, Sept. 98

**EL MOUDEN M.**, « Détermination des Caractéristiques Mécaniques d'un Composite 3D Carbone / Carbone. Calcul des Contraintes Internes », DEA de l'Université de Metz, 1990

**EVANS A.G., FABER K.T.**, « Crack-Growth Resistance of Microcracking Brittle Materials », J. Am. Ceram. Soc., Vol. 67, No. 4, pp.255-260, April 1984

**GAY D.**, « Matériaux Composites », Traité des Nouvelles Technologies, Série Mécanique, ed. Hermès, 1991

**GRIMAUD R.**, « Modélisation du Comportement Non Linéaire d'un Composite Carbone / Carbone 3D », Thèse de l'Ecole Centrale de Lyon, 1992

**GU X.H., YOUNG R.J., DAY R.J.**, « Deformation Micromechanics in Model Carbon Fibre-Reinforced Composites », Journal of Materials Science **30**, pp. 1409-1419, 1995

**HILL R.**, « The Mathematical Theory of Plasticity », The Oxford Engineering Sciences Series, Clarendon Press, Oxford, University Press, London, pp. 317 - 340, 1956

**HEIN V.L., ERDOGAN F.**, « Stress Singularities in a Two-Material Wedge », International Journal of Fracture Mechanics, Vol. 7, No 3, pp. 317 - 330, September 1971

**HESS M. S.**, « The End Problem for a Laminated Elastic Strip - Differential Expansion Stresses », *J. Comp. Mater.*, 3, pp. 630 - 641, 1969

**HO S., HILLMAN C., LANGE F.F., SUO Z.**, « Surface Cracking in Layers Under Biaxial, Residual Compressive Stress », *J. Am. Ceram. Soc.*, 78, [9], pp. 2353 -2359, 1995

**HUBER T., PLOCHL L., REHEIS N, COCAT J.P., SCHLOSSER J.**, « The Manufacturing and Testing of the Toroidal Pumped Limiter Prototype Elements for Tore Supra », 16th IEEE/NPSS, Symp. On Fusion Engineering, Champaign, Illinois, 1995

**IANCU O.T., MUNZ D., EIGENMANN B., SCHOLTES B., MACHERAUCH E.**, «Residual Stress State of Brazed Ceramic / Metal Compounds, Determined by Analytical Methods and X-Ray Residual Stress Measurements », *J. Am. Ceram. SoC.*, 73 [5], pp. 1144 - 1149, 1990

**JORTNER J.**, « Macroporosity and Interface Cracking in Multi-Directional Carbon-Carbons », *Carbon*, Vol. 24, No 5, pp. 603-613, 1986

**KACHANOV L.M.**, "Time of the Rupture Process Under Creep Conditions", *Isr. Acad. Nauk. S.S.R. Otd. Tech. Nauk.*, N°8, pp. 26-31, 1958

**KIM H.C., YOON K.J., PICKERING R., SHERWOOD P.J.**, « Fracture Toughness of 2-D Carbone Fibre Reinforced Carbone Composites », *Journal of Materials Science*, Vol. 20, pp. 3967-3975, 1985

**KITAMURA K., NAGATA K., SHIBUI M., FUSE T., TACHIKAWA N., AKIBA M., ARAKI M., SEKI M.**, « Experimental and Analytical Studies on Residual Stress in the Tungsten - Copper Duplex Structure for a Divertor Application », *Proc. 2nd Symp. on Fusion Nuclear Technology*, Karlsruhe, C, pp. 173 - 178, 1991

**KOJIMA H., MIYATA H., KIMOTO H., HIOKI S.**, « Strength Analysis of the Poloidal Field Coil for Nuclear Fusion Equipment », *Fusion Technology*, Vol. 6, September 1984

**KURITA M., SATO M., IHARA I.**, « Residual Stress Distribution of Ceramic-Metal Joint », *Advances in X-Ray Analysis*, Vol. 33, pp. 353 - 362, 1990

**LADEVEZE P.**, « Sur une Théorie de l'Endommagement Anisotrope », *LMT Cachan, Rapport Interne N° 34*, Mars 1983

**LADEVEZE P.**, « Sur la Mécanique de l'Endommagement des Composites », *Comptes - Rendus des Cinquièmes Journées Nationales sur les Composites, JNC5, Paris, 9-11 Septembre 1986*, pp. 667 - 683, PLURALIS 1986

**LAPP P., QUESADA B.**, « Analysis of Solid Rocket Motor Nozzle », *AIAA 92-3616, AIAA/SAE/ASME/ASEE, 28th Joint Propulsion Conference and Exhibit, Nashville, TN, June 6-8, 1992*

**LATAILLADE J.L., POUYET J.**, « Notions Élémentaires sur le Calcul Prévisionnel dans les Matériaux Composites », *Introduction aux Matériaux Composites, tome 2*, pp. 141-152, 1979

**LEBER L.**, « Les Déformations Planes Généralisées dans Castem2000 », CEA, Direction des Réacteurs Nucléaires, Département de Mécanique et de Technologie, Rapport DMT/94-151, 1994

**LECUYER F., LE DANTEC E., ENGRAND D.**, « A Multiscale Approach for Modelling Thermo-Mechanical Behaviour of Laminated Ceramic Matrix Composites », Proceedings of HTCMC 93, pp. 547-555, Bordeaux, EACM, 21-24 September 1993

**LEMAITRE J., CHABOCHE J.L.**, « Mécanique des Milieux Solides », ed. Dunod, 1988

**LEVY A.**, « Thermal Residual Stresses in Ceramic - to - Metal Brazed Joints », J. Am. Ceram. Soc., 74 [9], pp. 2141 - 2147, 1991

**LIPA M., CHAPPUIS P., DESCHAMPS P.**, « Brazed Graphite for Actively Cooled Plasma-Facing Components in Tore Supra. Description, Tests and Performances », Fusion Technology, 19, pp. 2041 - 2048, 1991

**LIPA M.**, « Development and Fabrication of a New Generation of CFC-Brazed Plasma Facing Components to be Installed in Tore Supra », TPX Workshop on Plasma Facing Components, Princeton, 1995

**LIU K.C., LORING C.M.**, « Low-Cycle Fatigue Behaviour of Oxygen- Free High Conductivity Copper at 300°C in High Vacuum », Journal of Nuclear Materials, 122 123, pp. 783 - 788, 1984

**LOVATO G.**, « Rhéologie des Joints Brasés : Etude Expérimentale et Détermination par Méthode Inverse », Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1995

**METAL HANDBOOK**, Volume 10, 9ième Edition, Materials Characterization, 1986

**MIN B.K., VINSON J.A.**, « Nonlinear Behaviour and Failure Mechanisms of Three-Dimensional Carbon - Carbon Composites », Thermomechanical Behaviour of High-Temperature Composites, The Winter Annual Meeting of the American Society of Mechanical Engineers, Phenix, Arizona, November 14 - 19, pp. 77 - 90, 1982

**MITTEAU R., CHAPPUIS P., DESCHAMPS P., FEBVRE M., SCHLOSSER J., VIALLET H., VIEIDER G.**, « Development and Testing of CFC-Copper High Heat Flux Elements », Proc. of the 18th Symp. on Fusion Technology, Karlsruhe, Germany, August 22 - 26, 1994

**MITTEAU R., CHAPPUIS P., MONCEL L., SCHLOSSER J.**, « Evidence of Damage in Carbon Fibre Composite Tiles Joined to a Metallic Heat Sink under High Heat Flux Fatigue », Journal of Nuclear Materials 258 - 263, pp. 972 - 977, 1998

**MIZUNO K., MIYAZAWA K., SUGA T.**, « Characterization of Thermal Stresses in Ceramic / Metal Joint », Journal of the Faculty of Engineering, the University of Tokyo (B), Vol. XXXIX, N°. 4, pp. 401 - 412, 1988

**MONCEL L., CHAPPUIS P., SCHLOSSER J.**, « Fatigue of a Carbon Fiber Material Under Thermomechanical Cycling », International Conference on Fatigue of Composites, Paris, pp. 213 - 220, June 1997

**MONCEL L., SCHLOSSER J., MITTEAU R., PLOCHL L.**, « Active Metal Casting Technique in Plasma Facing Components : Characterisation », 20th Symp. On Fusion Technology - France - Marseille, pp. 133 - 136, Sept. 98

**MONTAUDON M., FENOT F., CHRISTIN F., CHOURY J.J.**, « Novoltex Textures For Thermostructural Materials », AIAA 91-1848, AIAA/SAE/ASME, 27th Joint Propulsion Conference, Sacramento, CA, June 24-26, 1991

**MUNZ D., YANG Y.Y.**, « Stresses Near the Edge of Bonded Dissimilar Materials Described by Two Stress Intensity Factors », International Journal of Fracture, 60, pp. 169 - 177, 1993

**NAKA M., TANAKA T., OKAMOTO I.**, Trans. Jpn Weld Res. Inst., 14, (2), pp. 85 - 91, 1985

**OTA T., SHINDO A., FUKUAKA H.**, « A Consideration on Anisotropic Yield Criterion », Proceedings of the 9th Japan National Congress for Applied Mechanics, p.117, 1959

**PATTEN D.O., TORTI M.L., CHARREYRON P.O.**, « Mechanical Behaviour of Ceramic - Metal Brazed Joints », Ceram. Eng. Sci. Proc. 10 [11-12], pp 1866-1878, 1989

**PIQUENOT N.**, « Etude du Rôle des Interfaces et Interphases dans le Comportement à la Rupture de Microcomposites Unidirectionnels à Matrice Fragile », Thèse, Université Bordeaux I, 1992

**PLUVINAGE P.**, « Etude Expérimentale et Simulation Numérique du Comportement Mécanique de Matériaux Composites SiC / SiC. Influence des Paramètres de Stratification et d'Elaboration », Thèse de l'Université de Bordeaux I, 1991

**POSS M.**, « Endommagement et Rupture des Matériaux Composites Carbone / Carbone », Thèse de l'Université Pierre et Marie Curis, Paris VI, 1982

**QUENISSET J.M.**, « Mécanismes d'Endommagement des Matériaux Composites », 23ième Colloque du Groupe Français de Rhéologie, Bordeaux, ed. LMP - CERMOB, pp. 1 - 41, 1988

**REHEIS N., WITWER M., KNERINGER G.**, « Industrial Aspects in the Fabrication of Prototypes for Different Divertor Concepts », 17th Symp. On Fusion Technology, Rome, 1992

**REMOND Y.**, « Sur la Reconstitution du Comportement Mécanique d'un Matériau Composite à Partir de ses Constituants », Thèse de l'Université de Paris VI, 1984

**R'MILI M.**, « Application de la mécanique de la Rupture au Composite Carbone/Carbone Bidirectionnel », Thèse de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1987

**SALVO M., LEMOINE P., FERRARIS M., MONTORSI M., MEROLA M.,** « Joining of Carbon / Carbon composites for Thermonuclear Fusion Applications », J. Am. Ceram. Soc., 80 [1], pp 206-212, 1997

**SANTACREU P.O.,** « Sur la Mécanique des Assemblages : Calcul des Contraintes Résiduelles dans les Assemblages Céramique / Métal Obtenus par Brasage Réactif et Caractérisation Mécanique des Interfaces », Thèse de l'Ecole Polytechnique, 1994

**SCHEERER M., BOLT H., GERVASH A., LINKE J., LISON R., SMID I.,** « Development, Thermomechanical Analysis, Fabrication and Testing of Macrobloc - Diveror Specimens », Proc. of the 20th Symp. On Fusion Technology, Marseille, France, pp. 71 - 74, 7 - 11 September 1998

**SCHLOSSER J.,** « Development of High Thermal Flux Components for Continuous Operation in Tokamaks », Proc. of the 14th IEEE/NPSS Symp. on Fusion Engineering, San Diego, pp. 350 - 356, 1991

**SCHLOSSER J., CHAPPUIS P., CHATELIER M., CORDIER J.J., DESCHAMPS P., GARAMPON L., GUILHEM D., LIPA M., MITTEAU R.,** « In Service Experience Feedback of the Tore-Supra Actively Cooled Inner First Wall », Fusion Engineering and Design, 27, pp. 203 - 209, 1995

**SCHLOSSER J., CHAPPUIS P., CHATELIER M., DUROCHER A., GUILHEM D., LIPA M., MITTEAU R., PLOCHL L., TONON G., TSITRONE E.,** « Design, Fabrication and Testing of an Improved High Heat Flux Element, Experience Feedback on Steady State Plasma Facing Components in Tore Supra », Fusion Engineering and Design, 39 - 40, pp. 235 - 240, 1998

**SHIBUI M., KITAMURA K., NAGATA K., FUSE T., TACHIKAWA N., TEZUKA M.,** « Edge Stresses in Bonded Armor System for Divertor Plate », Proc. of the 14th IEEE / NPSS Symp. On Fusion Engineering, San Diego, CA, pp. 368 - 371, Sept. 30 - Oct. 3, 1991

**SIRON O.,** « Approche Micro-Macro du Comportement Mécanique et de la Rupture d'un Composite Carbone/Carbone à Architecture Fibreuse Multidirectionnelle », Thèse de l'Université de Bordeaux I, 1996

**SMID I., AKIBA M., ARAKI M., SUZUKI S., SATOH K.,** « Material and Design Considerations for the Carbon Armored ITER Divertor, JAERI Report, Japan Atomic Energy Research Institute, JAERI-M 93-149, 1993

**SUGANUMA K., OKAMOTO T., MIYAMOTO Y., SHIMADA M., KOIZUMI M.,** «Joining Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> to Type 405 Steel with Soft Metal Interlayers », Materials Science and Technology, Vol. 2, pp. 1156 - 1161, 1986

**SUHIR E.,** « Stresses in Bi-Metal Thermostats », J. Appli. Mech., Vol. 53, pp. 657 - 660, 1986

**SUZUKI S.,** « Thermo-mechanical behaviour of Plasma Facing Components for Fusion Reactors », Ph. D. Thesis, University of Tsukuba, Japan, 1997

**TIMOSHENKO S., GOODIER J.N.**, « Theory of Elasticity », McGraw-Hill, New-York, 1961

**TORE SUPRA TEAM**, « Towards Long-Pulse, High-Performance Discharges in Tore Supra: Experimental Knowledge and Technological Developments for Heat Exhaust », Fusion Technology, Vol. 29, July 1996

**TREFIMETAUX**, Fiche Technique B04, Propriétés Mécaniques des Cuivres non Alliés, Centre Technique du Cuivre, Paris, Mai 1981

**TSAI M.Y., MORTON J.**, « The Stresses in a Thermally Loaded Bimaterial Interface », Int. J. Solids Structures, Vol. 28, N° 8, pp. 1053 - 1075, 1991

**TSAI S.W., WU E.**, « A General Theory of Strength for Anisotropic Materials », J. of Composite Materials, Vol. 5, pp. 58 - 80, Janvier 1971

**TSO F.K., LOOMIS W.C.**, « Micromechanical Modeling of 3D Composites with Interface Failure », pp. 91-109, the Winter Annual Meeting of the American Society of Mechanical Engineers, Phoenix, Arizona, November 14-19, 1982

**VERPEAUX P., MILLARD A., HOFFMAN A., EBERSOLT L.**, « CASTEM2000 : A Modern Approach of Computerised Structural Analysis », Proc. of Recent Advances in Design Procedures for High Temperature Plant, Risley, November 1988

**WHITCOMB J.D., RAJU J.S., GOREE J.G.**, « Reliability of the Finite Element Method for Calculating Free Edge Stresses in Composite Laminates », Comput. Struc., 15 [1], pp. 23 - 37, 1982

**WILLIAMS M.L., YANG Y.Y.**, « Stress Singularities Resulting From Various Boundary Conditions in Angular Corners of Plates in Extension », Trans. of the ASME, Journal of Applied Mechanics, Vol. 74, pp. 526 - 528, 1952

**WILLIAMSON R.L., RABIN B.H., BYERLY G.E.**, « FEM Study of the Effects of Interlayers and Creep in Reducing Residual Stresses and Strains in Ceramic-Metal Joints », Composites Engineering, Vol. 5, N° 7, pp. 851 - 863, 1995

**WITTMER M., BOER C.R., GUDMUNDSON P.**, « Mechanical Properties of Liquid-Phase-Bonded Copper-Ceramic Substrates », J. Am. Ceram. Soc., 65, N° 3, pp. 149 - 153, 1982

**WU E.M.**, « Optimal Experimental Measurements of Anisotropic Failure Tensors », J. Composite Materials, Vol. 6, pp. 472 - 489, 1972

**YADA T., KOGUCHI H.**, « Reliability Evaluation of Joints of Ceramics and Metal (Consideration of Thermoelastic - Plastic Stress Around the Interface of Jointed Dissimilar Materials) », JSME International Journal, Series I, Vol. 34, N° 2, pp. 163 - 170, 1991

## Références bibliographiques

---

**YAMADA T., YOKOI K., KOHNO A.**, « Effect of Residual Stress on the Strength of Alumina - Steel Joint with Al-Si Interlayer », *J. Mater. Science*, 25, pp. 2188 - 2192, 1990

**YU Y.H., LAI M.O.**, « Effect of Gap Filler and Brazing Temperature on Fracture and Fatigue of Wide-Gap Brazed Joints », *J. Materials Science*, 30, pp 2101-2107, 1995

**ZALDIVAR R.J., RELICK G.S.**, « Microstructural Observations on the Failure Modes of Unidirectional Carbon / Carbon Composites », Conference extended abstracts, 21st biennial Conference on Carbon, American Carbon Society, Buffalo, pp. 52 - 53, 1993

**ZHOU Y., BAO F.H., REN J.L., NORTH T.H** »Interlayer Selection and Thermal Stresses in Brazed  $\text{Si}_3\text{N}_4$  - Steel Joints », *Materials Science and Technology*, Vol. 7, p.863, September 1991

**ZOLTI E.**, « Material Data for Predesign and Analysis of In-Vessel Components », NET, Internal Note N/I/3300/5/A, 1990

## Annexe 1

### 1. Modèles analytiques pour déterminer les contraintes résiduelles d'assemblage de matériaux différents

#### 1.1 Modèles élastiques unidimensionnels

##### 1.1.1 Bilame

On considère un assemblage de deux matériaux isotropes et élastiques. Les caractéristiques élastiques des matériaux sont indépendantes de la température. La liaison est parfaite. Les hypothèses de calcul sont celles des plaques minces et des coques [Timoshenko, 1961].

$E_1$  et  $E_2$  désignent les modules d'Young des matériaux,  $\alpha_1$  et  $\alpha_2$  leurs coefficients de dilatation thermique. Les contraintes se développant dans le bilame résultent d'un changement de température  $\Delta T$ . Nous allons évaluer les contraintes parallèles à l'interface ( $\sigma_{xx}$ , en fonction de  $z_1$  pour le matériau 1 et de  $z_2$  pour le matériau 2).

Supposons que le matériau 1 soit un composite à fibres de carbone (CFC) et le matériau 2 un métal (cf. Figure 1). Alors un refroidissement provoque une compression dans le composite (notons-la  $F_{x_1}$ ), une traction dans le métal ( $F_{x_2}$ ), et une flexion de l'ensemble (représentée par des moments de flexion  $M_1$  et  $M_2$  dans le composite et dans le métal respectivement).

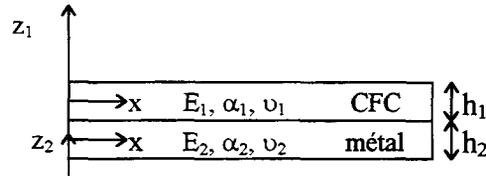


Figure 1 : assemblage composite / métal

L'équilibre sur une section quelconque du bilame s'écrit :

$$\text{équilibre des forces :} \quad F_x = -F_{x_1} = F_{x_2} \quad [\text{A1. 1}]$$

$$\text{équilibre des moments :} \quad M_1 + M_2 = \frac{F_x}{2} (h_1 + h_2) \quad [\text{A1. 2}]$$

Les déformations au sein de l'assemblage sont la somme de deux termes, l'un de flexion, et l'autre dû aux variations de température. Le terme de flexion s'exprime de la manière suivante pour chaque matériau (hypothèse de flexion plane) :

$$(\varepsilon_{xx})_f(z_i) = \frac{z_i}{R} + \varepsilon_i^0 \quad \text{pour } i = 1, 2 \quad [\text{A1. 3}]$$

A l'interface entre les deux matériaux, l'allongement unitaire du composite est égal à celui du métal. Ces allongements s'écrivent de la manière suivante :

$$\alpha_1 \Delta T + \frac{F_{x_1}}{b h_1 E_1} - \frac{h_1}{2 R} = \alpha_2 \Delta T + \frac{F_{x_2}}{b h_2 E_2} + \frac{h_2}{2 R} \quad [\text{A1. 4}]$$

$R$  est le rayon de courbure de l'assemblage.

Les termes constants de la déformation de flexion se déduisent de cette expression :

$$\varepsilon_1^0 = \frac{F_{x_1}}{b h_1 E_1} \quad [\text{A1. 5}]$$

$$\varepsilon_2^0 = \frac{F_{x_2}}{b h_2 E_2} \quad [\text{A1. 6}]$$

En écrivant  $\frac{1}{R} = \frac{M}{EI}$  (hypothèse de la flexion plane), avec  $M$  moment de flexion,  $E$  module d'élasticité et  $I$  moment d'inertie ( $I = \frac{bh^3}{12}$  pour une poutre de largeur  $b$  et d'épaisseur  $h$ ), on peut obtenir l'expression de  $F_{x_1}$ ,  $F_{x_2}$  (d'après l'équation [A1-2]) :

$$F_x = -F_{x_1} = F_{x_2} = \frac{1}{6R} \frac{E_1 b h_1^3 + E_2 b h_2^3}{(h_1 + h_2)} \quad [\text{A1. 7}]$$

A partir de l'équation précédente et de [A1-4], on obtient l'expression de  $R$  :

$$\frac{1}{R} = \frac{6(\alpha_1 - \alpha_2) \Delta T (h_1 + h_2)}{h_1^2 A} \quad [\text{A1. 8}]$$

avec :

$$A = 4 + 6 \left( \frac{h_2}{h_1} \right) + 4 \left( \frac{h_2}{h_1} \right)^2 + \left( \frac{E_1}{E_2} \right) \left( \frac{h_1}{h_2} \right) + \left( \frac{E_2}{E_1} \right) \left( \frac{h_2}{h_1} \right)^3 \quad [\text{A1. 9}]$$

Le rayon de courbure dépend donc du différentiel des coefficients de dilatation des deux matériaux, de l'incrément de température, des modules d'Young et des épaisseurs des matériaux.

On en déduit l'expression des déformations de flexion dans chacun des matériaux :

$$\begin{cases} (\varepsilon_{xx})_f(z_1) = \frac{z_1}{R} - \frac{1}{R} \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 E_1 (h_1 + h_2) h_1} \\ (\varepsilon_{xx})_f(z_2) = \frac{z_2}{R} + \frac{1}{R} \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 E_2 (h_1 + h_2) h_2} \end{cases} \quad [\text{A1. 10}]$$

Les contraintes totales vont donc s'écrire de la façon suivante :

$$\begin{cases} \sigma_{xx}(z_1) = \frac{1}{R} \left[ E_1 z_1 - \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 (h_1 + h_2) h_1} \right] - E_1 \alpha_1 \Delta T \\ \sigma_{xx}(z_2) = \frac{1}{R} \left[ E_2 z_2 + \frac{E_1 h_1^3 + E_2 h_2^3}{6 (h_1 + h_2) h_2} \right] - E_2 \alpha_2 \Delta T \end{cases} \quad [\text{A1. 11}]$$

### 1.1.2 Modèle à plusieurs couches

Il est possible d'étendre ce modèle à un système à plusieurs couches (cf. Figure 2) [Iancu, 1990]. Les hypothèses sont les mêmes que dans l'étude précédente. L'assemblage est initialement libre de contraintes à haute température. Le comportement des matériaux est élastique isotrope. Les caractéristiques élastiques des barres sont indépendantes de la température. L'hypothèse de flexion plane s'applique toujours.

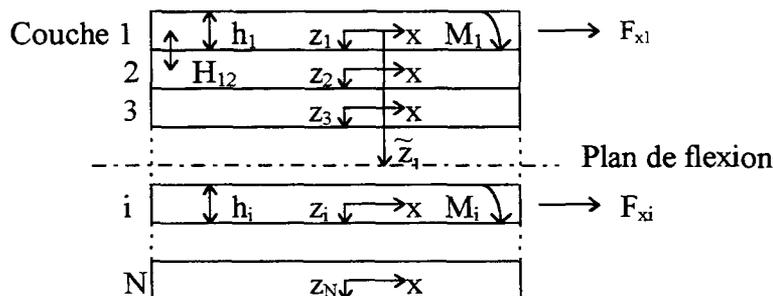


Figure 2 : assemblage à N couches

La déformation normale totale dans chaque couche peut s'écrire comme la somme d'une déformation élastique et d'une déformation thermique :

$$\varepsilon_{xx}(z_i) = \varepsilon_{xx}^e(z_i) + \varepsilon_{xx}^{th}(z_i) \quad [A1. 12]$$

A chaque interface entre deux couches, les déformations totales sont égales, ce qui signifie :

$$\varepsilon_{xx}\left(\frac{1}{2}h_i\right) = \varepsilon_{xx}\left(-\frac{1}{2}h_{i+1}\right) \quad [A1. 13]$$

L'équilibre des forces s'écrit :

$$\sum_1^N F_{xi} = 0 \quad [A1. 14]$$

$$\text{avec } F_{xi} = \int_{-h_i/2}^{h_i/2} \sigma_{xx}(z_i) dz_i \quad [A1. 15]$$

L'équilibre des moments s'écrit :

$$\sum_{i=1}^N M_i + \sum_{j=2}^N F_{xj} \left( \sum_{k=2}^j H_{(k-1)k} \right) = 0 \quad [A1. 16]$$

$$\text{avec : } M_i = \int_{-h_i/2}^{h_i/2} \sigma_{xx}(z_i) z_i dz_i \quad [A1. 17]$$

$$H_{(k-1)k} = \frac{h_{k-1} - h_k}{2} \quad [A1. 18]$$

L'hypothèse de flexion plane s'écrit (en supposant un rapport épaisseur sur longueur suffisamment petit) :

$$\varepsilon_{xx}(z_i) = \varepsilon_i^0 + \frac{z_i}{R} \quad [A1. 19]$$

## Annexe 1

R représentant le rayon de courbure en flexion du système.

La distribution de contraintes dans chaque couche  $i = 1, \dots, N$  s'écrit alors (en utilisant la loi de Hooke) :

$$\sigma_{xx}(z_i) = E_i \left( \varepsilon_i^0 + \frac{z_i}{R} - \alpha_i \Delta T \right) \quad [A1. 20]$$

Les déformations et le rayon de courbure sont obtenus en résolvant les équations précédentes, comme pour le modèle du bilame.

L'équation [A1. 21] peut être réécrite en utilisant un rayon de courbure normalisé par rapport à l'écart de température  $\left( \frac{1}{\tilde{R}} = \left( \frac{1}{R \Delta T} \right) \right)$  :

$$\sigma_{xx}(z_i) = E_i \left( \tilde{\alpha} - \alpha_i + \frac{z_i - \tilde{z}_i}{\tilde{R}} \right) \Delta T \quad [A1. 21]$$

On a également :

$$\varepsilon_{xx}(z_i) = \left( \tilde{\alpha} - \alpha_i + \frac{z_i - \tilde{z}_i}{\tilde{R}} \right) \Delta T \quad [A1. 22]$$

Avec :

- $\tilde{\alpha}$  est le coefficient de dilatation thermique moyen pour l'assemblage :

$$\tilde{\alpha} = \frac{\sum_{i=1}^N E_i h_i \alpha_i}{\sum_{i=1}^N E_i h_i} \quad [A1. 23]$$

- $\tilde{z}_i$  est la distance qui permet de localiser le milieu de la couche  $i$  par rapport au plan de flexion de l'assemblage. La position du plan de flexion de l'assemblage par rapport à l'axe de la couche 1 est donnée par l'équation suivante :

$$\tilde{Z} = \frac{\sum_{i=1}^N E_i h_i H_i}{\sum_{i=1}^N E_i h_i} \quad [A1. 24]$$

La distance  $H_i$  est la distance qui sépare l'axe de la couche  $i$  de l'axe de la couche 1 :

$$\begin{cases} H_1 = 0 \\ H_i = \sum_{j=2}^i \frac{h_{j-1} + h_j}{2} \end{cases} \quad [A1. 25]$$

Alors les distances  $\tilde{z}_i$  sont définies comme suit :

$$\tilde{z}_i = \tilde{Z} - H_i \quad [A1. 26]$$

- le rayon de courbure normalisé est donné par l'expression suivante :

$$\frac{1}{\tilde{R}} = \frac{1}{R \Delta T} = \frac{\sum_{i=1}^N (\tilde{\alpha} - \alpha) E_i h_i H_i}{\sum_{i=1}^N E_i h_i \tilde{z}_i H_i - \frac{1}{12} \sum_{i=1}^N E_i h_i^3} \quad [A1. 27]$$

## 1.2 Modèle élastoplastique unidimensionnel

Les modèles précédents considéraient les matériaux en liaison comme élastiques. On peut calculer analytiquement le champ de contraintes thermiques dans une plaque composite / métal infinie, en tenant compte de la plasticité du métal [Yada, 1991]. On suppose que la plasticité du métal est parfaite. Dans les équations suivantes, l'indice 1 est employé pour le composite, l'indice 2 pour le métal.  $h_1$  et  $h_2$  sont les épaisseurs respectives du composite et du métal.

Les contraintes parallèles à l'interface peuvent se décomposer en deux termes : un terme de flexion due à la dilatation différentielle des matériaux, et un terme de membrane.

$$\text{Dans le composite : } \sigma_{xx}(z_1) = (\sigma_{xx})_m(z_1) + (\sigma_{xx})_f(z_1) \quad [\text{A1. 28}]$$

$$\text{Dans le métal : } \sigma_{xx}(z_2) = (\sigma_{xx})_m(z_2) + (\sigma_{xx})_f(z_2) \quad [\text{A1. 29}]$$

L'équilibre des forces s'exerçant sur l'assemblage (traction sur le métal, compression sur le composite) se traduit par l'équation suivante :

$$(\sigma_{xx})_m(z_2) = -(\sigma_{xx})_m(z_1) \left( \frac{h_1}{h_2} \right) \quad [\text{A1. 30}]$$

Or, la contrainte de membrane dans le composite s'écrit :

$$(\sigma_{xx})_m(z_1) = \frac{E'_1(\alpha_2 - \alpha_1)\Delta T}{\left( \frac{E'_1 h_1}{E'_2 h_2} \right) + 1} \quad [\text{A1. 31}]$$

$$\text{avec : } \begin{cases} \Delta T = T - T_0 \\ E'_1 = \frac{E_1}{1 - \nu_1} \\ E'_2 = \frac{E_2}{1 - \nu_2} \end{cases} \quad [\text{A1. 32}]$$

Les contraintes de flexion s'écrivent respectivement dans le composite et dans le métal :

$$\begin{cases} (\sigma_{xx})_f(z_1) = E'_1(\lambda z_1 + \mu) \\ (\sigma_{xx})_f(z_2) = E'_2(\lambda z_2 + \mu) \end{cases} \quad [\text{A1. 33}]$$

Avec :

$$\begin{cases} \lambda = -\frac{12(E'_2 h_2 + E'_1 h_1)M}{A} \\ \mu = \frac{6(E'_2 h_2^2 - E'_1 h_1^2)M}{A} \\ A = [4(E'_2 h_2^3 + E'_1 h_1^3)(E'_2 h_2 + E'_1 h_1) - 3(E'_2 h_2^2 - E'_1 h_1^2)^2] \\ M = (\sigma_{xx})_m(z_2) h_2 \frac{(h_2 + h_1)}{2} = -(\sigma_{xx})_m(z_1) h_1 \frac{(h_1 + h_2)}{2} \end{cases} \quad [\text{A1. 34}]$$

Dans le cas où le métal est entièrement plastifié, on a :

$$\begin{cases} (\sigma_{xx})_m(z_2) = \sigma_Y \\ (\sigma_{xx})_f(z_2) = 0 \end{cases} \quad [A1. 35]$$

avec  $\sigma_Y$  limite élastique du métal.

Dans la céramique, la contrainte de membrane s'exprime en fonction de la contrainte au sein du métal :

$$(\sigma_{xx})_m(z_1) = \sigma_Y \left( \frac{h_2}{h_1} \right) \quad [A1. 36]$$

Le terme constant de la contrainte de flexion s'écrit :

$$(\sigma_{xx})_{f \text{ constant}}(z_1) = -\frac{6}{h_1^2} (\sigma_Y h_2) \frac{h_2 + h_1}{2} \quad [A1. 37]$$

Le rayon de courbure R est défini de la manière suivante (équation donnée pour un assemblage dans le cas où le métal est entièrement plastifié [Wittmer, 1982] ) :

$$R = \frac{1}{6} \frac{E_1}{\sigma_Y} \frac{h_1^3}{h_2(h_2 + h_1)} \quad [A1. 38]$$

Alors on peut exprimer la contrainte de flexion en fonction de R :

$$(\sigma_{xx})_f(z_1) = -\frac{E_1}{R} \frac{h_1}{2} - \frac{E_1}{R} z \quad [A1. 39]$$

Les contraintes ont alors l'allure présentée sur la Figure 3.

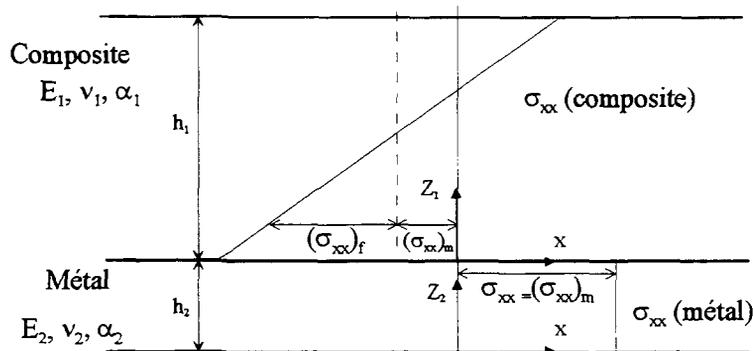


Figure 3 : représentation des contraintes pour une plaque céramique / métal infinie (cas où le métal est complètement plastifié)

## 2. Influence de la géométrie sur la zone de concentration de contrainte au bord libre d'un assemblage

### 2.1 Obtention de l'ordre de singularité et du facteur d'intensité de contraintes

L'interface entre deux matériaux est le siège d'une concentration de contraintes sur le bord libre de l'assemblage. Cette singularité est due aux différences de propriétés élastiques entre les deux substrats. L'amplitude des contraintes dans cette zone est difficile à déterminer par la méthode des éléments finis car elle dépend de la finesse du maillage.

Il est toutefois possible de déterminer l'ordre de la singularité  $\omega_1$  et les facteurs d'intensité de contraintes  $K_I$  et  $K_{II}$  à l'aide de la simulation.

On rappelle l'expression des contraintes au voisinage du point singulier (x étant l'axe de l'interface et y l'axe perpendiculaire) [Mizuno, 1988] :

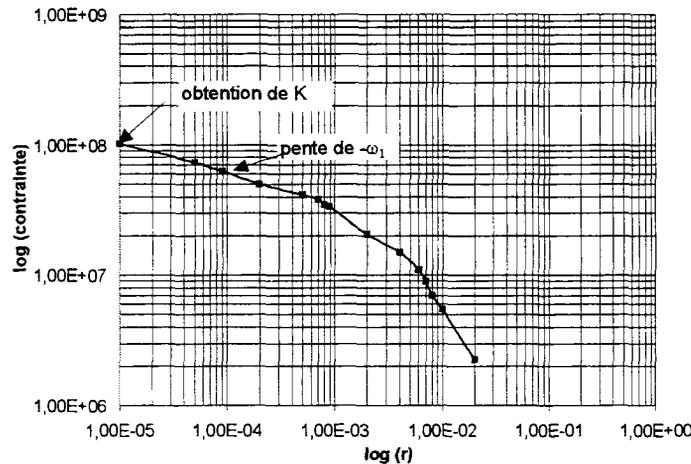
$$(\sigma_{yy} - i\tau_{xy})_{\theta=0} = \frac{K_I - iK_{II}}{\sqrt{2\pi}} r^{-\omega_1} + \sigma_0 \quad [\text{A1. 40}]$$

Les deux facteurs d'intensité sont alors donnés par les formules suivantes :

$$\begin{aligned} K_I &= \sqrt{2\pi} \lim_{r \rightarrow 0} r^{\omega_1} (\sigma_{yy} - \sigma_0) \\ K_{II} &= \sqrt{2\pi} \lim_{r \rightarrow 0} r^{\omega_1} \tau_{xy} \end{aligned} \quad [\text{A1. 41}]$$

A l'aide d'une simulation par éléments finis, nous pouvons obtenir les contraintes  $\sigma_{yy}$  et  $\tau_{xy}$  en fonction de r, la distance entre le point où est obtenue la contrainte et le point singulier. En traçant les évolutions de  $(\sigma_{yy} - \sigma_0)$  et de  $\tau_{xy}$  en fonction de r dans les axes logarithmiques, on peut déterminer les facteurs d'intensité et l'ordre de singularité. Quand r tend vers 0, la courbe devient linéaire avec une pente de  $-\omega_1$ .

Une simulation a été effectuée dans le cas d'un composant face au plasma. La modélisation des matériaux sera définie au chapitre 2 ; les conditions de simulation au chapitre 4. Le calcul dont les résultats vont être présentés est réalisé en négligeant les contraintes résiduelles de fabrication du composant, et en modélisant le composite comme étant linéaire. L'assemblage est soumis à un flux thermique de 10 MW/m<sup>2</sup>. Les coefficients de dilatation du cuivre et du composite étant différents, l'assemblage est alors le siège de contraintes thermomécaniques importantes. La Figure 4 montre l'allure du logarithme de la contrainte normale à l'interface.

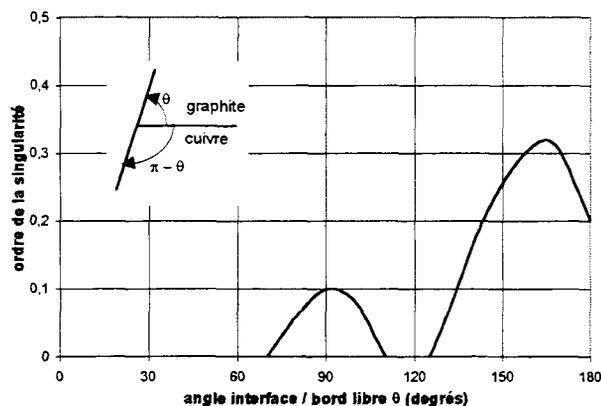


**Figure 4 : obtention de l'ordre de singularité et du facteur d'intensité de contrainte graphiquement**

## **2.2 Optimisation de la géométrie de l'assemblage à partir de la détermination de l'ordre de la singularité**

Il est possible de déterminer, pour un assemblage donné, quelle est la géométrie optimale qui va diminuer les concentrations de contraintes en bord libre. On étudie alors l'évolution de l'ordre de singularité en fonction de l'évolution du paramètre géométrique que l'on souhaite faire varier. Un ordre de singularité faible signifie que la zone où les contraintes sont singulières est très limitée autour du point singulier, et que des résultats valides peuvent être obtenus par la méthode des Éléments Finis, même au voisinage du point singulier.

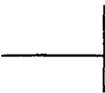
La Figure 5 donne un exemple de ce type d'étude sur un assemblage graphite / cuivre OFHC [Shibui, 1991]. Le bord libre reste plan, le paramètre qui varie est l'angle interface / bord libre. Pour une interface telle que  $\theta_1 = -\theta_2 = 90^\circ$ , la valeur de  $\omega$  est de 0.1 environ : la singularité n'est pas très importante. Le maximum est atteint pour  $\theta_1 = 165^\circ$  ; alors  $\omega$  vaut 0.3.



**Figure 5 : évolution de l'ordre de la singularité en fonction de l'angle bord libre plan / interface**

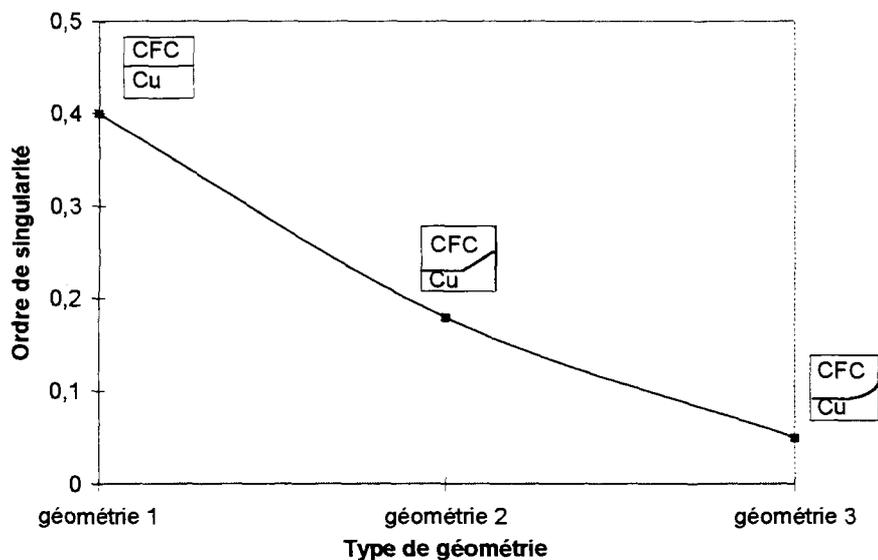
Une étude similaire a été menée sur l'assemblage composite / cuivre qui fait l'objet de notre étude. En effet, le procédé de liaison Active Metal Casting autorise certaines variations de géométries.

Trois géométries différentes ont été comparées (cf. Tableau 1).

 Géométrie 1 interface composite / cuivre droite	 Géométrie 2 interface composite / cuivre avec un angle de 45°	 Géométrie 3 interface arrondie sur le bord libre (arrondi tangent au bord libre)
---	---	--

**Tableau 1 : les trois géométries de bord libre étudiées**

Les résultats donnés par la Figure 6 n'ont qu'une valeur comparative (le modèle employé pour le composite n'est pas optimal, les picots de cuivre s'ancrant dans le composite n'ont pas été modélisés). Cependant, des différences apparaissent entre les trois géométries testées. La troisième est la plus intéressante. Un prototype a d'ailleurs été fabriqué en suivant cette géométrie. Il est actuellement en test dans Tore Supra.



**Figure 6 : Evolution de l'ordre de singularité pour trois géométries d'aiguilles**

## Annexe 2

### 1. Implantation de modèles non-linéaires pour le composite dans CASTEM2000

#### 1.1 *Modèle non-linéaire élastique de suivi*

Pour attribuer un comportement à un matériau utilisé dans une analyse par éléments finis dans le code CASTEM2000, il faut au préalable déclarer un modèle se rattachant à ce matériau. La déclaration des propriétés du matériau se fait par une instruction séparée.

##### 1.1.1 Déclaration du modèle

L'instruction de déclaration du modèle linéaire pour le composite était :

```
nom_modèle = MODE nom_maillage 'MECANIQUE' 'ELASTIQUE' 'ORTHOTROPE' ;
```

Pour le nouveau modèle de suivi de courbes, la déclaration du modèle est :

```
nom_modèle = MODE nom_maillage 'MECANIQUE' 'ELASTIQUE' 'ORTHOTROPE'  
'PLASTIQUE_ENDOM' 'SUIVI' ;
```

##### 1.1.2 Déclaration des propriétés matériau

La déclaration des données est la suivante :

```
nom_matériau = 'MATE' nom_modèle 'DIRECTION' point_orientation  
'YG1' young1_initial 'YG2' young2_initial 'YG3' young3_initial  
'NU12' poisson12_initial 'NU23' poisson23_initial 'NU13' poisson13_initial  
'G12' module_cisaillement_initial  
'TR11' courbe_traction_1 'TR22' courbe_traction_2 'TR33' courbe_traction_3  
'TR12' courbe_cisaillement  
'ALP1' coeff-dilatation_1 'ALP2' coeff-dilatation_2 'ALP3' coeff-dilatation_3;
```

Cette déclaration se fait en trois étapes. La première consiste à définir l'orientation des axes d'orientation du matériau (cette déclaration est commune à tous les matériaux non isotropes). Cela est exprimé par le mot-clé 'DIRECTION'.

La seconde étape a pour but de définir les données élastiques du matériau (mots-clés 'YG1', 'YG2', 'YG3', 'NU12', 'NU23', 'NU13', 'G12', 'ALP1', 'ALP2', 'ALP3'). Cette étape est commune pour tous les matériaux orthotropes à comportement linéaire. Dans le cas du modèle de suivi, les données sont les mêmes que pour le modèle linéaire (cf. Chapitre 2).

La troisième étape est spécifique au modèle de suivi de courbes. Elle consiste à donner en entrée les courbes de traction du matériau pour les différentes températures. Dans CASTEM2000, une structure de données permet de définir de tels paramètres : il s'agit de la structure NUAGE. Dans cette structure de données, à chaque température définie correspond une courbe de traction.

## Annexe 2

---

```
courbe_traction_1 = 'NUAGE' 'T'*'FLOTTANT' 'TR11'*'EVOLUTION'  
20. courbe_traction_1_20°C  
500. courbe_traction_1_500°C  
1000. courbe_traction_1_1000°C  
1500. courbe_traction_1_15000°C;
```

C'est cet objet NUAGE qui est donné dans l'instruction de déclaration des données matériau.

Les courbes (courbe\_traction-1-20°C, etc) sont définies manuellement par une liste de réels (liste d'abscisses, puis liste des ordonnées correspondantes). Ces données proviennent de la transcription des figures 8, 9 et 10 du chapitre 2).

## 1.2 Modèle d'endommagement de Siron

### 1.2.1 Expression des paramètres d'endommagement en fonction des déformations

Les expressions des paramètres d'endommagement ont été déterminées à partir des courbes d'essais uniaxiaux de caractérisation du matériau. Ces expressions, en fonction des déformations (comme le demande l'algorithme de fonctionnement de Castem2000) sont les suivantes :

Traction dans les directions du plan tissé (X et Y) ( $d_{11}$  et  $d_{22}$  ont les mêmes expressions, respectivement en fonction  $\epsilon_{11}$  et de  $\epsilon_{22}$ ) :

à température ambiante et 500°C :  $d_1 = 98.58 \epsilon_{11} - 0.0089$  (module initial 19.5 GPa)

à 1000°C :  $d_1 = 92.86 \epsilon_{11} - 0.0089$  (module initial 21.5 GPa)

à 1500°C :  $d_1 = 82.10 \epsilon_{11} - 0.0264$  (module initial 22.0 GPa)

Compression dans les directions du plan tissé (X et Y) :

à température ambiante et 500°C :  $d_1 = 47.46 \epsilon_{11} - 0.0140$  (module initial 19.5 GPa)

à 1000°C :  $d_1 = 44.04 \epsilon_{11} + 0.0137$  (module initial 21.5 GPa)

à 1500°C :  $d_1 = 40.13 \epsilon_{11} - 0.0076$  (module initial 22.0 GPa)

Traction dans la direction d'aiguilletage (Z) :

à température ambiante :  $d_3 = 139.8 \epsilon_{33} - 0.0230$  (module initial 10.5 GPa)

à 500°C :  $d_3 = 124.7 \epsilon_{33} - 0.0996$  (module initial 10.5 GPa)

à 1000°C :  $d_3 = 103.8 \epsilon_{33} - 0.0806$  (module initial 11.0 GPa)

à 1500°C :  $d_3 = 109.9 \epsilon_{33} - 0.1203$  (module initial 11.6 GPa)

Compression dans la direction d'aiguillage (Z) :

à température ambiante et 500°C :  $d_3 = 31.7 \epsilon_{33} - 0.009$  (module initial 10.5 GPa)

à 1000°C :  $d_3 = 29.01 \epsilon_{33} - 0.0041$  (module initial 10.5 GPa)

à 1500°C :  $d_3 = 26.45 \epsilon_{33} + 0.0019$  (module initial 11.6 GPa)

Cisaillement interlaminaire (XY) :

à température ambiante et 500°C :  $d_{12} = 126.25 \epsilon_{12} + 0.0425$  (module initial 5.0 GPa)

à 1000°C :  $d_{12} = 115.00 \epsilon_{12} + 0.0367$  (module initial 5.0 GPa)

à 1500°C :  $d_{12} = 102.50 \epsilon_{12} + 0.0317$  (module initial 5.0 GPa)

Cisaillement translaminaire (XZ et YZ) ( $d_{13}$  et  $d_{23}$  ont les mêmes expressions, respectivement en fonction  $\epsilon_{13}$  et de  $\epsilon_{23}$ ) :

à température ambiante :  $d_{13} = 112.50 \epsilon_{13} + 0.0292$  (module initial 4.0 GPa)

à 500°C :  $d_{13} = 103.13 \epsilon_{13} + 0.0271$  (module initial 4.0 GPa)

à 1000°C :  $d_{13} = 93.75 \epsilon_{13} + 0.0208$  (module initial 4.0 GPa)

à 1500°C :  $d_{13} = 86.25 \epsilon_{13} + 0.0133$  (module initial 4.0 GPa)

Les paramètres d'endommagement peuvent également s'exprimer sous la forme de fonctions linéaires des contraintes. En effet, on a, pour un essai de traction uniaxiale :

$$d_i = a \varepsilon_{ii} + b \quad [A2- 1]$$

$$\text{avec } \sigma_{ii} = E(\varepsilon_{ii}) \quad \varepsilon_{ii} = E_0 (1-d_i) \varepsilon_{ii} \quad [A2- 2]$$

$$\text{d'où } d_i (1 + b) - d_i^2 = \frac{a\sigma_{ii}}{E_0} + b \quad [A2- 3]$$

Or :  $d_i^2 \ll d_i$  ; donc les  $d_i$  peuvent s'exprimer sous forme de fonctions linéaires des contraintes.

### 1.2.2 Implantation dans CASTEM2000

- **Déclaration du modèle**

L'instruction de déclaration du modèle non-linéaire Siron est la suivante :

```
nom_modèle = MODE nom_maillage 'MECANIQUE' 'ELASTIQUE' 'ORTHOTROPE'
'PLASTIQUE_ENDOM' 'SIRON' ;
```

- **Déclaration des propriétés matériau**

L'instruction de déclaration des propriétés du matériau est la suivante :

```
nom_matériau = 'MATE' nom_modèle 'DIRECTION' point_orientation
'YG1' young1_initial 'YG2' young2_initial 'YG3' young3_initial
'NU12' poisson12_initial 'NU23' poisson23_initial 'NU13' poisson13_initial
'G12' module_cisaillement_initial
'A11T' coef11 'B11T' coef12 'A11C' coef13 'B11C' coef14
'A22T' coef21 'B22T' coef22 'A22C' coef23 'B22C' coef24
'A33T' coef31 'B33T' coef32 'A33C' coef33 'B33C' coef34
'A12' coef_a12 'B12' coef_b12
'ALP1' coeff-dilatation_1 'ALP2' coeff-dilatation_2 'ALP3' coeff-dilatation_3;
```

Tout comme le modèle non-linéaire de suivi de courbes, cette instruction est en trois parties.

La partie spécifique au modèle de Siron est la définition des coefficients A11T, B11T, ...B12.

Il s'agit des coefficients qualifiant les paramètres d'endommagement en fonction des déformations (en traction :  $d_1 = A11T \varepsilon_{11} + B11T$  ; en compression  $d_1 = A11C \varepsilon_{11} + B11C$ ) définis plus haut dans cette annexe. Ces coefficients sont donnés en fonction de la température.

## 2. Durée de vie du cuivre doux en fatigue thermique

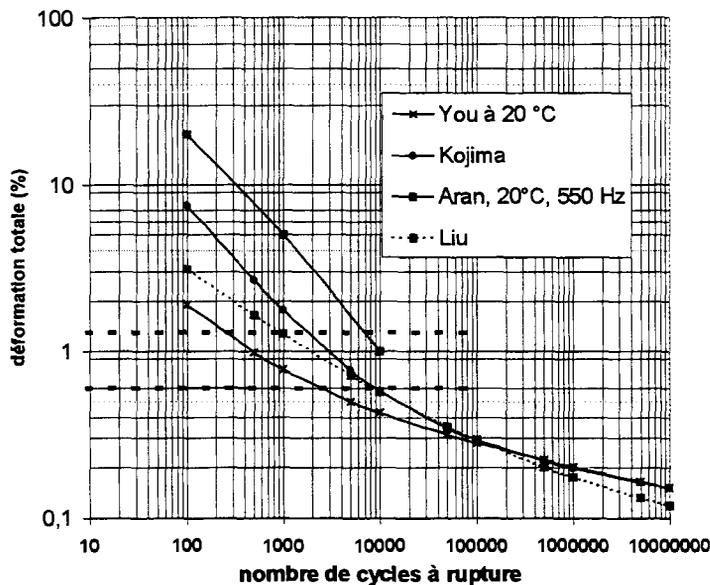
Les lois habituelles de fatigue sont tirées d'essais de fatigue mécanique. Elles expriment la variation de déformation totale en cours d'un cycle en fonction du nombre de cycles à rupture  $N_f$ .

L'expression générale de ce type de lois est la suivante:

$$\Delta \varepsilon^t = A N_f^{-\alpha} + B N_f^{-\beta} \quad [A2- 4]$$

Les différents auteurs identifient les paramètres A, B,  $\alpha$ , et  $\beta$  d'après des essais mécaniques. Ces paramètres ont des expressions différentes d'après le type d'essais réalisés (traction ou torsion, par exemple), la fréquence [Aran, 1981], la température [Baik, 1983] ou la taille des éprouvettes [Liu, 1984].

Certaines courbes ont été reportées sur la Figure 1.



**Figure 1 : les différentes courbes de fatigue du cuivre doux**

Kojima a identifié la loi suivante d'après des essais de fatigue en traction [Kojima, 1984] :

$$\Delta \varepsilon^t = \Delta \varepsilon^e + \Delta \varepsilon^p = 175.8 N_f^{-0.7} + 0.75 N_f^{-0.1} \quad [A2- 5]$$

Aran et al réalisent des essais de fatigue en torsion [Aran, 1981]. En torsion, la loi de fatigue est de la forme :

$$N_f^\alpha \Delta \varepsilon^p = C \quad [A2- 6]$$

Les coefficients  $\alpha$  et C dépendent de la température et de la fréquence d'essais (quand la vitesse de déformation augmente, la durée de vie augmente). La courbe identifiée par Aran donne des durées de vie très supérieures à celles identifiées sur des essais de traction.

Le cuivre doux est très sensible au type de sollicitation mécanique qu'on lui applique.

Il est alors difficile d'extrapoler ces courbes provenant d'essais de fatigue mécanique pour obtenir la durée de vie en fatigue thermique.

You, dans son étude d'un composant face au plasma formé de tuiles de composite brasées sur du cuivre doux sous cyclage thermique, propose une adaptation de la loi de Manson - Coffin (loi de fatigue thermique) [You, 1998] :

$$\Delta \varepsilon^f = A N_f^{-0.12} + B N_f^{-0.6} \quad [A2- 7]$$

avec :

$$\begin{cases} A = \frac{R_m - \bar{\sigma}}{E} A_0 \\ B = \ln\left(\frac{1}{1-Z}\right)^{0.6} B_0 \end{cases} \quad [A2- 8]$$

où  $A_0 = 6.0939$  ;  $B_0 = 0.155$  ;  $Z$  est la réduction de surface après un essai de traction,  $R_m$  est la limite à rupture en traction,  $\bar{\sigma}$  est la contrainte moyenne lors d'un cycle et  $E$  est le module d'Young du matériau.

Celle loi a été reportée sur la Figure 1. Elle est également employée par Suzuki pour évaluer la durée de vie du cuivre doux en fatigue thermomécanique (cyclage sous flux thermique de composants face au plasma) [Suzuki, 1997].

Vu ce qui précède et la dispersion importante des courbes, il est difficile de donner un nombre de cycles à rupture précis en ce qui concerne la durée de vie du cuivre dans une aiguille composite / cuivre.

La simulation dont les résultats sont présentés au paragraphe 4.3.2.1. montrent que la déformation plastique maximale dans le cuivre doux varie entre 0.65% et 1.3% suivant le modèle de suivi ou de Siron. Dans le cas du modèle de suivi, les contraintes de cisaillement dans le composite doivent être sous-estimées, ce qui provoque la diminution de la plastification du cuivre. La plastification réelle du cuivre doit être comprise entre 0.65 % et 1.3%. Cette amplitude de déformation est majorée ; en effet, la température de la couche de cuivre ne redescend pas à 20°C entre chaque flux, mais plutôt à 200°C.

D'après You, la durée de vie pour une telle déformation plastique varie entre 200 et 2000 cycles. Les autres auteurs indiquent des durées de vie plus élevées (Aran indique une durée de vie supérieure à 7000 cycles).

Ces différences sont dues au type d'essai : traction pour Liu et Coston, torsion pour Aran. Il est par conséquent difficile de conclure quant à la durée de vie de la couche de cuivre, soumise à un autre type de sollicitation.

Le cuivre semble donc capable de supporter plusieurs centaines de cycles sans rupture sous un flux de 10 MW/m<sup>2</sup>. Cela justifie le fait que notre étude soit centrée sur le composite.

## Annexe 3 : Essais de traction et de cisaillement

### 1. Prélèvement du matériau composite destiné aux éprouvettes

Le schéma de prélèvement du composite sur un barreau (état de livraison du matériau par le fabricant) est donné sur la Figure 1.

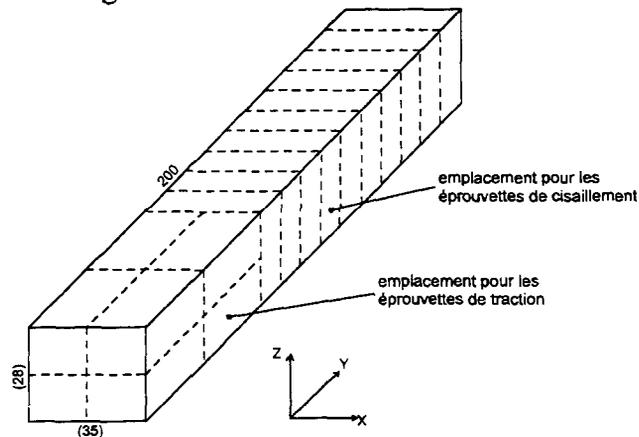


Figure 1 : schéma de prélèvement des éprouvettes

### 2. Essais de traction

#### 2.1 Exemples de courbes de résultats des essais de traction

Différents types d'essais ont été réalisés : chargement monotone (test 1T), progressif en 5 chargements (test 5T) (des descriptions précises du type de test sont données dans le corps du mémoire). Sur la Figure 2 sont présentés deux exemples de courbes de traction de type 5T (à température ambiante), comparés aux courbes de test 1T. La Figure 3 donne un exemple de résultat du test 5CT à 250°C. La Figure 4 donne la courbe d'une éprouvette ayant subi le test 30T à 250°C.

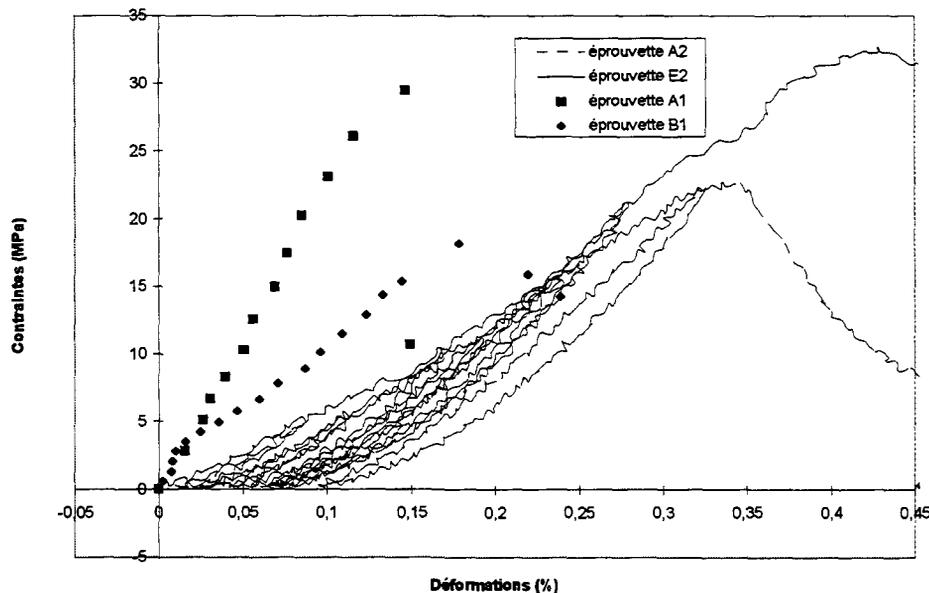


Figure 2 : Essai de traction à TA (test 1T : éprouvettes A1 et B1; test 5T : éprouvettes A2 et E2)

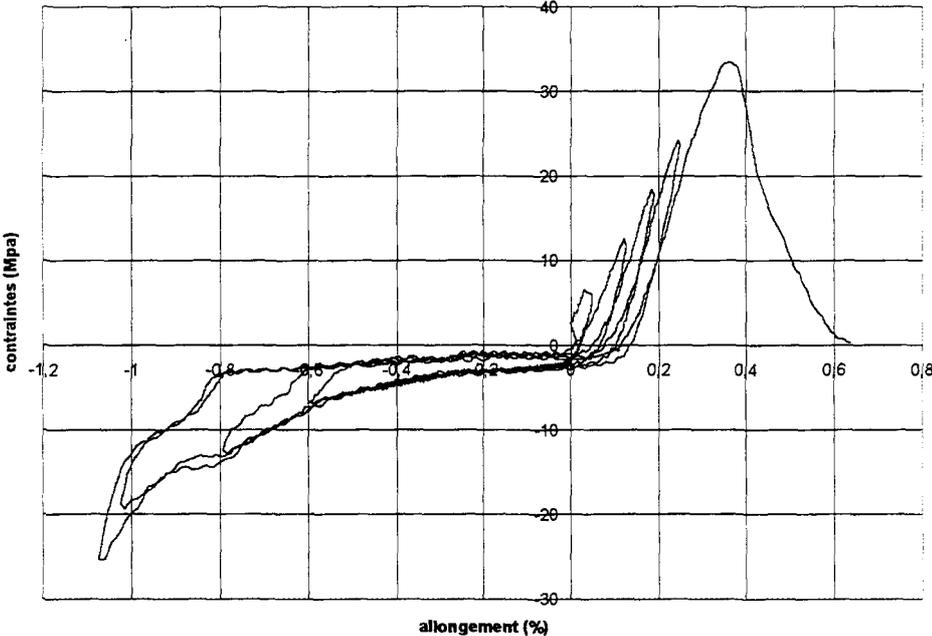


Figure 3 : Test de traction 5CT (éprouvette C3)

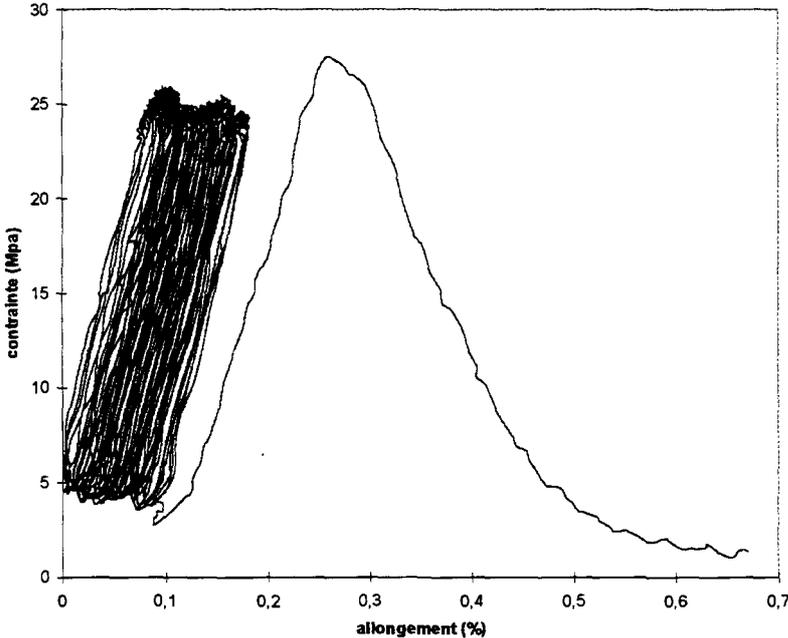
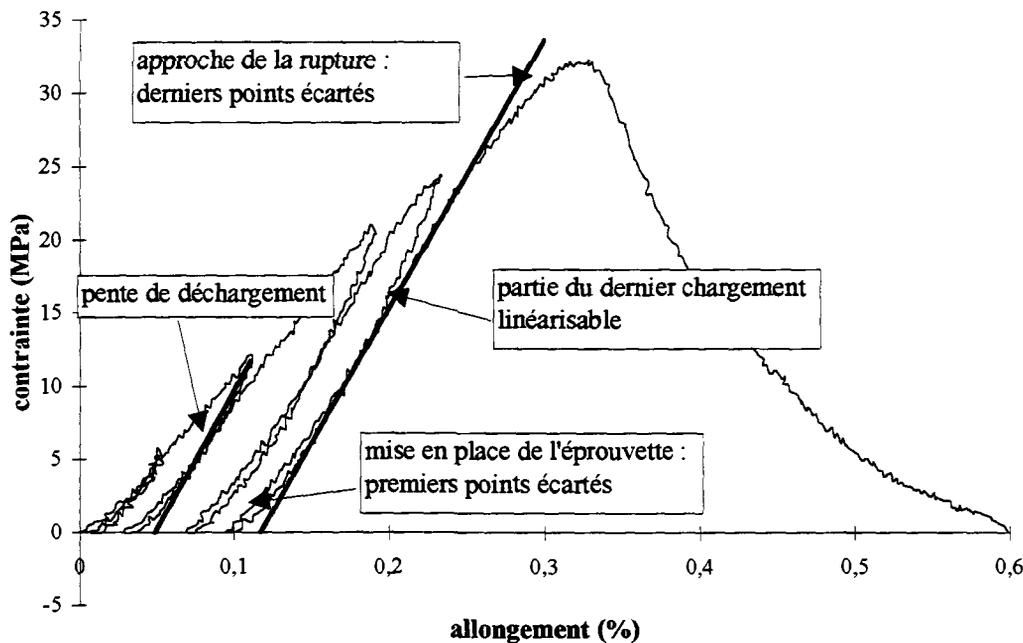


Figure 4 : Test de traction 30T (éprouvette E3)

## 2.2 Détermination des pentes du chargement à rupture et des pentes de déchargement pour le cyclage progressif

La détermination des pentes du chargement à rupture est explicitée sur la Figure 5. Cette figure représente un essai de cyclage progressif en traction (5T) à 250°C. La mise en place de l'éprouvette perturbe les premiers points ; l'approche de la rupture perturbe les derniers points. Ces points sont donc écartés lors de la linéarisation du dernier chargement. La pente de chargement est la pente de la droite obtenue.



**Figure 5 : détermination de la pente du chargement à rupture et de la pente de déchargement en cyclage**

La Figure 5 présente également la méthode de détermination des pentes de déchargement en cyclage. Il est visible sur cette figure que la pente de chargement des premiers cycles n'est pas évidente à déterminer : pour de faibles chargements on ne sait pas si la courbe reflète la mise en place de l'éprouvette ou la rigidité de l'assemblage. On a donc choisi comme grandeur de mesure la pente de déchargement. Cette pente est prise au début du déchargement de l'éprouvette.

## 2.3 Maillages 3D et 2D pour la simulation des essais de traction

Les Figures 6 et 7 présentent respectivement les maillages 3D et 2D utilisés pour la simulation des essais de traction.

Dans le calcul tridimensionnel, la direction d'aiguilletage est modélisée en Z; les plans tissés du composite sont les plans (XY); le chargement de traction se fait suivant la direction Y, à chargement imposé.

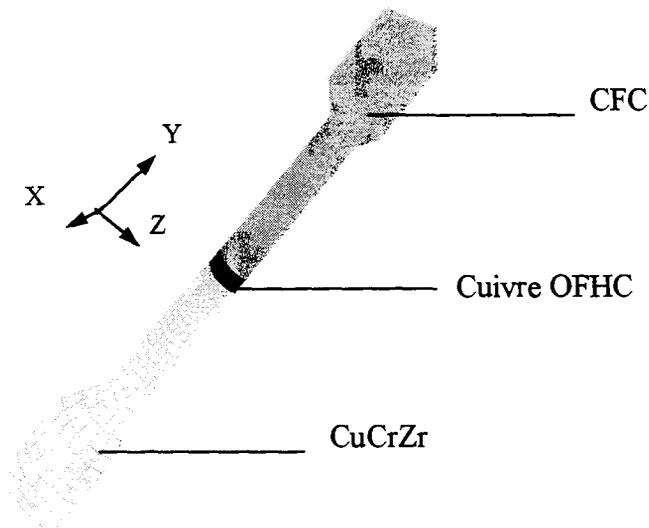


Figure 6 : maillage 3D (essai de traction)

Les courbes de contraintes / allongement simulées ont été obtenues à partir de l'évolution du déplacement de la face supérieure de l'éprouvette en fonction du chargement appliqué.

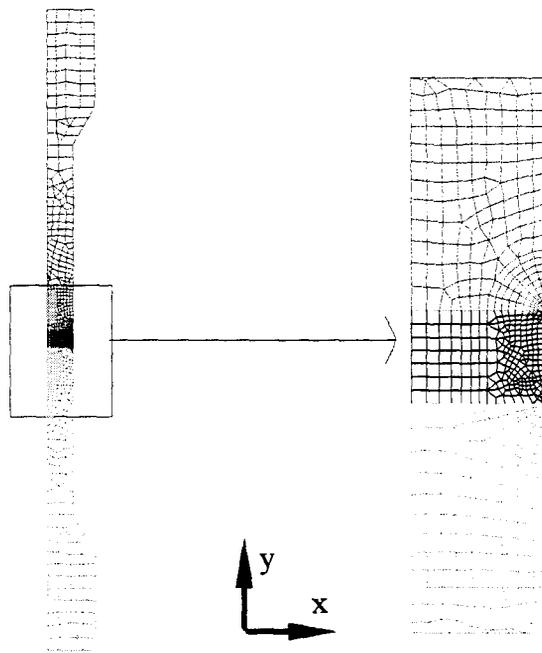


Figure 7 : maillage 2D (avec zoom sur zone interfaciale)

### 3. Essai de cisaillement

#### 3.1 Exemples de courbes résultant d'essais de cisaillement

Sur la Figure 8 sont présentées deux courbes typiques d'un essai de cisaillement monotone. La courbe correspondant à l'éprouvette A2\_1 a une allure normale. Par contre, deux pics sont visibles sur la courbe de l'éprouvette A1\_32. Le premier correspond à la fissuration de l'appui composite ; le deuxième à la rupture par cisaillement de la section utile.

La Figure 9 montre un exemple de courbe de cisaillement en cyclage progressif, à température ambiante. Le premier chargement a été extrait de la courbe car il correspondait à la mise en place de l'éprouvette et non pas à un chargement réel. Un pic avant rupture correspondant à la fissuration de l'appui composite est visible lors de l'avant-dernier chargement.

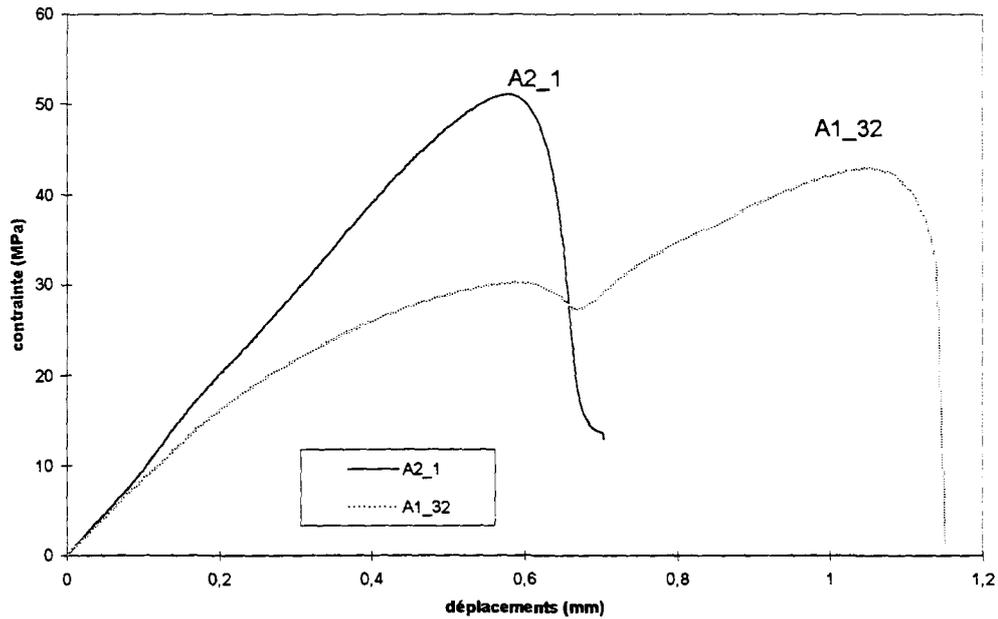


Figure 8 : Cisaillement (test 1T) à température ambiante

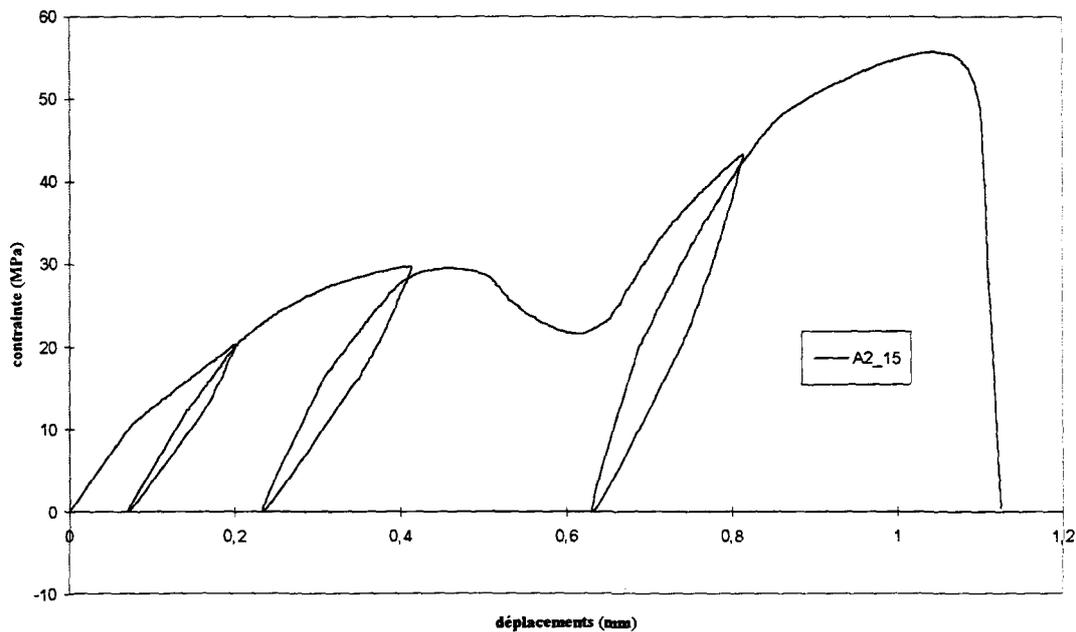


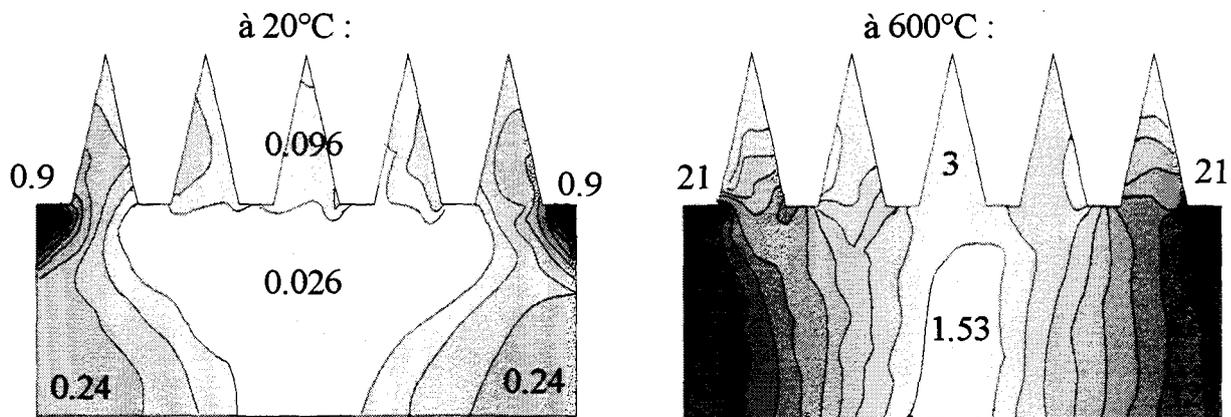
Figure 9 : Essai de cisaillement 5T (à 20°C, éprouvette A2\_15)

### 3.2 Simulation de l'essai de cisaillement

Contrairement à l'essai de traction, il est difficile de modéliser l'essai de cisaillement dans sa globalité. Aucun extensomètre n'a été utilisé lors des essais, d'autre part la sollicitation appliquée n'est pas un cisaillement pur et uniforme dans l'éprouvette. Il serait donc vain de vouloir comparer les courbes de comportement issues des essais avec une simulation.

Par contre, dans le but de comprendre la localisation de la rupture (différente à 20°C et à 600°C), un calcul local a été réalisé. Le maillage consiste en 5 picots, à l'interface d'un bimatériau CFC/cuivre OFHC. Le cuivre est modélisé élastoplastique à écrouissage cinématique; le composite a un comportement linéaire. On a simulé un essai de cisaillement à 20°C et à 600°C.

Les résultats en terme de déformations plastiques sont donnés sur la Figure 10. On voit que la déformation plastique du cuivre à 600°C atteint des valeurs très importantes, qui pourraient le conduire à la rupture.



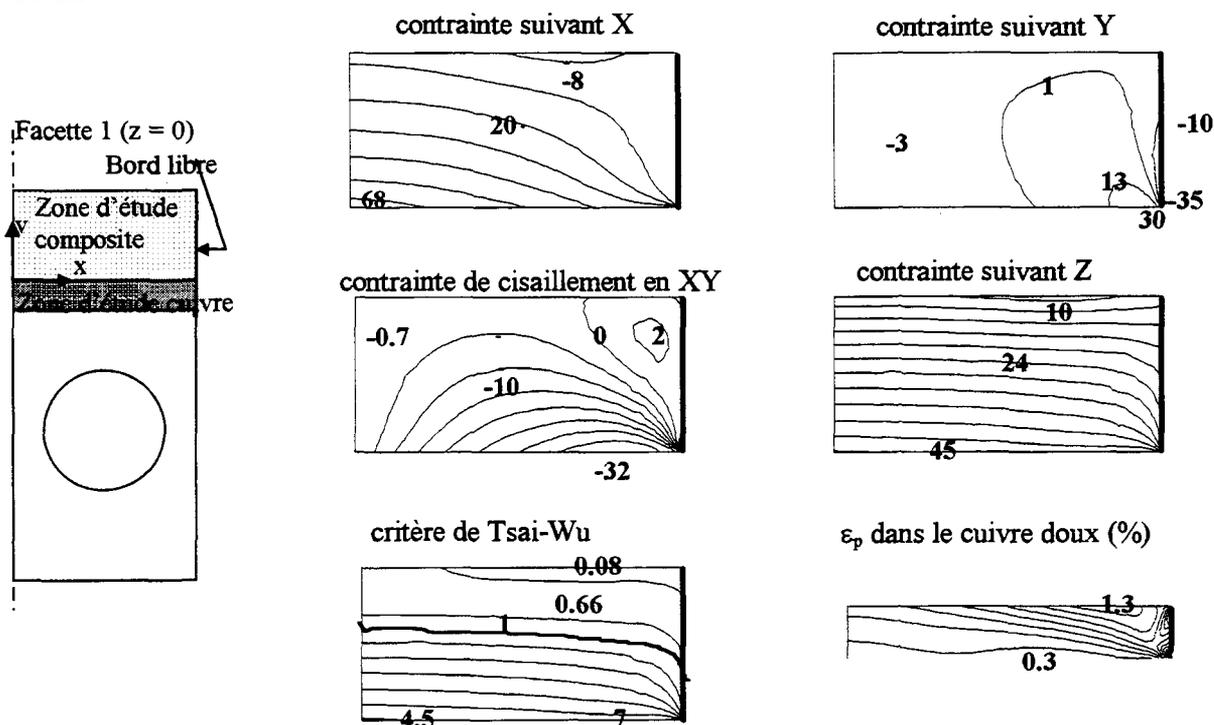
**Figure 10 : déformation plastique en % du cuivre doux soumis à une sollicitation de cisaillement à 20 et à 600°C (calcul local; modèle linéaire pour le composite; élastoplastique à écrouissage cinématique pour le cuivre)**

## Annexe 4

## 1. Simulation de l'assemblage sous flux sans contraintes résiduelles

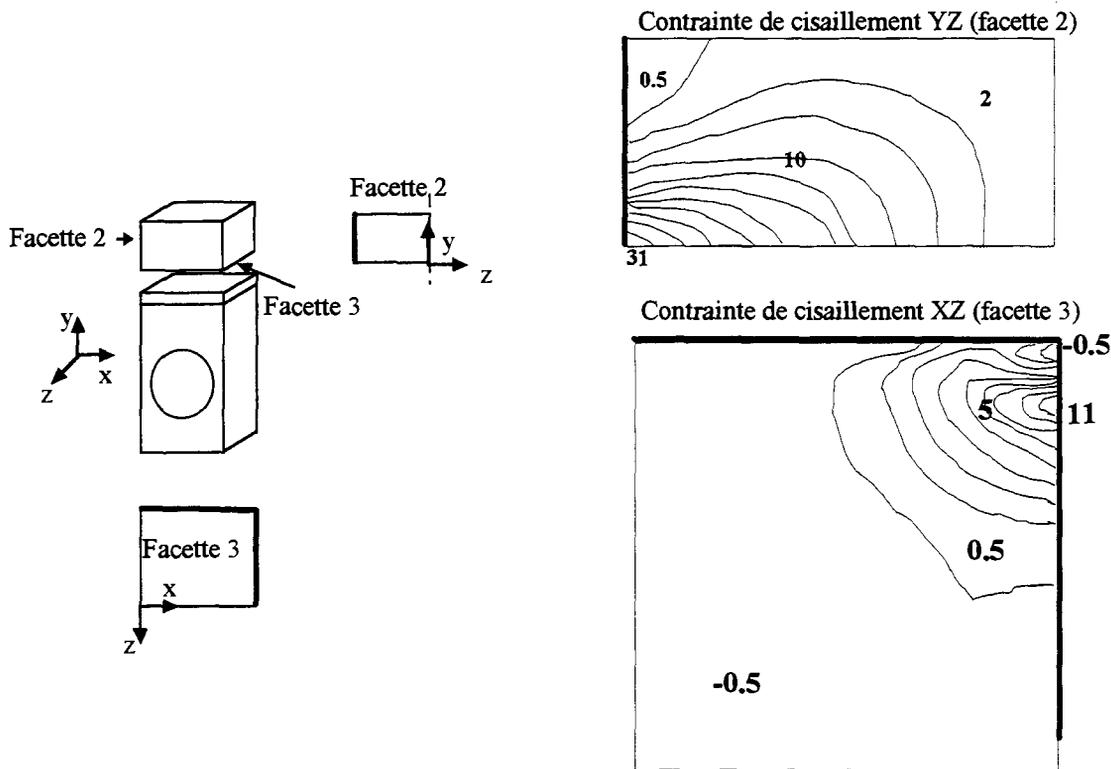
### 1.1 modèle linéaire pour le composite, élastoplastique à écrouissage cinématique pour le cuivre doux.

Les contraintes suivant X, Z et de cisaillement dépassent largement les contraintes à rupture du composite. Les isovaleurs de contraintes sur la facette 1 sont données sur la Figure 1. Cette figure montre que dans la partie supérieure de la tuile, l'état de contrainte est assez faible (la contrainte en Z vaut 10 MPa, le cisaillement est faible). Cela explique la valeur minimale faible du critère de Tsai-Wu (0.08). Par contre, le niveau des contraintes augmente fortement près de l'interface, notamment la contrainte de cisaillement et la contrainte selon Z (elles valent presque le double des contraintes à rupture uniaxiales correspondantes). Le critère de Tsai-Wu prend alors des valeurs importantes. La déformation plastique du cuivre doux a une valeur maximale de 1.3%.



**Figure 1 : contraintes dans le composite en MPa et déformation plastique dans le cuivre sur la facette 1 lors de la simulation de l'assemblage sous flux (modèle linéaire pour le composite)**

La Figure 2 représente les contraintes de cisaillement YZ et XZ, dépouillées respectivement sur les facettes 2 et 3. Le cisaillement YZ atteint la valeur importante de 31 MPa au voisinage du bord libre (la contrainte à rupture correspondante est de 18 MPa à température ambiante). Pour ces deux contraintes, les valeurs maximales sont atteintes près des bords libres.



**Figure 2 : contraintes de cisaillement en MPa dans le composite (simulation linéaire, bords libres indiqués en gras)**

### **1.2 modèle linéaire pour le composite, élastoplastique de Kitamura pour le cuivre doux**

Une simulation de l'assemblage a été réalisée en modélisant le cuivre doux d'après les données de Kitamura. On suppose que l'assemblage est libre de contraintes à température ambiante. Les contraintes dans le composite (modèle linéaire) et la déformation plastique dans le cuivre sont donnés par la Figure 3 et par la Figure 4.

Le changement de modélisation du cuivre n'a aucune conséquence sur les contraintes dans le composite. Même la déformation plastique du cuivre n'évolue que très peu par rapport à une simple modélisation élastoplastique.

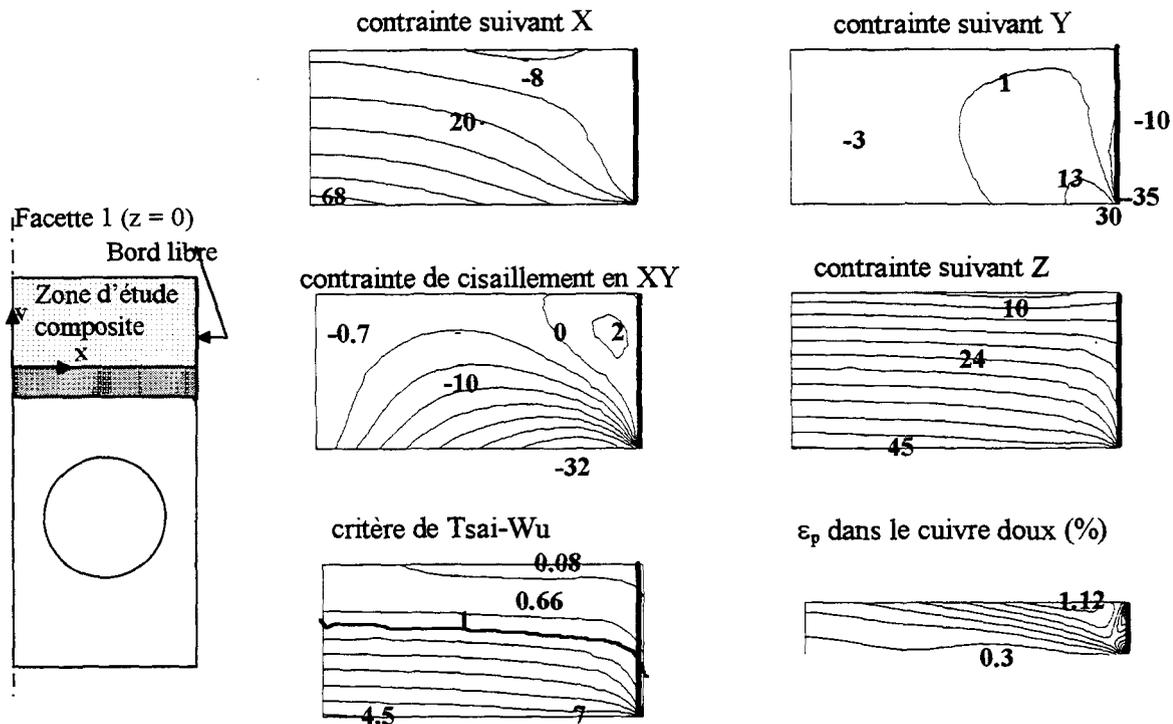


Figure 3 : contraintes dans le composite en MPa et déformation plastique dans le cuivre sur la facette 1 (modèle de Kitamura pour le cuivre doux, linéaire pour le composite)

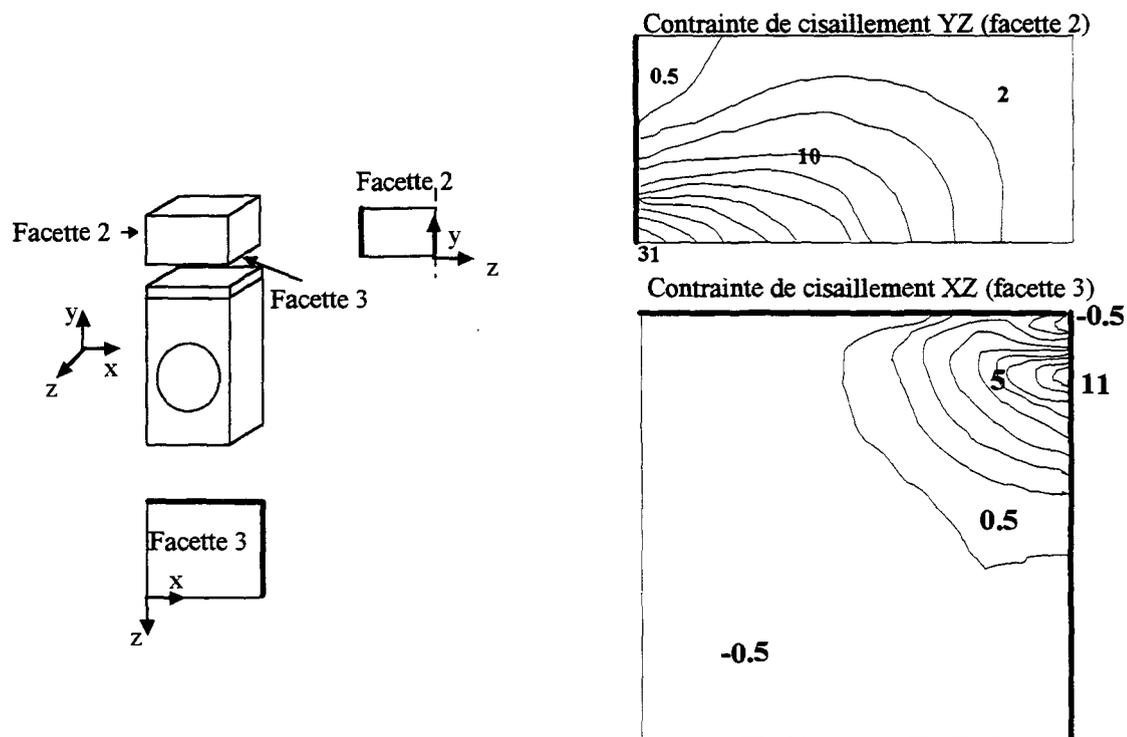


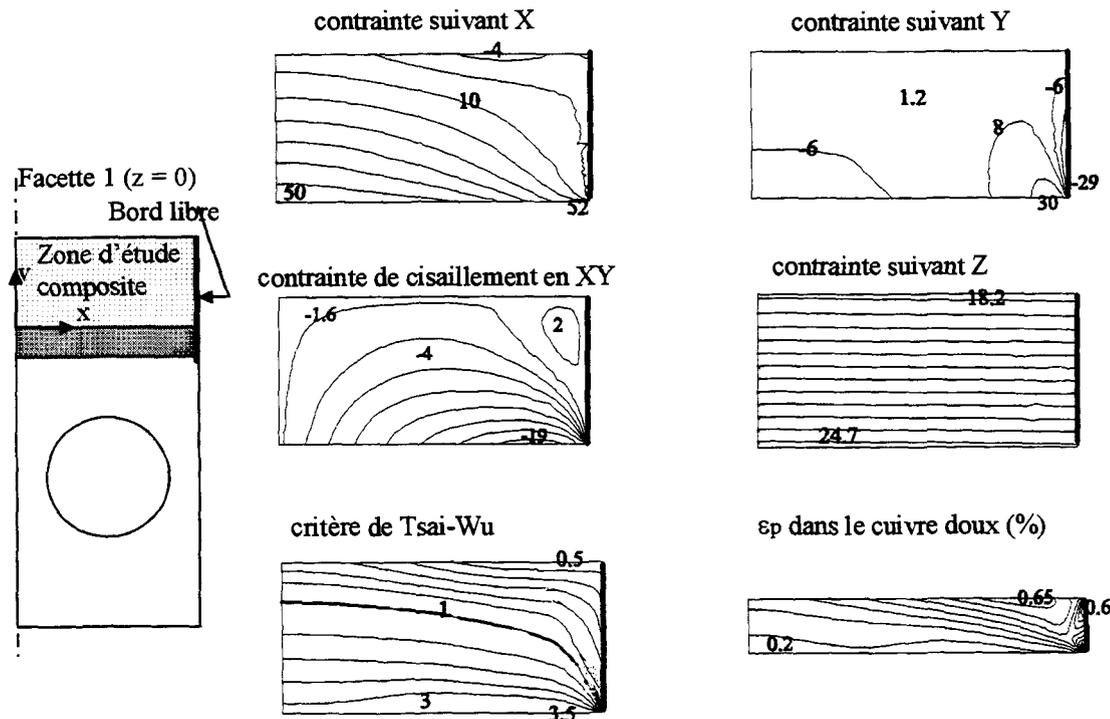
Figure 4 : contraintes de cisaillement YZ et XZ en MPa dans le composite (modèle de Kitamura pour le cuivre doux, linéaire pour le composite, bords libres endiqués en gras)

### 1.3 modèle non-linéaire de suivi pour le composite, élastoplastique à écrouissage cinématique pour le cuivre

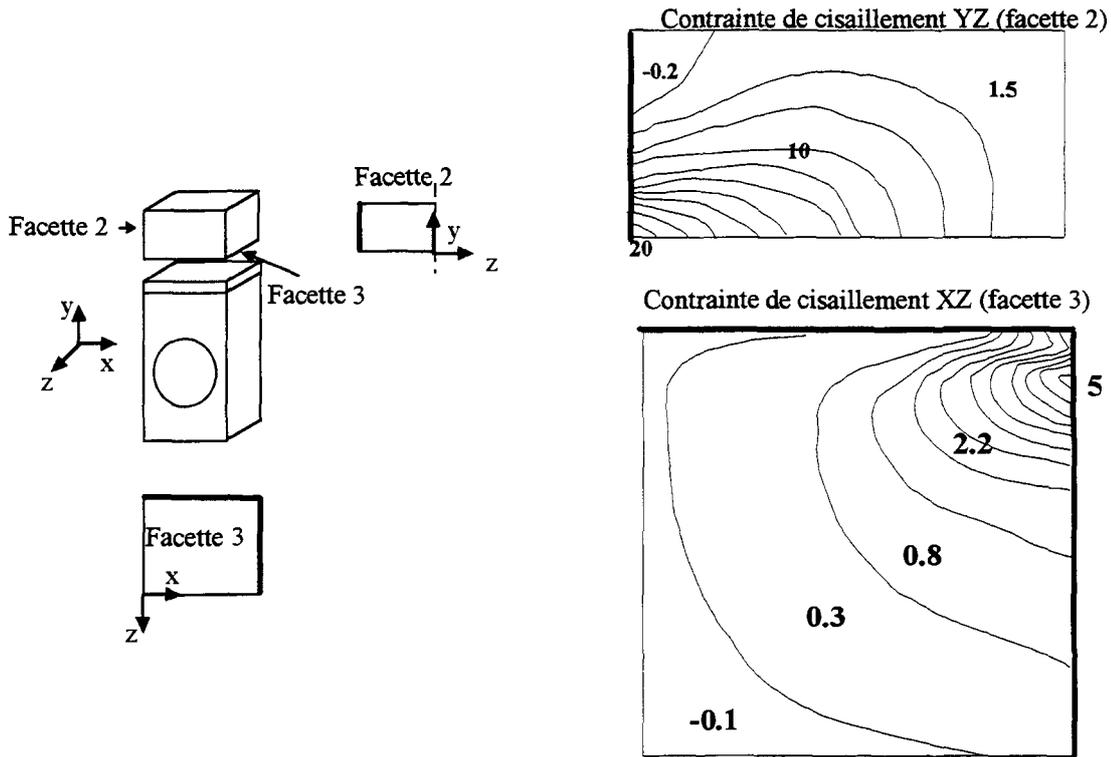
Les contraintes ont diminué par rapport aux calculs précédents. Seule la contrainte selon Z dépasse la contrainte à rupture uniaxiale. Elle a une répartition différente de celle obtenue par le calcul linéaire. Ce dernier aboutissait à des contraintes en Z s'étalant de 10 à 40 MPa. Celle obtenue par le calcul non-linéaire a une amplitude plus réduite : les contraintes s'étendent de 18 MPa à 25 MPa (cf. Figure 5). La physionomie du critère de Tsai-Wu se ressent de ces différences. Sa distribution s'homogénéise : les valeurs minimales augmentent, tandis que les maximales diminuent, sans modifier le positionnement de l'isovaleur 1.

Les contraintes de cisaillement YZ et XZ obtenues par le calcul non-linéaire sont inférieures à celles données par le calcul linéaire. La Figure 6 montre que la valeur maximale du cisaillement YZ est de 20 MPa contre 31 MPa dans le cas du calcul linéaire.

La déformation plastique maximale du cuivre doux, visible sur la Figure 5, est de 0.6 % (elle était de 1.3 % dans le cas du calcul linéaire). Au chapitre 2, nous avons vu que son amplitude pendant un cycle évoluait inversement avec la durée de vie du cuivre : cette baisse de la déformation plastique est donc un aspect positif pour la tenue de l'assemblage.



**Figure 5 : allure des contraintes en MPa dans le composite et déformation plastique dans le cuivre sur la facette 1 lors de la simulation de l'assemblage sous flux (modèle non-linéaire de suivi)**

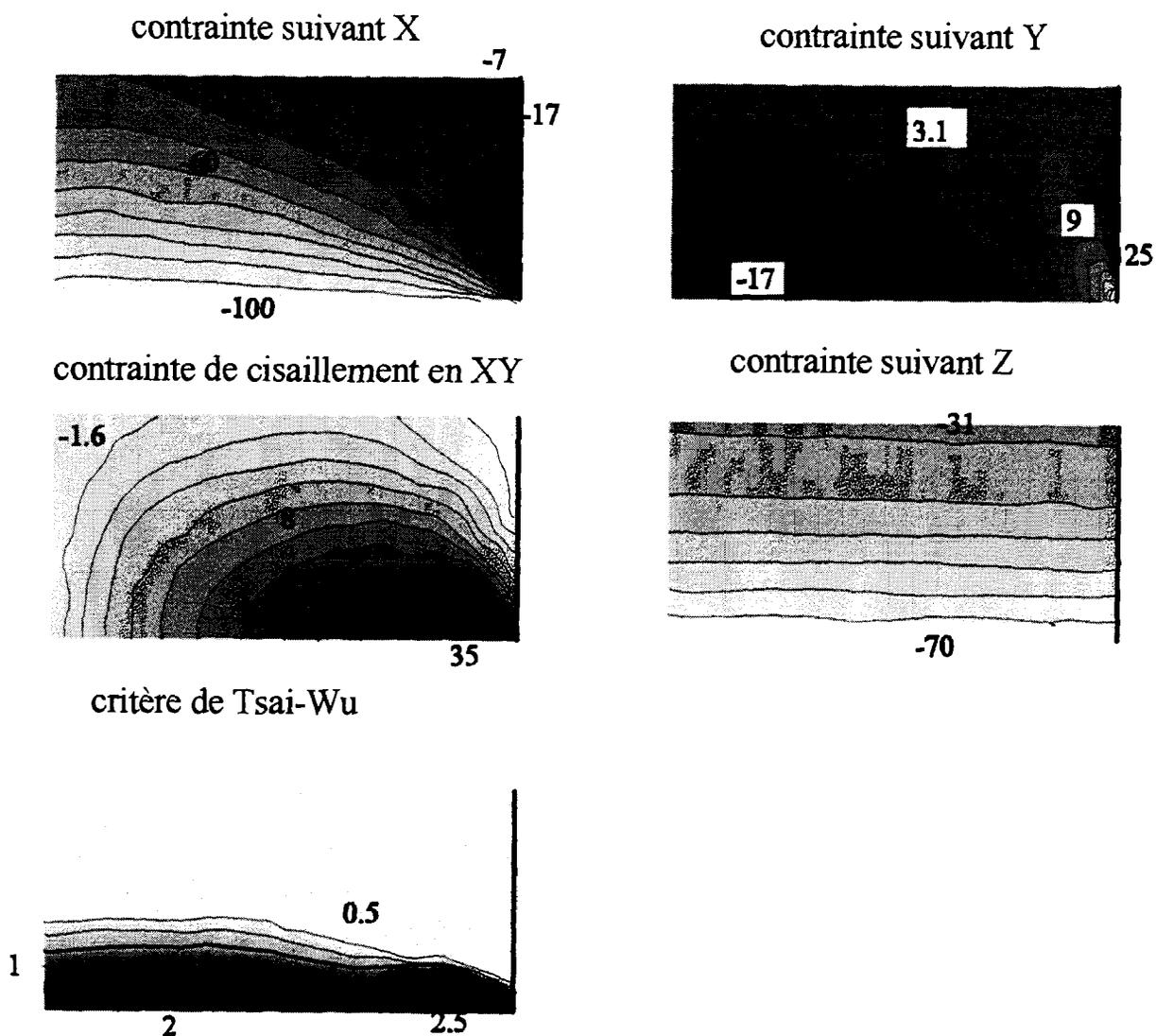


**Figure 6 : contraintes de cisaillement YZ et XZ en MPa dans le composite (modélisation non-linéaire de suivi, bords libres indiqués en gras)**

## 2. Résultats du modèle de Siron pour un cycle thermique (aposition du flux et refroidissement à 200°C) en tenant compte des contraintes résiduelles

### 2.1 Refroidissement de 470°C à 20°C (calcul des contraintes résiduelles)

Les résultats de la simulation d'un refroidissement homogène de 470°C à 20°C sont donnés sur la Figure 7. Le modèle de Siron est utilisé pour le composite ; le cuivre doux est modélisé élastoplastique à écrouissage cinématique.



**Figure 7 : calcul des contraintes résiduelles en MPa au sein du composite (modèle de Siron, facette 1, bords libres indiqués en gras)**

La contrainte normale atteint une valeur de 25 MPa sur le bord libre. Cette valeur semble faible par rapport à la contrainte à rupture du composite. Cependant, lors des essais de traction sur éprouvettes bi-matériaux, la contrainte à rupture moyenne était de 30 MPa. La valeur donnée

par le modèle de Siron n'est donc pas incompatible avec une initiation de fissure (d'autant plus que le maillage tridimensionnel n'est pas très fin).

L'amplitude du cisaillement est plus importante que celle obtenue avec le modèle de suivi. Cela explique les différences au niveau du critère de Tsai-Wu : pour ce calcul, la zone de la tuile où le critère dépasse 1 est plus étendue.

## 2.2 Mise sous flux thermique en tenant compte des contraintes résiduelles

La Figure 8 donne les contraintes au sein du composite, lorsque l'assemblage est placé sous un flux de  $10 \text{ MW/m}^2$ . Les contraintes résiduelles sont prises en compte.

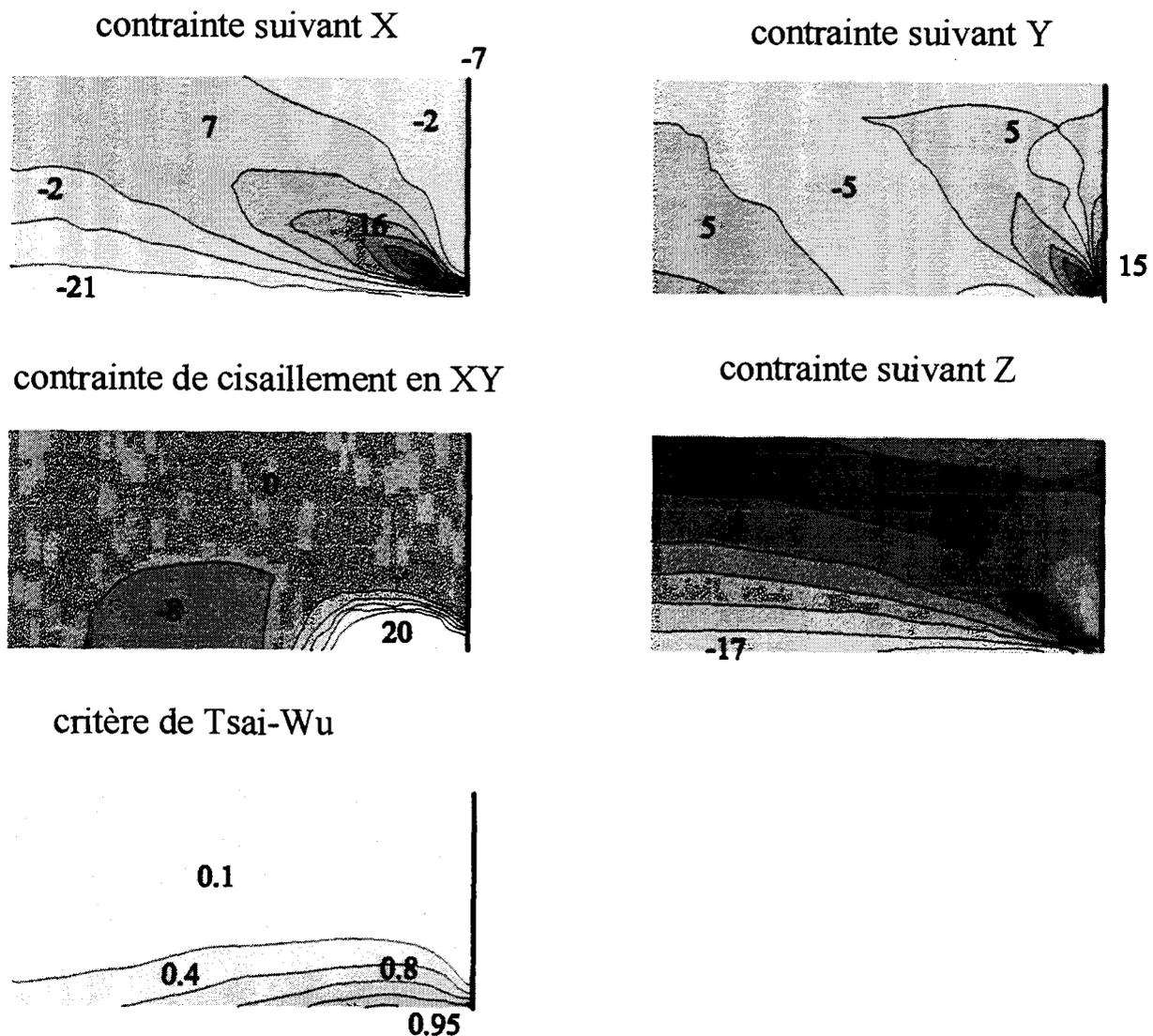


Figure 8 : mise sous flux en tenant compte des contraintes résiduelles : contraintes dans le composite en MPa (modèle de Siron, facette 1, bords libres indiqués en gras)

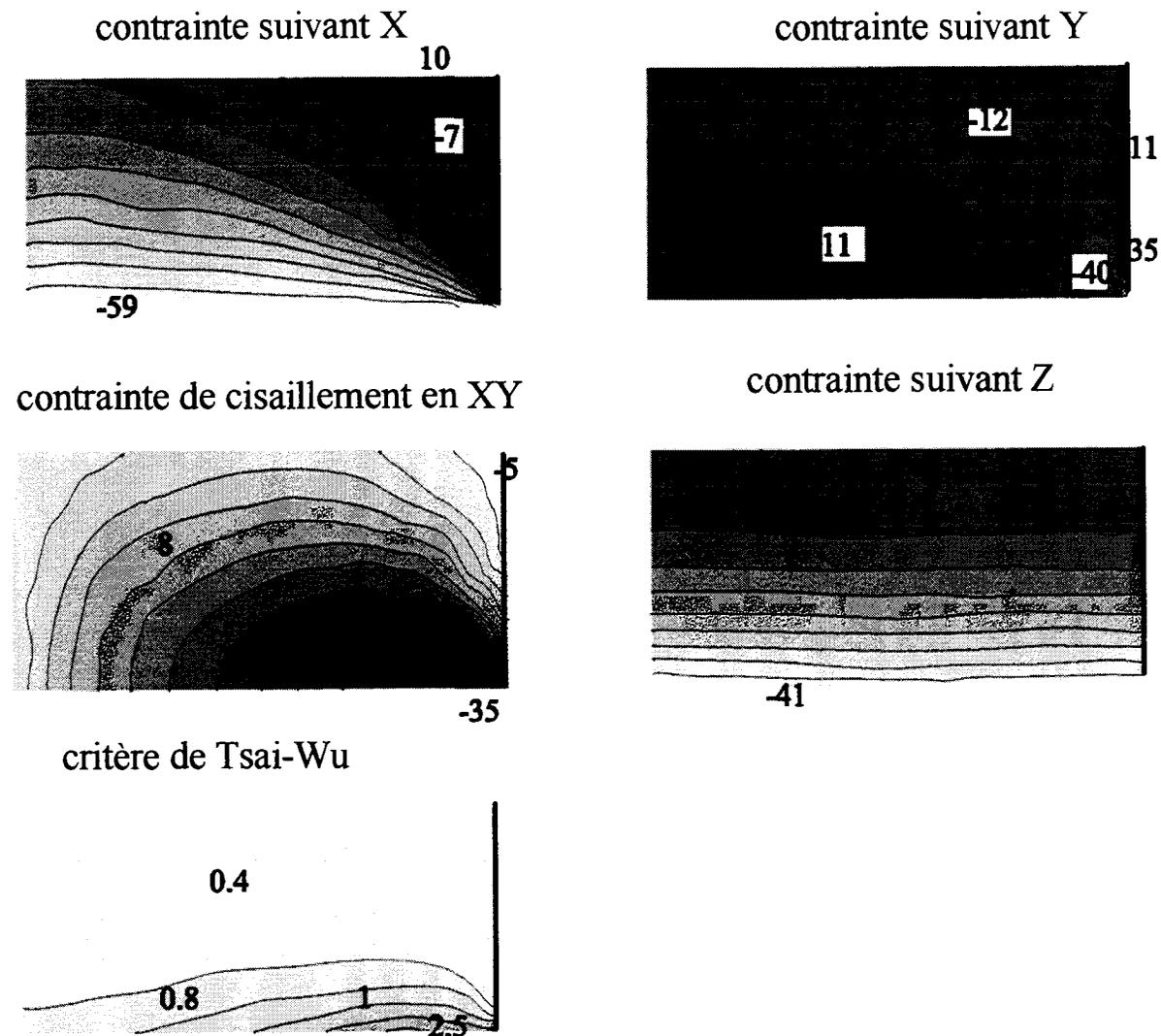
L'état de contraintes est globalement faible, sauf en ce qui concerne le cisaillement. D'autre part, le modèle de Siron est plus sensible à la densité du maillage que le modèle de suivi : la

zone entourant le point singulier est le siège de contraintes importantes. Cela explique la valeur du critère de Tsai-Wu, plus importante que celle obtenue avec le modèle de suivi.

### 2.3 Refroidissement après apposition du flux (en tenant compte des contraintes résiduelles)

#### 2.3.1.1 Contraintes globales

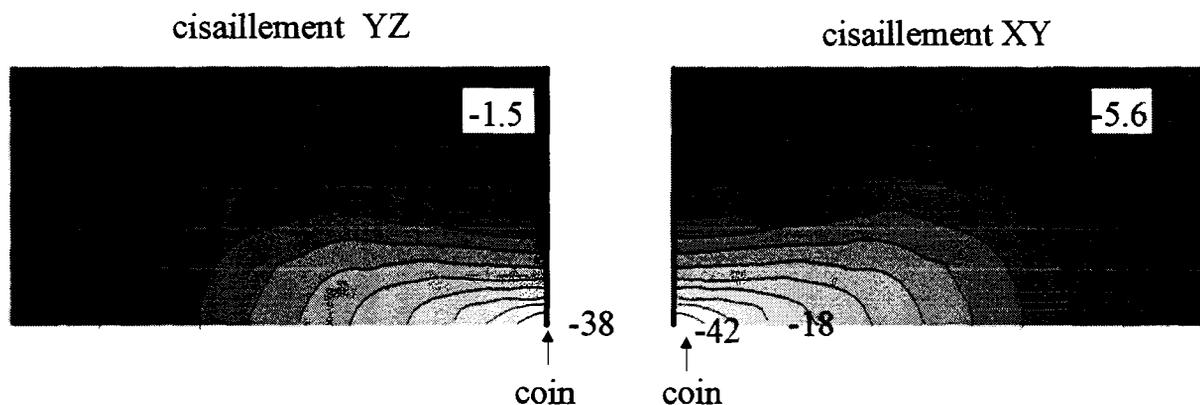
Le refroidissement après apposition du flux thermique a été simulé. Les résultats sont donnés sur la Figure 9. Le cisaillement a des valeurs importantes (et le critère de Tsai-Wu également).



**Figure 9 : refroidissement après mise sous flux, en tenant compte des contraintes résiduelles (contraintes dans le composite en MPa , modèle de Siron, facette 1, bords libres indiqués en gras)**

Dans le but d'étudier les contraintes de cisaillement au voisinage du coin de la tuile, des dépouillements ont été effectués sur les facettes libres du composant. Les résultats sont donnés sur la Figure 10.

### 2.3.2 Cisaillements sur facettes libres près du coin de la tuile



**Figure 10 : contraintes de cisaillement en MPa sur le bord libre du composite, au voisinage du coin de la tuile (modèle de Siron)**

Le cisaillement a des valeurs très importantes, sur les deux bords libres du composant. L'intersection de ces deux bords libres forme l'arête de la tuile. Les contraintes de cisaillement au niveau du coin de la tuile sont respectivement de -38 et -42 MPa pour les cisaillements YZ et XY.

Cette amplitude de contraintes peut être responsable de la propagation de fissures.

## **Résumé**

L'objectif de cette thèse est de comprendre et d'identifier les mécanismes d'endommagement d'un assemblage composite Carbone - Carbone / Cuivre sous chargement thermomécanique. L'étude du composite a permis l'élaboration de modèles de comportement non-linéaires. Ceux-ci ont été implantés dans le code de calcul par éléments finis CASTEM2000. Ils ont été validés lors d'une corrélation avec des essais mécaniques réalisés sur des éprouvettes multi-matériaux. Ces essais ont également permis de mieux comprendre le comportement de la liaison composite / cuivre (modes d'endommagement et de rupture à plusieurs températures) sous sollicitation de traction et de cisaillement.

Lors d'analyses d'essais de cyclage thermique par observations microscopiques, les mécanismes d'endommagement de l'assemblage sous chargement thermomécanique ont été étudiés et identifiés. Ils se caractérisent par l'apparition de fissures macroscopiques au sein du composite, proches de l'interface avec le cuivre. La qualité de la corrélation essais / simulation a progressé grâce à la prise en compte des contraintes résiduelles de fabrication, l'amélioration de la modélisation des matériaux en jeu et les résultats des essais mécaniques (caractérisation de la liaison composite / cuivre).

## **Abstract**

The purpose of this work is to understand and to identify the damaging mechanisms of Carbon-Carbon composite bonded to copper under thermomechanical loading. The study of the composite allowed the development of non-linear models. These ones have been introduced in the finite elements analysis code named CASTEM2000. They have been validated according to a correlation between simulation and mechanical tests on multimaterial samples. These tests have also permitted us to better understand the behaviour of the bonding between composite and copper (damaging and fracture modes for different temperatures) under shear and tensile loadings.

The damaging mechanisms of the bond under thermomechanical loading have been studied and identified according to microscopic observations on mock-ups which have sustained thermal cycling tests : some cracks appear in the composite, near the bond between the composite and the copper. The correlation between numerical and experimental results have been improved because of the reliability of the composite modelisation, the use of residual stresses and the results of the bond mechanical characterisation.