



HAL
open science

Etude du rôle des interfaces et interphase dans le comportement à la rupture de microcomposites unidirectionnels à matrice fragile

Nathalie Piquenot

► **To cite this version:**

Nathalie Piquenot. Etude du rôle des interfaces et interphase dans le comportement à la rupture de microcomposites unidirectionnels à matrice fragile. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Bordeaux 1, 1992. Français. NNT: . tel-03619942

HAL Id: tel-03619942

<https://hal.science/tel-03619942v1>

Submitted on 25 Mar 2022

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THÈSE

PRÉSENTÉE A

L'UNIVERSITÉ BORDEAUX I

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

Spécialité : MÉCANIQUE

PAR

Nathalie PIQUENOT

Ingénieur UTC

**ÉTUDE DU RÔLE DES INTERFACES ET INTERPHASE DANS LE COMPORTEMENT
A LA RUPTURE DE MICROCOMPOSITES UNIDIRECTIONNELS A MATRICE FRAGILE**

Soutenue le 21 février 1992, devant la Commission d'Examen :

MM. D. FRANÇOIS.....	<i>Président.</i>
A. DEGUEIL.....	} <i>Examineurs.</i>
A. GÉRARD.....	
E. MARTIN.....	
R. NASLAIN.....	
J.M. QUENISSET.....	
D. ROUBY.....	

J. Lawton

THÈSE

PRÉSENTÉE A

L'UNIVERSITÉ BORDEAUX I

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

Spécialité : MÉCANIQUE

PAR

Nathalie PIQUENOT

Ingénieur UTC

**ÉTUDE DU RÔLE DES INTERFACES ET INTERPHASE DANS LE COMPORTEMENT
A LA RUPTURE DE MICROCOMPOSITES UNIDIRECTIONNELS A MATRICE FRAGILE**

Soutenue le 21 février 1992, devant la Commission d'Examen :

MM. D. FRANÇOIS.....	<i>Président.</i>
A. DEGUEIL.....	} <i>Examineurs.</i>
A. GÉRARD.....	
E. MARTIN.....	
R. NASLAIN.....	
J.M. QUENISSET.....	
D. ROUBY.....	

Cette étude a été réalisée au Laboratoire des Composites Thermostructuraux (Unité mixte de recherche 47 CNRS-SEP-Université de Bordeaux 1) que dirige Monsieur le Professeur R. NASLAIN. Je tiens à lui exprimer ma sincère reconnaissance pour l'accueil qu'il m'a réservé et pour avoir accepté de participer à mon jury de thèse.

Monsieur le Professeur D. FRANCOIS, Directeur du Laboratoire de l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures de Paris, a accepté la présidence de mon jury de thèse, je tiens à l'en remercier vivement.

Monsieur A. DEGUEIL, ingénieur à la Société Européenne de Propulsion, a aimablement accepté de représenter notre partenaire industriel au sein de ce jury, après avoir suivi depuis mon arrivée au LCTS le déroulement de mon travail de recherche. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude.

Monsieur le Professeur A. GERARD du Laboratoire de Mécanique Physique de l'Université de Bordeaux I, me fait l'honneur de juger ce travail. Je lui adresse mes sincères remerciements

Monsieur E. MARTIN, Maître de conférences à l'IUT de génie mécanique, m'a apporté une aide précieuse au cours de cette étude, notamment lors de la mise en oeuvre des moyens de calcul, et a bien voulu juger ce travail. Sa collaboration a toujours été sympathique et efficace. Je lui exprime toute ma gratitude et mon amitié.

Monsieur le Professeur J.M. QUENISSET du laboratoire de génie mécanique de l'Université de Bordeaux I a dirigé cette étude. Au cours de ces années, il m'a fait bénéficier de sa rigueur scientifique et de son goût de la recherche, ainsi que de ses nombreuses qualités humaines. Je tiens à l'assurer de

Monsieur D. ROUBY, Professeur à l'INSA de Lyon, m'a aidé par ses judicieux conseils lors de la modélisation de l'essai d'indentation et a bien voulu juger ce travail. Je lui exprime toute ma gratitude.

J'exprime ma reconnaissance à Monsieur J.P. LARTIGAU du LGM et Monsieur B. HUMEZ du LCTS, pour l'aide technique qu'ils m'ont apportée dans cette étude.

Que tous les membres du laboratoire soient sincèrement remerciés pour leur collaboration amicale, essentielle pour mener à bien ce travail dans une ambiance agréable. Je voudrais remercier J.F. VILLENEUVE pour avoir activement participé à la réalisation de ce mémoire mais aussi pour son soutien tout au long de ce travail. Je tiens également à exprimer ma sincère gratitude à tous mes amis que je n'ai pas manqué de solliciter et qui ont toujours fait preuve de disponibilité. Plus particulièrement, parmi ceux-ci, je remercie F. LAMOUREUX et N. RICCA et leur adresse tous mes encouragements pour le chemin qu'il leur reste à parcourir.

Je ne saurais oublier Madame J. FORGET, et Mesdemoiselles F. DUCASSE et C. DUPOUY qui ont collaboré avec gentillesse et compétence à la réalisation de ce mémoire. Qu'elles soient vivement remerciées.

Je tiens à inclure à ces remerciements l'Ecole Nationale Supérieure des Ingénieurs d'Etudes et Techniques de l'Armement, qui m'emploie actuellement, pour m'avoir permis de terminer ce travail, notamment en mettant à ma disposition les moyens techniques nécessaires à l'édition de ce mémoire.

Je remercie enfin la Société Européenne de Propulsion et le CNRS pour leur soutien financier grâce auquel cette étude a pu être menée.

INTRODUCTION GENERALE

CHAPITRE I : COMPORTEMENT DES CMC : ROLE DE LA ZONE INTERFACIALE

I1 - COMPORTEMENT DES CMC.....	6
I.1.1 - Divers types de comportement	
I.1.1.1 - Présentation générale du comportement des matériaux composites.....	6
I.1.1.2 - Comportement d'un composite à matrice fragile	8
I.1.2 - Paramètres influents.....	11
I.1.2.1 - Nature des constituants	
I.1.2.2 - Morphologie - Texture	13
<i>I.1.2.2.a - Taille des fibres.....</i>	<i>13</i>
<i>I.1.2.2.b - Nature de la porosité.....</i>	<i>14</i>
<i>I.1.2.2.c - Architecture fibreuse.....</i>	<i>14</i>
I.1.2.3 - Interface.....	16
I2 - Rôle de la zone interfaciale	17
I.2.1 - Identification de la zone interfaciale et des paramètres associés.....	17
I.2.2 - Approches théoriques	19
I.2.2.1 - Bases de la mécanique de la rupture	20
<i>I.2.2.1.a - Facteur d'intensité de contrainte.....</i>	<i>20</i>
<i>I.2.2.1.b - Taux d'énergie relaxable.....</i>	<i>23</i>
<i>I.2.2.1.c - Relations entre \mathcal{G} et K.....</i>	<i>24</i>
I.2.2.2 - Modèle statistique de Weibull.....	25

I.2.2.3 - Présentation des différents modèles théoriques développés.....	26
I.2.2.3.a - <i>Seuil de début d'endommagement</i>	26
- modèle d'Aveston-Cooper et Kelly (A.C.K).....	26
- Analyse de Budiansky, Hutchinson et Evans (B.H.E)	28
I.2.2.3. b - <i>Introduction des aspects statistiques</i>	30
I.2.2.3.c - <i>Critère de propagation dans le matériau composite</i>	31
I.2.2.3.d - <i>Critère de déviation interfaciale de fissure</i>	32
I.2.3 - Approches expérimentales	34
I.2.3.1 - Méthodes indirectes d'évaluation du cisaillement interfacial.....	35
I.2.3.1.a - <i>Mesure de l'ouverture des lèvres d'une fissure</i>	35
I.2.3.1.b - <i>Mesure de l'espace interfissures</i>	36
I.2.3.2 - Méthodes directes d'évaluation du cisaillement interfacial.....	37
I.2.3.2.a - <i>Essai de traction sur monofilament gainé</i>	37
I.2.3.2.b - <i>Essai de pull out</i>	39
I.2.3.2.c - <i>Essai de microindentation</i>	41
I.2.3.2.d - <i>push-out</i>	42
CONCLUSION	43
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	45

CHAPITRE II

SIMULATION DE L'ESSAI DE MICROINDENTATION

INTRODUCTION	62
II.1 - L'ESSAI D'INDENTATION SUR FIBRE.....	62
II.1.1 - Description de l'essai.....	62
II.1.1.1 - Cas d'un système lié.....	62
II.1.1.2 - Cas d'un système frottant.....	63
II.1.2 - Modélisation du glissement interfacial.....	65
II.1.2.1 - Hypothèse d'un seuil fixe (modèle de Marshall) ...	66
II.1.2.2 - Hypothèse d'un frottement mixte.....	68
<i>II.1.2.2.a - Modèle de la fibre rigide (modèle de</i>	
<i>Shetty).....</i>	<i>69</i>
<i>II.1.2.2.b - Modèle de la matrice rigide (modèle de</i>	
<i>Perès).....</i>	<i>69</i>
<i>II.1.2.2.c - Modèle proposé</i>	<i>70</i>
II.2 - SIMULATIONS NUMERIQUES.....	71
II.2.1 - Principe des simulations numériques.....	72
II.2.2 - Choix du maillage et des conditions aux limites	72
II.3 - RESULTATS - DISCUSSION.....	74
II.3.1 - Comparaison des simulations numériques avec les	
modèles approchés	74
II.3.1.1 - Hypothèse d'un frottement à seuil fixe	75
II.3.1.2 - Hypothèse d'un frottement mixte.....	76
<i>II.3.1.2.a - Cas d'un système tel que $E_f > E_m$.....</i>	<i>76</i>
<i>II.3.1.2.b - Cas d'un système tel que $E_m > E_f$.....</i>	<i>79</i>
II.3.2- Comparaison des approches théoriques et expérimentales	
.....	80

II.3.3 - Influence de différents paramètres.....	83
II.3.3.1 - Taille de l'empreinte.....	83
II.3.3.2 - Coefficient de dilatation thermique.....	84
II.3.3.3 - Taux de fibre.....	85
II.3.3.4 - Coefficient de Poisson.....	87
II.3.3.5 - Zone interfaciale.....	88
CONCLUSION	89
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	91

CHAPITRE III

MODELISATION DE LA FISSURATION D'UN SYSTEME MULTIPHASE

INTRODUCTION	96
III.1- APPROCHE THEORIQUE DE LA FISSURATION D'UN SYSTEME MULTIPHASE.....	98
III.1.1- Principe de prédiction de la fissuration.....	98
III.1.1.1- Critères de fissuration d'un système homogène	98
<i>III.1.1.1.a- Fissuration à déplacement imposé.....</i>	<i>98</i>
<i>III.1.1.1.b- Détermination du déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle d'un microcomposite.....</i>	<i>100</i>
III.1.1.2- Critères de fissuration d'un système multiphasé	101
<i>III.1.1.2.a- Paramètre de rupture représentatif.....</i>	<i>101</i>
<i>III.1.1.2.b- Critère de déviation interfaciale.....</i>	<i>102</i>

III.1.1.3- Schéma de prédiction de la fissuration d'un microcomposite.....	104
<i>III.1.1.3.a- Microcomposite sans interphase.....</i>	<i>104</i>
<i>III.1.1.3.b - Microcomposite unidirectionnel avec interphase.....</i>	<i>105</i>
III.1.2- Calcul du taux de restitution d'énergie.....	107
III.1.2.1- Hypothèses.....	107
III.1.2.2- Calcul de \mathcal{G}	108
III.1.2.3- Calcul du travail de refermeture des fissures.....	111
III.1.3- Discontinuité des paramètres énergétiques aux interfaces.....	112
III.1.3.1- Discontinuité des taux de restitution d'énergie aux interfaces.....	112
III.1.3.2- Discontinuité interfaciale et critères de fissuration.....	113
III.1.3.3- Gradients de rigidité au voisinage des interfaces.....	115
III.2- DETERMINATION NUMERIQUE DE \mathcal{G}.....	116
III.2.1- Formulation numérique de \mathcal{G}.....	116
III.2.1- Résolution numérique d'un problème de contact avec frottement de Coulomb.....	119
III.2.3- Discussion sur le programme fibre.....	122
III.2.3.1- Fissuration en mode I d'un microcomposite.....	122
III.2.3.2- Fissuration en mode II d'un microcomposite.....	124
III.2.3.3- Déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle.....	124
III.2.4- Mise en oeuvre d'un outil de calcul.....	126

III.2.4.1- Description générale du programme.....	127
III.2.4.2- Paramètres de la structure étudiée et du maillage.....	128
III.2.4.3- Prise en compte du frottement.....	128
CONCLUSION	130
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	132

CHAPITRE IV

VALIDATION EXPERIMENTALE

INTRODUCTION	138
IV.1- PRINCIPE DE L'EXPERIENCE	138
IV.2- DESCRIPTION DU SYSTEME CHOISI.....	139
IV.3- MESURE DES DEFORMATIONS DU TUBE DE SILICE	143
IV.3.1- Collage des jauges.....	144
IV.3.2- Correction des mesures.....	144
IV.3.2.1- Prise en compte des effets thermiques.....	144
IV.3.2.2- Prise en compte de la courbure de la surface	144
IV.4- COMPARAISON ENTRE LES RESULTATS EXPERIMENTAUX ET NUMERIQUES	147
IV.4.1- Résultats expérimentaux.....	147
IV.4.2- Résultats numériques.....	149
CONCLUSION	151

CHAPITRE V

ANALYSE DE LA FISSURATION D'UN MICROCOMPOSITE

SiC-SiC

INTRODUCTION	152
V.1 - COMPORTEMENT A LA RUPTURE D'UN MICROCOMPOSITE NE CONTENANT PAS D'INTERPHASE	152
V.1.1 - Influence de la température.....	153
V.1.2 - Influence du coefficient de frottement.....	155
V.2 - COMPORTEMENT A LA RUPTURE D'UN MICROCOMPOSITE COMPORTANT UNE INTERPHASE.....	157
V.2.1 - Application du critère de déviation interfaciale.....	157
V.2.2 - Influence de la rigidité de l'interphase	160
V.2.3- Influence de l'anisotropie du matériau d'interphase.....	164
V.2.4- Influence de l'épaisseur	166
CONCLUSION	168
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	170

CONCLUSIONS GENERALES

ANNEXES

INTRODUCTION GENERALE

Le développement des CMC a été principalement motivé par le besoin croissant de matériaux à la fois plus légers et plus résistants dans des domaines de température de plus en plus larges.

Les matériaux céramiques satisfont à certaines de ces exigences, toutefois sous forme monolithique, ils présentent une trop grande fragilité qu'il convient de pallier. Une augmentation de ténacité peut être obtenue en renforçant les céramiques par des fibres ou des particules, donnant ainsi naissance aux matériaux composites à matrice céramique (CMC). L'amélioration des caractéristiques mécaniques des céramiques résulte de différents phénomènes. Tout d'abord, l'élaboration de céramiques sous forme de fibres de faible diamètre permet de mieux contrôler les défauts et donc d'augmenter la contrainte à rupture de l'un des constituants. Dans le cas des composites particulaires, l'association de deux constituants ayant des coefficients de dilatation différents ou dont l'un des constituants présente une transformation de phase au cours du refroidissement, permet de favoriser les phénomènes de microfissuration en avant des macrofissures. Cette microfissuration permet dans certains cas d'éviter la propagation catastrophique de la macrofissure. L'introduction d'un renfort fibreux au sein de céramiques permet également de conférer un caractère endommageable au matériau. Plusieurs mécanismes d'endommagement tels que les décohésions interfaciales entre fibre et matrice, les glissements et les frottements aux interfaces, la fissuration multiple de la matrice, le pontage des fissures par les

fibres et le déchaussement des fibres contribuent à l'augmentation de l'allongement et du travail de rupture.

Les différents mécanismes d'endommagement mis en cause sont étroitement liés à la nature de la liaison entre fibre et matrice. Ainsi si la liaison entre fibre et matrice est très forte, aucun des phénomènes précédemment cités ne peut intervenir et un comportement mécanique de type linéaire fragile est observé. Toutefois si la liaison est trop faible, il n'y a pas de transfert de charge entre matrice et fibre et l'endommagement se manifeste prématurément.

Les conditions de transfert de charge à l'interface F/M apparaissent donc déterminantes quant au comportement des CMC et retarder le début de leur endommagement tout en diminuant leur fragilité nécessite la maîtrise de l'interface F/M ou plus précisément de la zone interfaciale. En effet l'interface entre la fibre et la matrice est rarement réduite à une frontière sans volume, mais est plutôt constituée d'une ou plusieurs couches qui résultent d'une réaction entre fibre et matrice ou de l'interposition volontaire d'interphases permettant d'ajuster les couplages physico-chimique et thermomécanique entre fibre et matrice.

L'étude présentée dans ce mémoire se propose de contribuer à la compréhension du rôle de la zone interfaciale dans le comportement mécanique des CMC afin de pouvoir l'optimiser. Cette étude a en particulier pour objectif d'identifier l'ensemble des paramètres influents et d'intégrer ces paramètres dans une modélisation du comportement thermomécanique d'un

microcomposite afin de guider les chercheurs dans la conception et l'élaboration des CMC.

Le premier chapitre du mémoire est consacré à l'étude des diverses approches théoriques et expérimentales du rôle de la zone interfaciale sur le comportement des CMC.

Dans le second chapitre, nous aborderons plus particulièrement une technique de caractérisation des conditions de transfert de charge entre fibre et matrice: la microindentation. Nous nous attacherons notamment à définir les domaines de validité des méthodes permettant l'interprétation des résultats issus de ce test.

Compte tenu des limites de cette approche, l'étude s'orientera vers le développement d'un outil de simulation de la fissuration d'un système multiphasé constitué d'une fibre entourée par une gaine de matrice. Cette approche est développée au chapitre III.

La validation expérimentale de l'outil numérique présenté dans le troisième chapitre est abordée dans un quatrième chapitre.

Enfin l'application de l'approche proposée basée sur les concepts énergétiques de la mécanique de la rupture permet dans un cinquième chapitre de faire ressortir l'influence des principaux paramètres jouant un rôle significatif dans le comportement à la rupture d'un microcomposite à matrice fragile.

CHAPITRE I : COMPORTEMENT DES CMC :
ROLE DE LA ZONE INTERFACIALE

I1 - COMPORTEMENT DES CMC.....	6
I.1.1 - Divers types de comportement	
I.1.1.1 - Présentation générale du comportement des matériaux composites.....	6
I.1.1.2 - Comportement d'un composite à matrice fragile	8
I.1.2 - Paramètres influents.....	11
I.1.2.1 - Nature des constituants	
I.1.2.2 - Morphologie - Texture	13
<i>I.1.2.2.a - Taille des fibres.....</i>	<i>13</i>
<i>I.1.2.2.b - Nature de la porosité.....</i>	<i>14</i>
<i>I.1.2.2.c - Architecture fibreuse.....</i>	<i>14</i>
I.1.2.3 - Interface.....	16
I2 - Rôle de la zone interfaciale	17
I.2.1 - Identification de la zone interfaciale et des paramètres associés.....	17
I.2.2 - Approches théoriques	19
I.2.2.1 - Bases de la mécanique de la rupture	20
<i>I.2.2.1.a - Facteur d'intensité de contrainte.....</i>	<i>20</i>
<i>I.2.2.1.b - Taux de restitution d'énergie.....</i>	<i>23</i>
<i>I.2.2.1.c - Relations entre G et K.....</i>	<i>24</i>
I.2.2.2 - Modèle statistique de Weibull.....	25
I.2.2.3 - Présentation des différents modèles théoriques développés.	26
<i>I.2.2.3.a - Seuil de début d'endommagement.....</i>	<i>26</i>

- modèle d'Aveston-Cooper et Kelly (A.C.K).....	26
- Analyse de Budiansky, Hutchinson et Evans (B.H.E)	28
I.2.2.3. b - <i>Introduction des aspects statistiques</i>	30
I.2.2.3.c - <i>Critère de propagation dans le matériau composite</i>	31
I.2.2.3.d - <i>Critère de déviation interfaciale de fissure </i>	32
I.2.3 - Approches expérimentales	34
I.2.3.1 - Méthodes indirectes d'évaluation du cisaillement interfacial.....	35
I.2.3.1.a - <i>Mesure de l'ouverture des lèvres d'une fissure</i>	35
I.2.3.1.b - <i>Mesure de l'espace interfissures</i>	36
I.2.3.2 - Méthodes directes d'évaluation du cisaillement interfacial.....	37
I.2.3.2.a - <i>Essai de traction sur monofilament gainé </i>	37
I.2.3.2.b - <i>Essai de pull out</i>	39
I.2.3.2.c - <i>Essai de microindentation</i>	41
I.2.3.2.d - <i>push-out</i>	42
CONCLUSION	43
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	45

CHAPITRE I : COMPORTEMENT DES CMC : ROLE DE LA ZONE INTERFACIALE

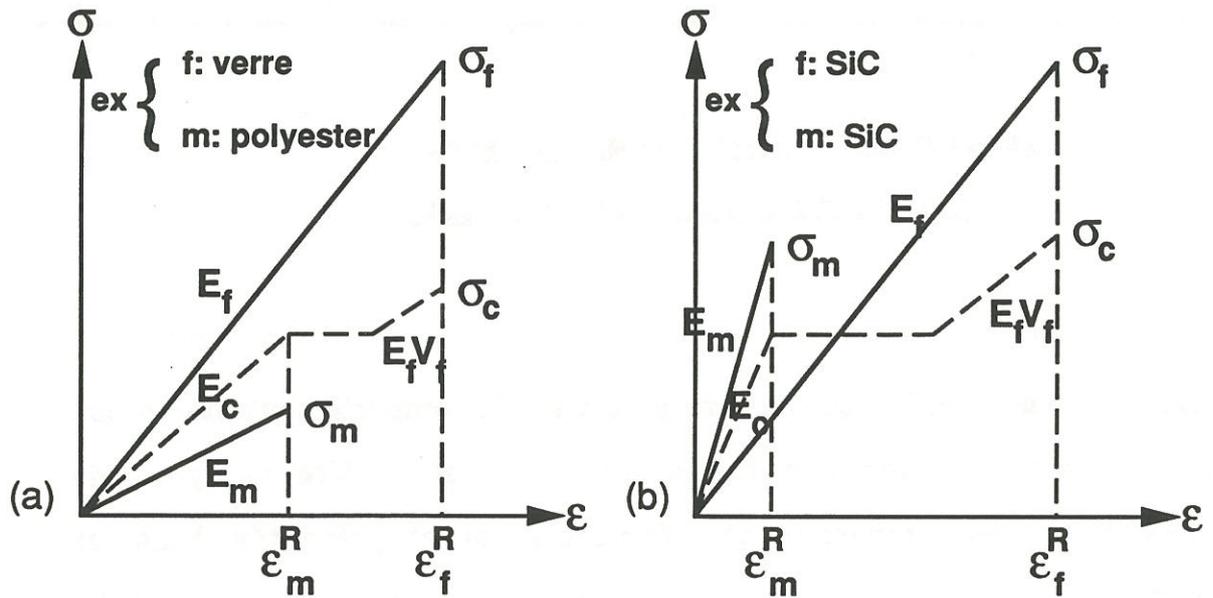
Dans ce chapitre, l'attention sera portée sur le comportement mécanique des CMC renforcées par des fibres longues. Les différents types de renforcement et les comportements résultants seront présentés. Puis les paramètres influents sur ce comportement seront examinés: les constituants, la morphologie, l'interface. Enfin, nous nous focaliserons sur le rôle de l'interface qui est déterminant. Après une description de la zone interfaciale, les différents travaux visant à une meilleure compréhension des phénomènes interfaciaux seront présentés dans deux paragraphes : l'un regroupant les approches théoriques et l'autre les approches expérimentales.

I.1 - COMPORTEMENT DES CMC

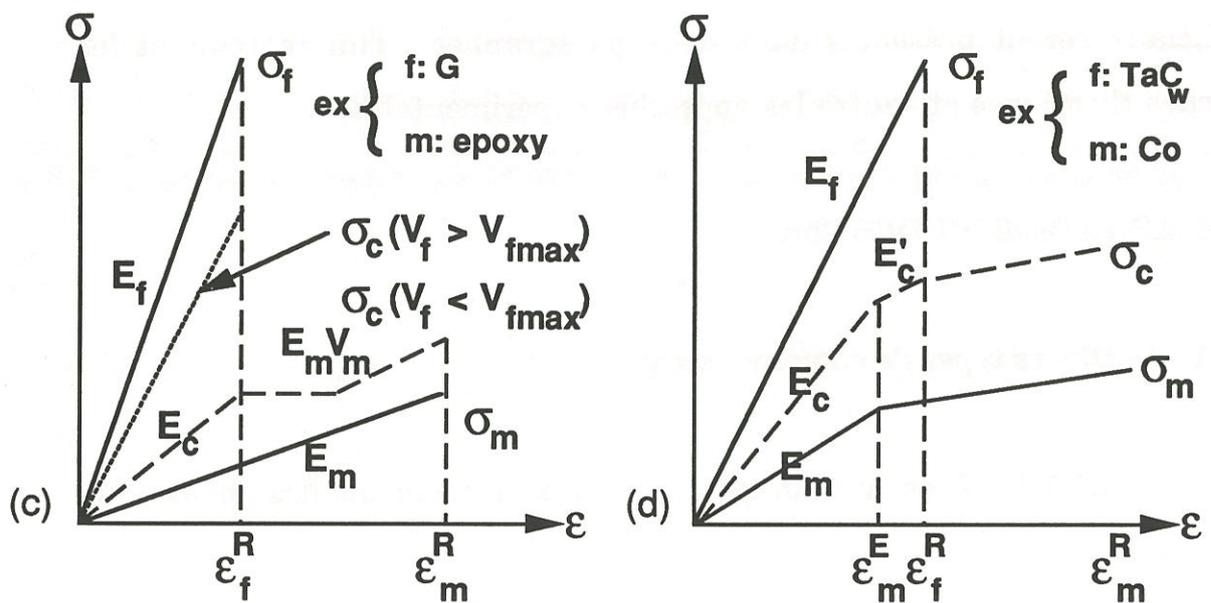
I.1.1 - Divers types de comportement :

I.1.1.1 - Présentation générale du comportement des matériaux composites

La notion de matériau composite est le plus souvent associée à celle du renforcement d'une matrice de faible rigidité par des fibres très rigides. C'est le cas des matériaux composites constitués de matrices organiques renforcés par des fibres de verre ou de carbone, ou encore d'alliages légers renforcés par des fibres céramiques. Dans le cas des matériaux composite à matrice céramique, le rôle des fibres n'est pas d'augmenter la rigidité mais de



subdivision de la matrice ($V_f > V_{fmin}$)



subdivision des fibres ($V_f < V_{fmax}$)

Fig 1: Représentation schématique du comportement endommageable de matériaux composites 1D [2]

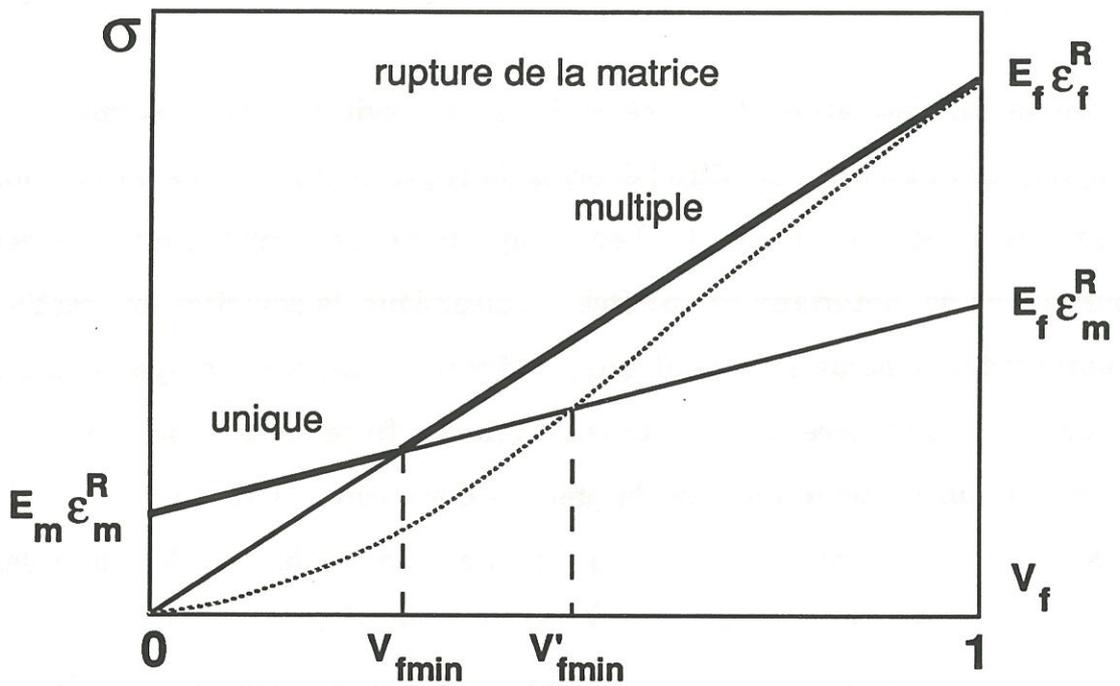
(a) et (b): la matrice est plus fragile que la fibre: $\epsilon_m^R < \epsilon_f^R$

(c) et (d): la fibre est plus fragile que la matrice: $\epsilon_f^R < \epsilon_m^R$

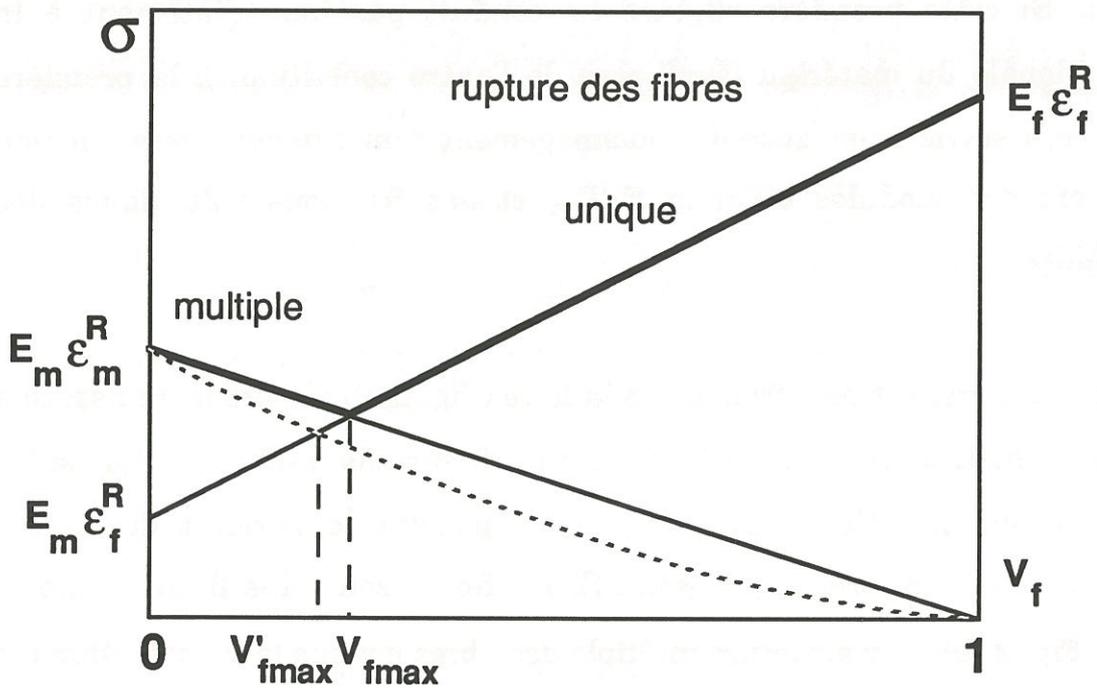
permettre la discrétisation de la céramique et d'éviter ainsi des ruptures catastrophiques et aussi d'accroître l'énergie de rupture qui est très faible pour les céramiques monolithiques [1]. Les comportements correspondant à ces différents types de matériaux composites unidirectionnels sollicités en traction sont représentés schématiquement sur la figure 1 [2]. Ces comportements présentent une première phase durant laquelle fibre et matrice forment conjointement un système au sein duquel les deux constituants subissent la même déformation. La contrainte appliquée au composite dans la direction des fibres s'écrit alors $\sigma_c = (E_m V_m + E_f V_f) \epsilon_c$ où E_m , E_f , V_m , V_f sont respectivement les modules d'Young et fractions volumiques des matrice et fibre. Lorsque la déformation à la rupture du constituant le plus fragile est atteinte, la première fissure matricielle ou la première rupture de fibre apparaît. Si cette première rupture ne conduit pas immédiatement à la rupture globale du matériau (surcharge de l'autre constituant), la première rupture sera suivie d'une zone d'endommagement dont l'étendue sera fonction du rapport des modules d'Young E_f/E_m et des fractions volumiques des constituants.

Si la matrice est plus fragile que la fibre (Fig. 2(a)) ; la première fissure a lieu dans la matrice et n'est suivie d'une multifissuration matricielle que si les fibres sont en quantité suffisante pour supporter le surcroît de charge transférée par la matrice $V_f > V_{fmin}$. Si les fibres sont plus fragiles que la matrice (Fig. 2 (b)), il y a rupture multiple des fibres lorsque le taux de fibre est inférieur à un taux de fibre maximal $V_f < V_{fmax}$.

Ces valeurs critiques du taux de fibre conduisant à la distinction rupture unique ou multiple ne tiennent pas compte des effets d'entaille liés à la rupture



(a)



(b)

Fig 2: Représentation schématique des conditions de rupture unique ou multiple dans les composites 1D fragile - fragile: [2]

(a): la matrice est plus fragile que la fibre: $\epsilon_m^R < \epsilon_f^R$

(b): la fibre est plus fragile que la matrice: $\epsilon_f^R < \epsilon_m^R$

du constituant le plus fragile. Ceux-ci sont susceptibles de diminuer le niveau de contrainte à la rupture de l'autre constituant et donc de modifier les valeurs du taux de fibre critique [2].

Dans le cas où la matrice se rompt la première et lorsque l'adhérence interfaciale entre la fibre et la matrice est particulièrement forte, la contrainte supportable par la fibre est inférieure à σ_f^r . Donc, l'endommagement du composite avant sa rupture globale ne peut être obtenu que pour une fraction volumique de fibre V_f min supérieure à V_f min. Lorsque les déformations à la rupture de la matrice ϵ_m^r sont supérieures à celles de fibres ϵ_f^r comme c'est le cas pour les composites à matrice métallique présentant une sensibilité moindre aux effets d'entaille, la valeur de V_f max n'est que faiblement décalée vers une valeur plus faible V_f max.

Sur la représentation schématique des courbes de comportement $\sigma - \epsilon$ des différents types de matériaux composites, la phase de multifissuration se traduit par un palier qui se prolonge jusqu'à ce que la rigidité équivalente du composite (σ_c/ϵ_c) soit égale au produit du module d'Young par la fraction volumique du constituant non fissuré. Ensuite le comportement est similaire jusqu'à rupture, à celui du constituant le moins fragile pondéré de sa fraction volumique.

I.1.1.2 - Comportement d'un composite à matrice fragile

Dans le cas des matériaux composites à matrice céramique, la déformation à rupture de la matrice est le plus souvent inférieure à celle des

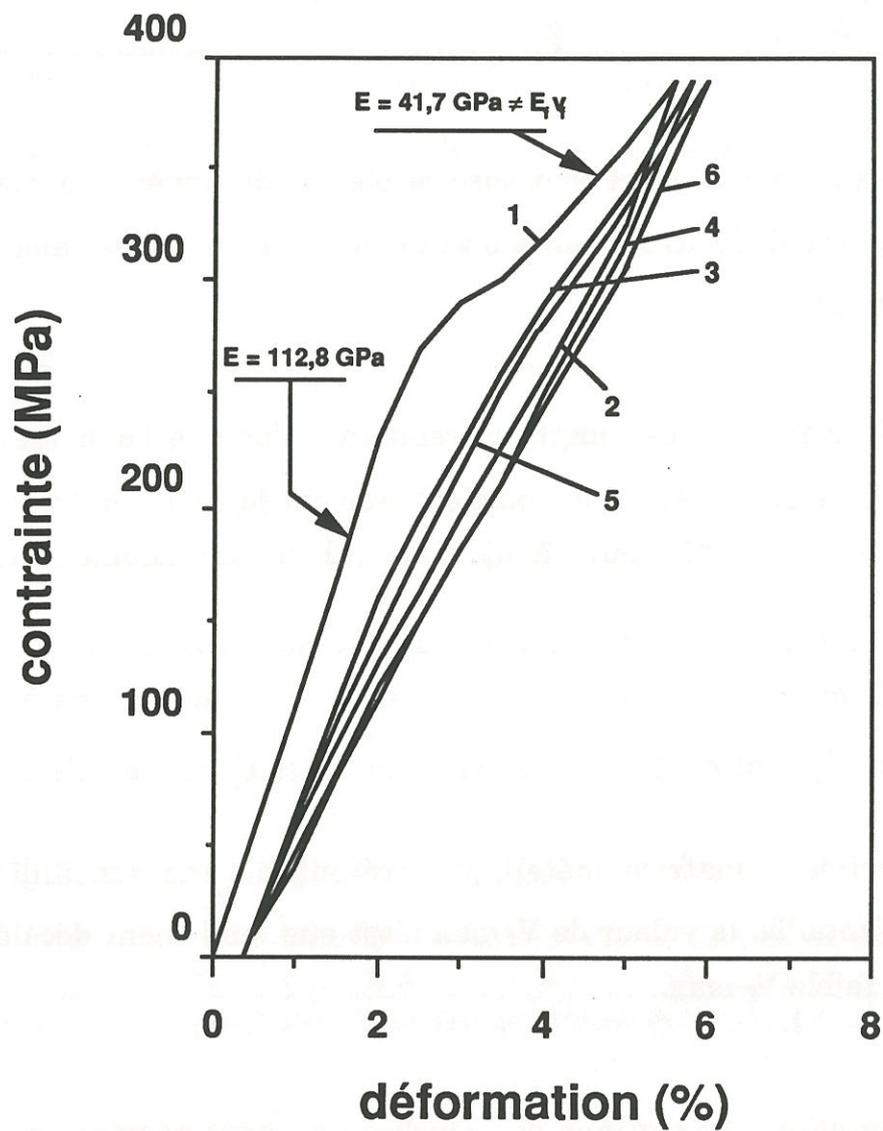


fig. 3 : Courbes contrainte-déformation obtenues en traction axiale sur l'échantillon Compglas, Lot n° 2403, fibres unidirectionnelles [4].

fibres ($\epsilon_m^r < \epsilon_f^r$) et conduit alors à des comportements du type 1(a) ou 1(b) selon le rapport E_m/E_f . Les matériaux composites à matrice verre ou vitrocéramique renforcés par des fibres de carbone ou de carbure de silicium (tels que $E_f > E_m$) présentent un comportement du type 1(a) si les conditions de rupture multiple sont satisfaites (Fig. 3) [3, 4]. Pour un système pour lequel $E_m > E_f$ correspondant par exemple à une matrice carbure de silicium obtenue par infiltration chimique en phase gazeuse, renforcée par des fibres de carbure de silicium, le comportement sera du type 1(b) (Fig. 4) [5]. Pour ces deux types de matériau composite, l'ajout du renfort fibreux confère au matériau, un caractère endommageable qu'il n'a pas sous forme monolithique. Les comportements schématiques de ces matériaux sont basés sur l'idée que l'endommagement (Fig. 1(a)) se produit à niveau de contrainte constant (correspondant à la déformation à la rupture de la matrice).

Les courbes $\sigma - \epsilon$ réels de matériaux composites 1D (Fig. 3, 4) sont effectivement caractérisées par trois zones plus ou moins distinctes correspondant aux trois comportements suivants :

I - Comportement élastique linéaire (système fibre-matrice en parallèle)

II - Endommagement

III - Comportement quasi linéaire (système endommagé)

Toutefois les comportements réels montrent que la multifissuration matricielle ne se produit pas à niveau de contrainte constant mais pour une plage de valeur de la contrainte plus ou moins étendue. Ceci peut être attribué

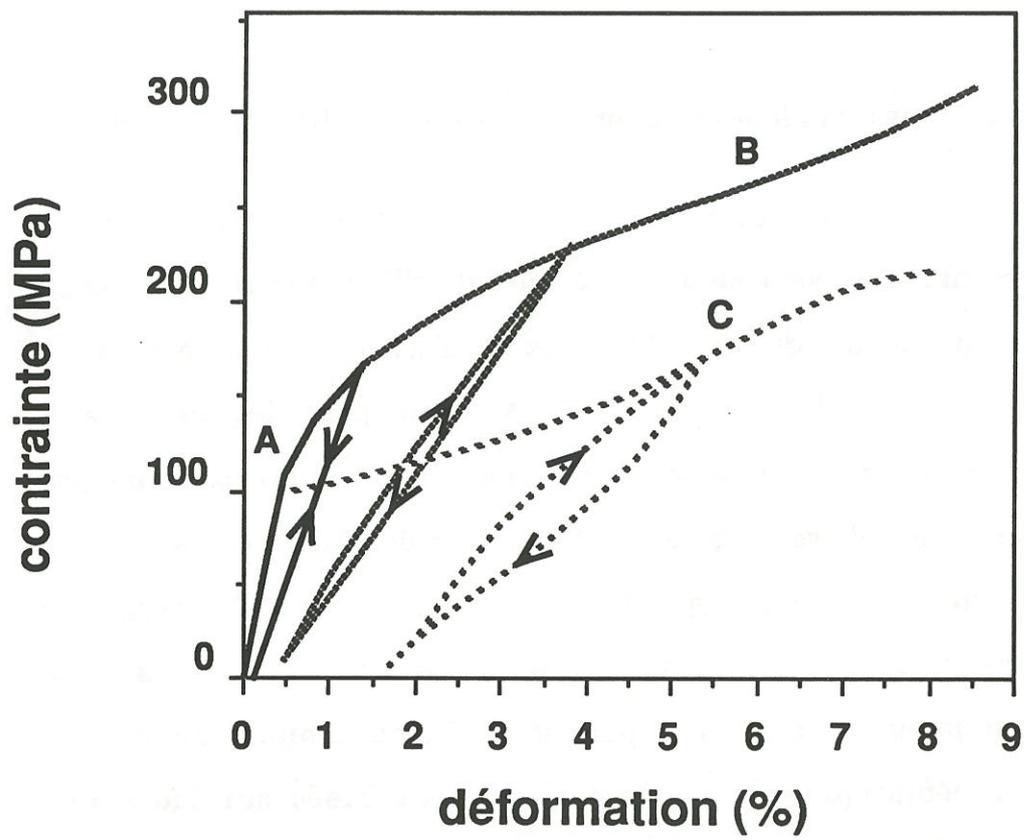


Fig. 4 : Courbes de traction de différents types de composites SiC/SiC bi-directionnels [5].

au fait que les premières ruptures matricielles ont lieu au droit des microdéfauts les plus importants. Les défauts restants sont de plus petite taille et ne peuvent se propager que pour des contraintes plus élevées. Il en résulte donc un accroissement de la résistance du composite expliquant l'allure de la zone II des courbes $\sigma - \epsilon$ (Fig. 3, 4).

Comme nous l'avons vu précédemment, la multifissuration n'est possible que si la première fissure matricielle ne provoque pas une rupture catastrophique de l'ensemble. L'analyse linéaire permet de déterminer les conditions de fissuration multiple en tenant compte éventuellement des effets d'entaille de manière approchée : $V_f > V_{fmin}$. Ce critère simple ne tient pas compte des possibilités de décohésion interfaciale qui permettent de limiter ou retarder les ruptures de fibre même pour de faibles taux de fibre en relaxant les contraintes en fond de fissure [6].

L'existence d'un domaine d'endommagement dans le comportement est donc liée aux conditions de transfert de charge à l'interface fibre/matrice. La possibilité de décohésion interfaciale engendre également une augmentation du travail de rupture grâce à différents mécanismes. Tout d'abord la décohésion interfaciale mettant en cause des surfaces plus importantes que la section de la fibre, contribue à l'augmentation du travail de rupture du composite. Ensuite la décohésion peut être suivie du glissement avec frottement de la fibre dans sa gaine de matrice. Le glissement avec frottement est aussi un phénomène dissipatif d'énergie. Enfin la décohésion interfaciale permet la multifissuration matricielle qui participe également au travail de rupture du composite. Ces différents mécanismes confèrent au matériau composite un comportement endommageable qui contraste avec le

comportement élastique fragile des constituants. Ces mécanismes d'endommagement sont à l'origine de l'augmentation de la ténacité et du travail à rupture qui permettent de retarder la rupture par propagation d'un défaut initial.

I.1.2 - Paramètres influents

Les matériaux composites offrent un grand nombre de possibilités de combinaison, si l'on considère le choix des constituants, les fractions volumiques de chacun d'eux, la morphologie, la texture choisie, la nature de la liaison interfaciale.

I.1.2.1 - Nature des constituants :

Comme nous l'avons vu précédemment, les modules d'Young et les déformations à rupture des constituants ainsi que leur fraction volumique sont des paramètres déterminants pour le comportement du composite. D'autres paramètres sont également à considérer, notamment les coefficients de dilatation et les coefficients de Poisson des constituants.

En effet, l'écart entre les coefficients de dilatation de la fibre et de la matrice est à l'origine de différents effets. Tout d'abord, un écart des coefficients de dilatation longitudinale se traduit par l'apparition de contraintes résiduelles non négligeables lors du refroidissement pouvant conduire dans certains cas à une multifissuration de la matrice [7], et dans le cas général à des conséquences importantes sur la limite de début d'endommagement et l'étendue du domaine endommageable [4, 8, 9]. Mais il

faut également considérer l'écart des coefficients de dilatation dans le sens radial car la valeur de $(\alpha_f - \alpha_m)$ n'est pas sans effet sur l'intensité de la liaison interfaciale [10, 11]. Lorsque le coefficient de dilatation de la matrice est supérieur à celui de la fibre, l'interface fibre-matrice est mise en compression lors du refroidissement et le déchaussement des fibres est alors très difficile. Dans le cas contraire $\alpha_m < \alpha_f$; l'interface sera mise en tension, facilitant ainsi le déchaussement des fibres.

L'influence des contraintes d'origine thermique sur la limite de début d'endommagement considérée dans la direction des fibres apparaît dans la relation suivante [4].

$$\sigma_c = E_c \varepsilon_{mu}^* + \sigma^{th} \quad (1)$$

où ε_{mu}^* est la déformation à la rupture de la matrice fragile en présence de fibres et où σ^{th} est la contrainte axiale dans la matrice à température ambiante en l'absence de tout chargement, et où ε_{mu}^* peut être lui même fonction des contraintes d'origine thermiques radiales.

De la même façon, les écarts entre les coefficients de Poisson $\Delta\gamma$ des constituants bien que rarement pris en compte peuvent avoir une influence importante [12]. Si l'on considère le cas d'un matériau composite à matrice fragile pour lequel le transfert de charge à l'interface FM est assuré par un frottement de type coulomb et où l'interface FM est soumise à une contrainte normale résiduelle de compression, un écart positif lors d'une sollicitation en traction entre les coefficients de Poisson de la fibre et de la matrice ($\gamma_f - \gamma_m$) se

traduit par une chute de la contrainte radiale de compression à l'interface (d'autant plus importante que la contrainte axiale est élevée). Il en résulte une diminution du seuil de frottement et donc une augmentation du glissement. Ce mécanisme, s'il se propage sur une grande longueur, limite les transferts de charge entre fibre et matrice et le développement de la multifissuration matricielle. A l'inverse, un écart ($\gamma_f - \gamma_m$) négatif conduit à un domaine de multifissuration plus étendue.

Ainsi, l'étude du comportement mécanique des matériaux composites, limitée à l'analyse simple d'un système fibre-matrice conduit déjà à distinguer différents comportements selon les propriétés élastiques, et les coefficients de dilatation des constituants.

I.1.2.2 - Morphologie - Texture

A l'étude précédente, il convient d'associer l'examen d'autres paramètres importants concernant les aspects morphologiques (taille des fibres, nature et fraction volumique de la porosité) et le type de l'architecture fibreuse.

I.1.2.2.a - Taille des fibres

Sans développer à ce niveau l'intérêt de la théorie d'ACK reprise et complétée ultérieurement par de nombreuses études concernant ce que certains appellent "l'effet composite", il est dès maintenant possible d'écrire que l'efficacité du renforcement fibreux sera d'autant plus grande que le rayon de la fibre sera petit si l'on considère l'expression de la limite de début

d'endommagement. Mais il faut également considérer l'influence du rayon de la fibre sur l'état de contraintes thermiques résiduel qui va modifier éventuellement le seuil de frottement.

I.1.2.2.b - Nature de la porosité

La forme, la taille et la distribution des pores sont fonction du mode d'élaboration du composite et de l'architecture fibreuse. Toutefois de manière générale, on notera qu'une fraction volumique importante de pores diminue les performances du composite. Dans le cas d'une répartition homogène de pores de petite taille, de forme globulaire, résultant d'un mode d'élaboration par voie liquide, les mécanismes d'endommagement ne seront pas très sensibles à ces défauts. L'initiation de la fissuration se fait préférentiellement au niveau des défauts les plus importants et l'ensemble de la population des petites pores globulaires contribue à freiner la propagation des microfissures. Lorsque les pores sont de taille plus importante et de forme aciculaire, par exemple, dans le cas de l'élaboration par voie gazeuse, leurs effets sur les mécanismes d'endommagement sont plus marqués. Les défauts les plus nocifs seront le siège de l'initiation prématurée de l'endommagement, contribuant ainsi à la diminution de la limite de début d'endommagement.

I.1.2.2.c - Architecture fibreuse

Le comportement mécanique d'un matériau composite à matrice fragile présenté dans le paragraphe I.1.1 est celui d'un matériau unidirectionnel sollicité axialement. Lorsque ce matériau est sollicité perpendiculairement à la direction de fibres, la présence des fibres a tendance à fragiliser le matériau ;

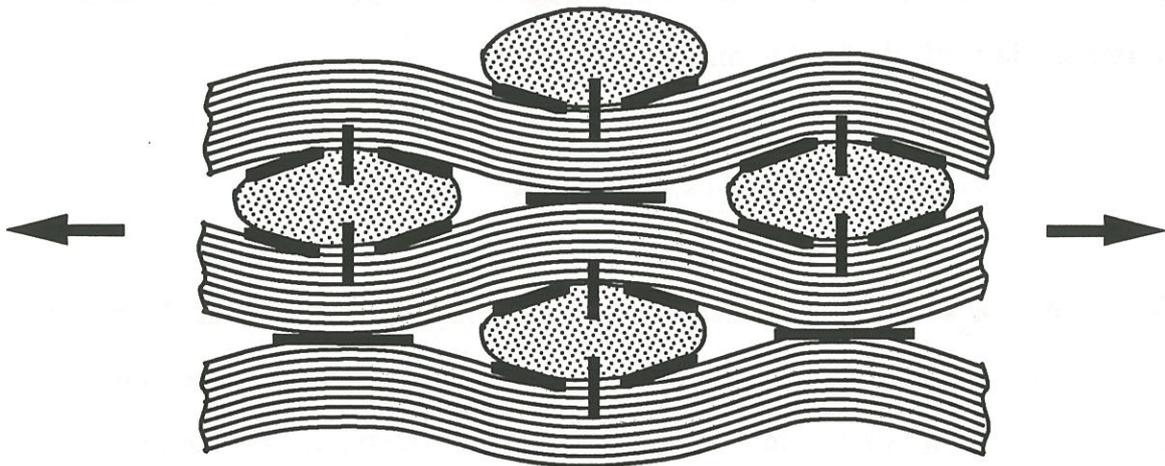


Fig. 5 : Représentation schématique de l'endommagement lié à la texture tissée d'un composite 2D [2]

le comportement est alors contrôlé par les caractéristiques de la matrice et de la liaison interfaciale.

Dans le cas de matériaux composites bidirectionnels, nous distinguerons les stratifiés composés d'empilements de strates unidirectionnelles et les matériaux 2D tissés.

L'étude des stratifiés ($0^\circ - 90^\circ$) peut être directement déduite de l'analyse du matériau unidirectionnel. Les mécanismes d'endommagement tels que les ruptures interlaminaires, la multifissuration des couches sollicitées transversalement, le transfert de charge entre plis, sont comparables, au changement d'échelle près, à ceux observés à l'échelle du toron ou de la fibre élémentaire entourée de sa gaine de matrice. Ces mécanismes ont été étudiés par de nombreux auteurs et ont été étendus aux matériaux composites multicouches aux plis d'orientations variées ($\pm 45^\circ$, $\pm 30^\circ$) [13, 14, 15].

Les matériaux composites bidirectionnels tissés présentent une population de pores plus petits et plus nombreux que les 2D stratifiés plus favorable à une densification de la microfissuration. Par contre la structure tissée a tendance à provoquer la décohésion interstrate du matériau selon le mécanisme présenté à la figure 5 [16, 2].

Dans les structures 3D, ..., nD, les mèches orientées dans une direction autre que celles des strates assurent un pontage interstrate qui élimine les tendances au délaminage. De plus les structures multidirectionnelles conduisent à un fractionnement de la matrice en blocs. Ces cellules de matrice

peuvent être le siège d'une multifissuration très dense, augmentant ainsi considérablement le travail de rupture [2].

I.1.2.3 - Interface

L'ensemble des analyses développées pour expliquer le comportement des matériaux composites à matrice fragile mettent clairement en évidence que les performances mécaniques résultant de l'association de deux matériaux dépendent non seulement des caractéristiques propres à chaque constituant, mais aussi et surtout de leur couplage par le biais d'une interface [17-20]. Les différents mécanismes d'endommagement dissipatifs d'énergie présentés dans le paragraphe (I.1.1.2) ont pour site l'interface (décohésion interfaciale, déviation des fissures, frottement fibre-matrice) ou sont dépendants de l'intensité de la liaison interfaciale. L'optimisation du comportement du composite suppose donc une étude approfondie du rôle de l'interface.

Les propriétés de l'interface résultent des interactions entre les constituants. Nous distinguerons les interactions de type géométrique résultant des variations de diamètre des fibres et les interactions résultant de l'élaboration du matériau. Dans le cas des composites CMC, l'élaboration à haute température fait apparaître deux phénomènes importants : d'une part l'écart de coefficient de dilatation thermique entre fibre et matrice engendre des contraintes résiduelles dans le matériau, d'autre part des réactions chimiques peuvent se produire à l'interface et conduire à la formation de composés d'interphase [21,22]. Dans certains cas, une interdiffusion entre fibre et matrice a pour conséquence une adhésion parfaite à l'interface occasionnant un comportement de type purement fragile [7]. A l'inverse, la formation d'une

couche interfaciale dans certaines conditions particulières d'élaboration se révèle bénéfique pour la ténacité du matériau [23, 24]. Aussi dans le but de contrôler les conditions de transfert de charge à l'interface F/M, divers matériaux d'interphase ont été volontairement déposés sur le substrat préalablement à la densification [25, 26].

A ce stade, on conçoit que l'interface n'est pas seulement une frontière caractérisable par l'intensité d'une liaison mais plutôt une zone interfaciale dont le rôle est plus complexe à cerner.

I.2 - ROLE DE LA ZONE INTERFACIALE

I.2.1 - Identification de la zone interfaciale et des paramètres associés

La bonne gestion de l'interface apparaît donc primordiale pour l'optimisation des performances du composite ; aussi est-il nécessaire de comprendre les différents phénomènes impliqués dans le couplage fibre-matrice, et d'établir les différents paramètres caractéristiques de ce couplage. La zone interfaciale peut être décrite de différentes manières. Elle peut être réduite à une interface où le contact est modélisé par une liaison physico-chimique (adhésion) [27, 28] ou par une liaison mécanique (frottement) [29, 30, 31]. La zone interfaciale peut également être modélisée par une interphase en tant que troisième constituant du matériau composite caractérisé par ses propriétés élastiques [32, 33]. Enfin, la zone interfaciale peut être représentée par une variation continue des propriétés physiques du matériau entre la fibre et la matrice [34, 35]. On conçoit aisément que la réalité physique d'un matériau composite avec interphase ne correspond à aucun de ces modèles

mais plutôt à une combinaison plus ou moins complexe de ceux-ci. Toutefois dans certains cas, le choix d'une représentation simple est satisfaisante dans la mesure où les phénomènes pris en compte par ce modèle sont effectivement les phénomènes prépondérants.

L'approche la plus couramment faite consiste à réduire l'interphase à une frontière sans volume où le contact est modélisé par une liaison physico-chimique (adhésion) ou par une liaison mécanique (frottement). Dans l'hypothèse d'une liaison physico-chimique le paramètre caractéristique de cette liaison interfaciale est soit le taux critique de restitution d'énergie de l'interface G_{ic} [27, 30, 36, 37] ou bien la contrainte de cisaillement de la liaison interfaciale τ_i [38]. Lorsque l'interface est supposée frottante: il peut s'agir d'un frottement à seuil fixe ou d'un frottement à seuil de Coulomb dont la caractéristique sera respectivement un seuil fixe ou un coefficient de frottement [29, 5, 31, 30, 39]. La simplicité de ces modélisations du rôle de l'interface permet éventuellement de les intégrer dans des calculs analytiques afin de prévoir le comportement du composite.

La prise en compte de l'interphase en tant que troisième constituant permet de mettre en évidence d'autres effets de la zone interfaciale. Tout d'abord l'introduction d'un troisième élément est susceptible de modifier les propriétés élastiques du composite [16, 40] (à ce niveau, l'épaisseur de l'interphase s'avère être un paramètre important). De plus l'interphase peut modifier de façon notable le champ de contraintes d'origine thermique [5, 41]. D'autre part, l'introduction d'une interphase présentant un comportement très différent de la fibre et de la matrice, le plus souvent très anisotrope se traduit par des modifications significatives du champ de contraintes dans la

fibre au droit d'une fissure matricielle [42, 43, 44]. Toutefois, cette représentation de la zone interfaciale ne peut être intégrée dans une démarche analytique, elle suppose l'utilisation de codes de calcul.

Le troisième type de représentation proposée est basé sur la continuité des propriétés élastiques entre la fibre et la matrice. La zone interfaciale est décomposée en trois milieux: une phase homogène entourée de deux "mésophases" caractérisées par une loi de variation des propriétés élastiques assurant la continuité de celles-ci au sein du composite [34, 35] (Fig. 6). Dans ce cas, les effets imputables à la zone interfaciale sont identiques à ceux évoqués dans la représentation précédente.

Ces différentes représentations de la zone interfaciale ont été intégrées à des études théoriques afin de développer des modèles de comportement du composite. Ceux-ci seront détaillés dans le paragraphe I.2.2. Parallèlement à ces approches théoriques, différentes techniques expérimentales destinées à mesurer la réponse de l'interface soumise à des sollicitations mécaniques ont été développées et font l'objet du paragraphe I.2.3.

I.2.2 - Approches théoriques

Différents auteurs se sont intéressés à la modélisation du comportement des composites à matrice fragile. Tous ces modèles intègrent de différentes manières les phénomènes d'endommagement décrits dans la partie I.1: la microfissuration matricielle, la décohésion interfaciale et le glissement à l'interface avec ou sans frottement puis la rupture de la fibre. Ils reposent donc sur les principes de base de la mécanique de la rupture développés dans le

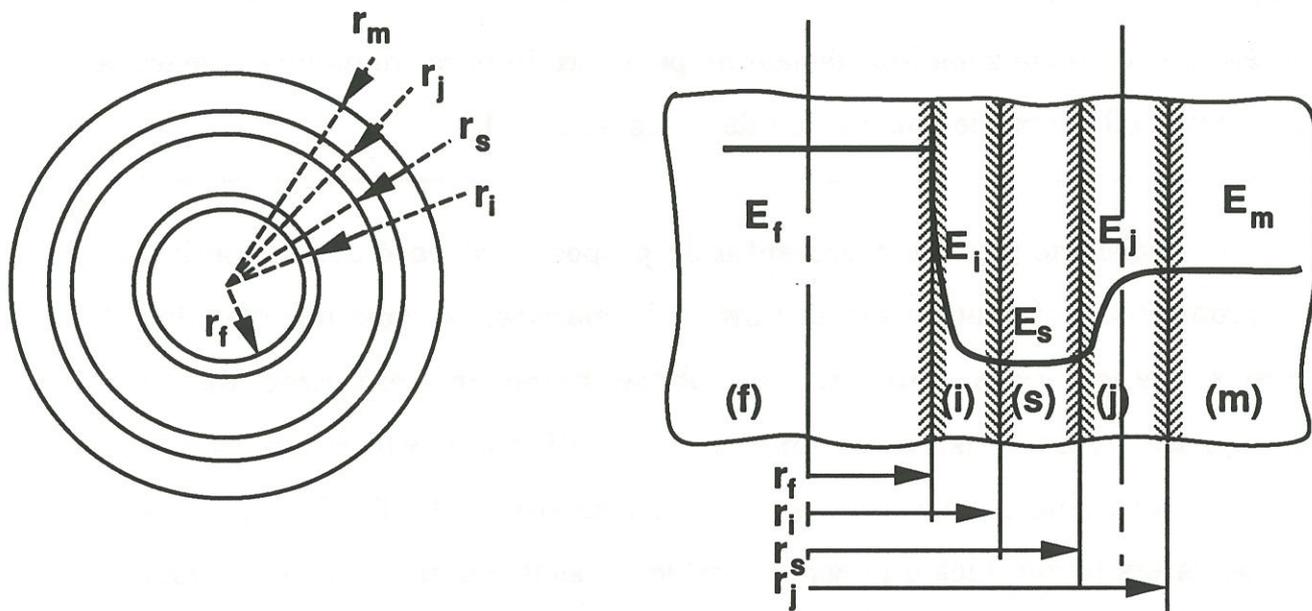


Fig. 6 : Représentation schématique d'une zone interfaciale modèle sans discontinuité des propriétés mécaniques[34].

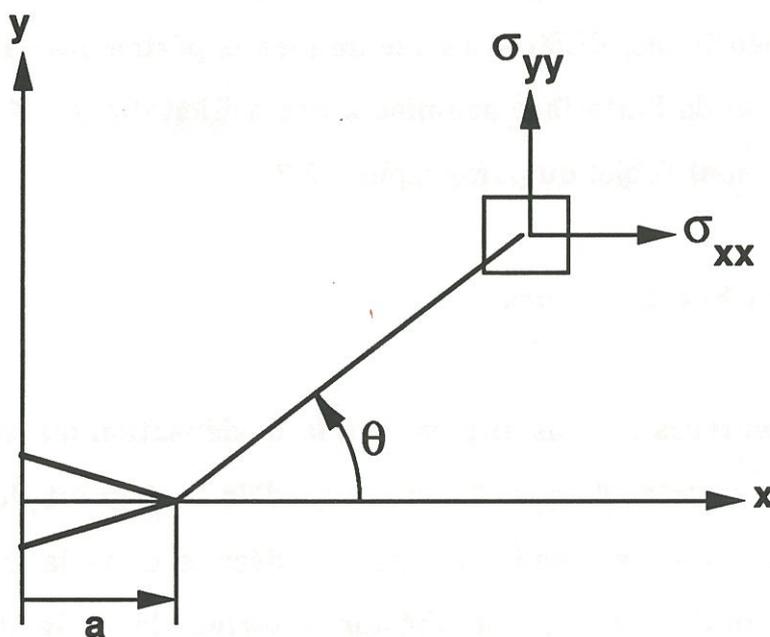


Fig. 7 : Contraintes en fond de fissure

paragraphe (I.2.2.1) et éventuellement sur le modèle statistique de rupture des céramiques rappelé au paragraphe (I.2.2.2) Puis les différents modèles seront présentés en mettant l'accent sur leurs apports et leurs limites.

I.2.2.1 - Bases de la mécanique de la rupture [45, 46]

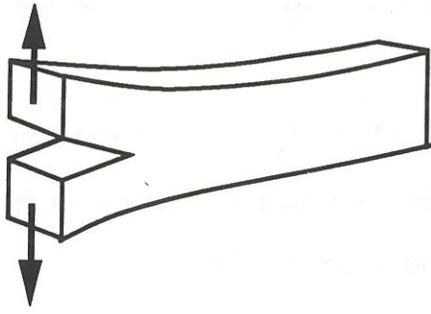
La mécanique linéaire élastique de la rupture suppose que le matériau est parfaitement élastique, homogène. Le matériau est considéré comme un milieu continu mais l'existence de fissures est admise. La mécanique de la rupture se propose d'établir une relation entre la résistance à l'extension de la fissure (caractéristique du matériau) et le paramètre correspondant résultant du chargement. Deux approches ont été développées, l'une est basée sur la valeur des contraintes en front de fissure, l'autre propose un critère énergétique .

I.2.2.1.a - Facteur d'intensité de contrainte [47,48]

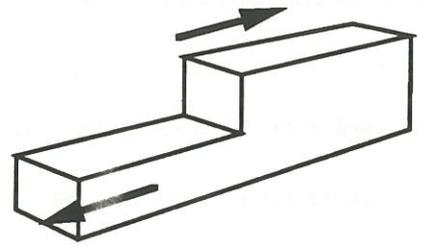
Irwin s'est attaché à déterminer le champ de contraintes existant autour d'une fissure plane, à l'extrémité parfaitement aigüe, sollicitée par une contrainte σ appliquée perpendiculairement à son plan. La contrainte tend vers l'infini lorsque l'on se rapproche de la pointe de la fissure ($r \rightarrow 0$) (Fig. 7). Un élément $dx dy$, à une distance r de la fissure, et un angle θ avec le plan de la fissure est soumis à des contraintes normales σ_x et σ_y et à un cisaillement τ_{xy} .

$$\sigma_x = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (2)$$

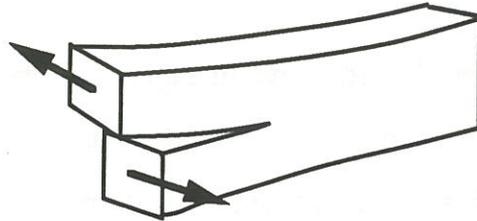
$$\sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad (3)$$



Mode I : ouverture



Mode II : glissement plan



Mode III : glissement vis

Fig. 8 : Modes de rupture

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (4)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{contrainte plane})$$

$$\text{ou } \sigma_z = \gamma (\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{déformation plane})$$

D'une manière plus générale, on peut écrire les valeurs des contraintes et des déplacements (pour $r \neq 0$ et $r < a$) :

$$\sigma_{ij} = \frac{k}{\sqrt{2\pi r}} F_{ij}(\theta) \quad (5)$$

$$u_i = \frac{K}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \gamma_i(\theta) \quad (6)$$

Le facteur K, appelé facteur d'intensité de contrainte, est déterminé par les conditions aux limites. Il dépend de la contrainte appliquée, de la géométrie de la fissure de l'éprouvette et il est d'usage de considérer trois modes fondamentaux de sollicitation : mode I, II, III (Fig. 8). Le mode I correspond à une traction perpendiculaire au plan de la fissure (mode d'ouverture). Les modes II et III correspondent à des propagations par glissement droit et par glissement vis: le mode II est un mode de cisaillement perpendiculaire au fond de la fissure alors que le mode III est un mode de cisaillement parallèle au fond de la fissure. Dans la perspective d'une rupture fragile, c'est le mode I qui est le plus critique car pour une taille donnée du défaut, le risque de rupture brutale est plus important si l'orientation du défaut par rapport à la sollicitation extérieure correspond au mode I. C'est donc ce mode qui est

généralement considéré lorsqu'on étudie le risque de propagation d'une fissure.

L'expression du champ de contraintes autour du fond d'une fissure sollicitée (en ouverture) est constitué de deux fonctions distinctes :

- Une fonction des coordonnées r, θ donnant la répartition spatiale au voisinage de la singularité. Cette fonction reste identique pour tous les problèmes de fissure aiguë.

- Un facteur qui définit l'intensité du champ de contraintes dépendant de la géométrie du solide et de la fissure et de la charge appliquée. Ce paramètre suffit donc à calculer le champ singulier de contraintes dans un solide.

Le calcul du facteur d'intensité de contrainte permet d'appliquer un critère de propagation. Au cours du chargement, le facteur d'intensité de contrainte K augmente. On observe que la fissure commence à se propager quand le facteur d'intensité de contrainte atteint une valeur critique K_c (notée K_{Ic} dans le cas du mode I, ...). K_{Ic} est appelé ténacité ou facteur critique d'intensité de contrainte en mode I et est une propriété caractéristique du matériau indépendante de la configuration du système.

si $K_I = K_{Ic}$ propagation de la fissure

Ce critère initialement proposé pour un matériau élastique fragile peut être étendu aux matériaux élastoplastiques dans le cas d'une plasticité limitée, en tenant compte de la zone plastique.

1.2.2.1.b - Taux de restitution d'énergie [47, 48]

L'approche énergétique développée par Griffith propose que l'instabilité d'une fissure a lieu lorsque l'énergie (potentielle mécanique) libérée lors de son extension est supérieure à l'énergie absorbée par cette extension. L'énergie libérée lors de la propagation de la fissure est constituée de l'énergie élastique libérée par le solide et du travail des forces extérieures accompagnant l'extension.

W_e est l'énergie élastique emmagasinée dans le solide

W_F est l'énergie potentielle des forces appliquées

$$U = W_e - W_F$$

U est l'énergie potentielle totale du système

L'accroissement de l'aire de la fissure de ΔA s'accompagne d'une variation de l'énergie potentielle totale du système de ΔU mais aussi d'une variation de l'énergie de surface ΔU_s

$$\Delta U = \Delta W_e - \Delta W_F$$

$$\Delta U_s = 2\gamma_s \Delta A$$

le critère devient alors:

$$- \Delta U \geq \Delta U_s \quad \text{soit} \quad \frac{\Delta U}{\Delta A} \geq 2\gamma_s$$

- $\frac{\Delta U}{\Delta A}$ représente l'énergie libérée par le système lors de l'accroissement de l'aire de la fissure d'une unité. Si l'on fait tendre ΔA vers 0, ce terme devient $\mathcal{G} = -\frac{\partial U}{\partial A}$, et est appelé taux de restitution d'énergie ou force de propagation de fissure.

Lorsque \mathcal{G} atteint ou dépasse une valeur critique \mathcal{G}_c , il y a propagation de la fissure. \mathcal{G}_c est une propriété caractéristique du matériau indépendante des géométries de la fissure et de l'éprouvette.

Dans le cas d'un matériau élastique fragile, la valeur critique \mathcal{G}_c est égale à l'énergie de création de surface. Pour les matériaux ductiles, \mathcal{G} inclue le terme d'énergie due à la déformation plastique localisée en fond de fissure. Le terme \mathcal{G}_c peut comprendre d'autres termes d'énergie dissipée par la propagation de la fissure.

1.2.2.1.c - Relations entre \mathcal{G} et K

A partir de l'expression du champ de contraintes et de déplacements, Irwin a calculé l'énergie nécessaire pour refermer une fissure. Si le processus est réversible, cette énergie de refermeture est égale à l'énergie libérée lors de la propagation de la fissure. Cette égalité conduit aux relations suivantes entre \mathcal{G} et K .

. en mode I, ou II

$$\mathcal{G}_i = \frac{K_i^2}{E} (1 - \nu^2) \text{ en déformation plane} \quad (7)$$

$$G_i = \frac{K_i^2}{E} \text{ en contrainte plane} \quad (8)$$

. en mode III

$$G_{III} = \frac{K_{III}^2}{E} (1+\gamma) \quad (9)$$

I.2.2.2 - Modèle statistique de Weibull

La rupture des matériaux fragiles est gouvernée par le défaut le plus critique de l'échantillon. Si la distribution de défauts préexistants présente un caractère aléatoire, cela se répercute sur les résistances mesurées.

L'analyse de Weibull consiste à représenter le matériau par une suite de maillons élémentaires, chacun étant caractérisé par une contrainte à rupture qui est fonction de l'acuité du défaut que contient ce maillon. L'ensemble des valeurs des résistances constituant une suite de variables aléatoires indépendantes, la probabilité pour qu'un élément rompe à un niveau de contrainte σ s'écrit :

$$P_r(\sigma) = 1 - \exp \int - \left[\left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m dV \right] \quad (10)$$

avec :

σ_u : contrainte seuil, en deçà de laquelle il n'y a pas de rupture possible. Dans le cas pratique, σ_u est souvent considérée nulle pour les céramiques.

σ_0 : facteur de normalisation (ou facteur d'échelle).

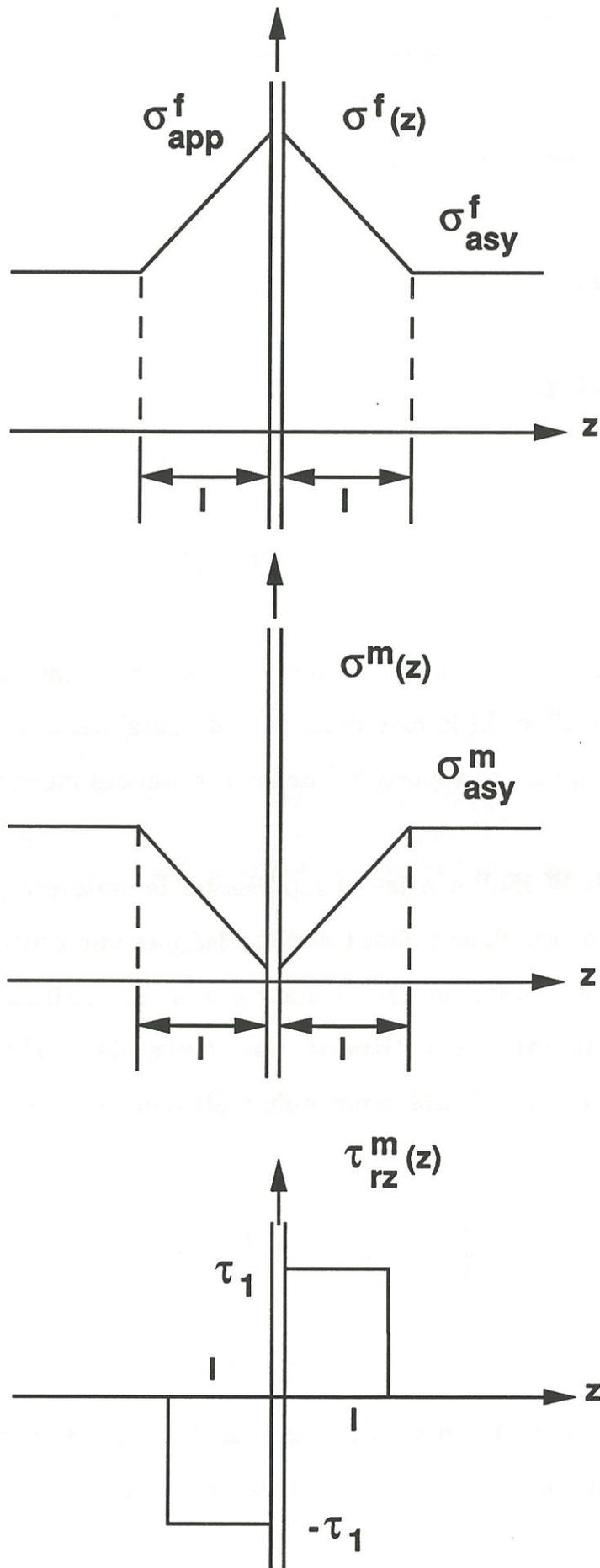


Fig. 9 : Schématisation des états de contraintes au droit d'une fissure transverse lors d'un glissement interfacial à seuil fixe

m : module de Weibull, qui rend compte de la forme de la distribution. Celle-ci est très étroite lorsque m tend vers l'infini (cas des métaux : $m > 50$). En général, les matériaux céramiques possèdent un module de Weibull compris entre 3 et 15.

Ce modèle mathématique rend compte de l'effet de volume expérimentalement observé dans les matériaux fragiles : la résistance diminue si la quantité de matière testée augmente, car la probabilité de rencontrer des défauts plus graves est plus élevée.

d'où
$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \sqrt{\frac{v_1}{v_2}}$$

I.2.2.3 - Présentation des différents modèles théoriques développés.

I.2.2.3.a - Seuil de début d'endommagement

- modèle d'Aveston-Cooper et Kelly (A.C.K) [29, 49]

Aveston, Cooper et Kelly ont proposé un modèle de multifissuration matricielle d'un matériau composite unidirectionnel. Ils se sont intéressés à la propagation d'une fissure, perpendiculaire à l'axe des fibres en introduisant la possibilité d'un glissement entre la fibre et la matrice. Ils ont fait l'hypothèse que ce glissement était géré par une contrainte de cisaillement limite notée τ , inférieure à la contrainte de cisaillement de la matrice. L'examen des états de contraintes dans la fibre et dans la matrice après glissement interfacial, au droit d'une fissure, permettent de déterminer la longueur de glissement (Fig. 9).

La prévision du seuil d'apparition de la première fissure a été envisagée par ACK à travers une démarche proche de la mécanique linéaire de la rupture. Le bilan des énergies mises en jeu pour propager une fissure transverse dans toute la section du composite, à chargement constant, permet d'établir la condition de fissuration :

$$\Delta W + \Delta U_{el,m} > 2 \gamma_m V_m + \Delta U_{el,f} + U_g + U_d \quad (11)$$

où ΔW représente le travail des forces extérieures

$\Delta U_{el,m}$ et $\Delta U_{el,f}$: les variations d'énergie élastique emmagasinée respectivement dans la matrice et dans la fibre.

$2\gamma_m V_m$: l'énergie de création de surface dans la matrice

U_d : l'énergie de décohésion à l'interface

U_g : l'énergie absorbée par le frottement à l'interface.

Dans le cas d'un glissement interfacial à cisaillement constant τ , sans décohésion fibre-matrice préalable ($U_d = 0$), la déformation dans la matrice à l'apparition de la première fissure s'écrit :

$$\varepsilon_{mu}^* = [(12\tau \gamma_m E_F V_f^2 / E_c E_m^2 V_m r)]^{1/3} \quad (12)$$

Cette expression rend compte du retard à la fissuration, constaté dans certains systèmes, dont les tendances ont été confirmées par de nombreux travaux expérimentaux notamment en ce qui concerne l'influence du diamètre des fibres et du taux de fibre [50]. Toutefois cette analyse ne décrit pas le comportement contrainte-déformation non linéaire et ceci tient essentiellement

à l'hypothèse d'unicité de la contrainte à rupture de la matrice. Dans la pratique, l'existence de défauts dans la fibre et dans la matrice engendre un caractère statistique des charges à rupture des constituants. Enfin l'inconvénient de cette expression réside dans le fait qu'elle ne permet pas de retrouver la déformation à rupture de la matrice monolithique ϵ_m^r pour un taux de fibre nul ou une contrainte de cisaillement interfacial nulle. Aussi le modèle d'ACK propose que si ce calcul prévisionnel fournit une valeur inférieure à ϵ_m^r , la première fissure n'apparaît qu'à ϵ_m^r .

Pour pallier cet inconvénient, Y. Korczynskys, S.J.Harris et J.G. Morley ont développé un modèle de prévision de la fissuration matricielle permettant de faire le lien entre la matrice non renforcée et le composite unidirectionnel [51]. La comparaison des résultats obtenus par ce modèle avec ceux d'ACK se rejoignent pour les fortes valeurs du taux de renforcement.

- Analyse de Budiansky, Hutchinson et Evans (B.H.E)

Les travaux de Budiansky, Hutchinson et Evans généralisent l'approche d'ACK en considérant différents phénomènes interfaciaux possibles [30, 52, 53].

- 1) Liaison FM parfaite
- 2) Fibres non liées à la matrice et possibilité de glissement avec frottement
- 3) Fibres liées à la matrice et susceptibles d'être déliées par une tension normale à l'interface F/M.

Le bilan des énergies mises en jeu lors de la rupture matricielle conduit aux expressions suivantes de la limite de début d'endommagement σ_c^E (en contrainte équivalente)

(1) lorsqu'il n'y a pas de glissement F/M

$$\sigma_{c_1}^E = \left[\left(V_f E_f \mathcal{G}_{Im} \rho / (r E_m E_c) \right) \right]^{\frac{1}{2}} E_c \quad (13)$$

$$\text{avec } \rho = \left[\left(2G_m E_c / (V_m E_m E_f \ln(R/r)) \right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (14)$$

où r , R sont respectivement le rayon de la fibre et le rayon extérieur du microcomposite considéré constitué d'une fibre et de la matrice la concernant, \mathcal{G}_{Im} est le taux critique de restitution d'énergie par propagation de la fissure dans la matrice et G_m est le module de Coulomb de la matrice.

(2) lorsqu'il y a glissement F/M sur une longueur l_g avec une contrainte de frottement τ_g , l'expression $\sigma_{c_2}^E$ est voisine de celle obtenue par le modèle d'ACK.

$$\sigma_{c_2}^E = \left[(6V_f^2 E_f \mathcal{G}_{Im} \tau_g) / (r V_m E_m^2 E_c) \right]^{1/3} E_c \quad (15)$$

(3) lorsqu'il y a décohésion entre fibre et matrice sur une longueur l_d sans frottement.

$$\sigma_{c_3}^E = \left[1 + (4V_f/V_m)(l_d/r)(\mathcal{G}_{Id}/\mathcal{G}_{Im}) \right] \times \frac{\sigma_{c_1}^E}{\left[1 + \frac{\rho l_d}{r} \right]} \quad (16)$$

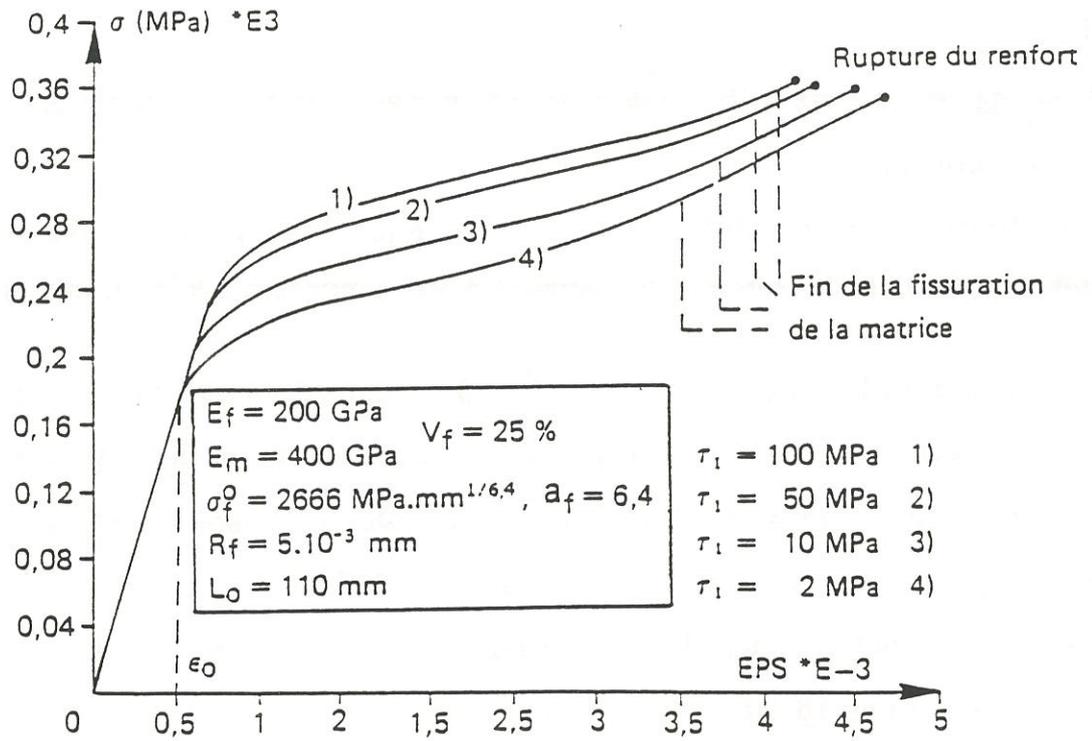
où G_{Id} est le taux critique de restitution d'énergie par propagation de la fissure à l'interface.

La liaison entre ces différents cas est faite par le biais de critères. Ainsi la condition de non glissement correspond à un rapport $\sigma_{c_2}^E/\sigma_{c_1}^E$ supérieur à

1,44. De même, la liaison entre les cas 1 et 3 est faite à partir d'un critère de décohésion basé sur le rapport (G_{Id}/G_{Im}). A partir des caractéristiques des constituants du composite, il est donc possible de prédire la séquence d'endommagement faisant suite à la fissuration de la matrice. Toutefois, ces analyses ne permettent pas de déterminer un critère de propagation de la fissure au sein du composite.

1.2.2.3. b - Introduction des aspects statistiques

Compte tenu de la non vérification de l'hypothèse de l'unicité de la contrainte à rupture de la matrice, plusieurs auteurs ont introduit les aspects statistiques de la rupture d'un ou des constituants d'un microcomposite monofilamentaire. Ochai et Osamura se sont intéressés au processus de fragmentation d'une fibre céramique revêtue d'une gaine métallique [54, 55, 56]. Péres a simulé de façon analytique le processus de multifissuration dans un microcomposite céramique/céramique monofilamentaire, pour lequel à la fois la fibre et la matrice obéissent à une loi de Weibull [31]. Cette simulation repose sur la détermination de la contrainte à l'apparition d'une fissure située entre deux autres fissures existantes ; celle-ci apparaît à mi distance pour une probabilité de 0,5. La déformation induite par la fissuration est fonction du transfert de charge modélisé par une contrainte de cisaillement constante τ .



Avec $\sigma_m^0 = 170 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{3/15}$ et $a_m = 15$

Fig. 10 : Simulation d'essais sur composite monofilamentaire SiC/SiC; influence du seuil de glissement [31].

Par itération sur la contrainte appliquée au composite, la simulation fournit l'état de fissuration du microcomposite en tout point de la courbe contrainte-déformation jusqu'à un point de saturation (glissement sur toute la longueur). A partir de cet état, le comportement jusqu'à la rupture est pratiquement celui du renfort seul. L'application de cette simulation au système SiC-SiC permet de visualiser l'influence de la contrainte de cisaillement sur la déformation à l'apparition de la première fissure, à saturation de la fissuration, et sur la déformation ultime (Fig 10). Toutefois les hypothèses de ce modèle en limitent la portée notamment en ce qui concerne le transfert de charge F/M qui est représentée par une loi de frottement à seuil fixe. En particulier, les précontraintes d'origine thermique et les effets Poisson ne sont pas pris en compte.

1.2.2.3.c - Critère de propagation dans le matériau composite

Différents auteurs se sont intéressés à la définition d'un facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic}^c du composite considéré comme un matériau homogène équivalent. Marshall, Cox, Evans proposent de définir K_{Ic}^c par la relation suivante [57]:

$$K_{Ic}^c = K_{Ic}^m \frac{E_c}{E_m} \quad (17)$$

avec K_{Ic}^m = facteur critique d'intensité de contrainte de la matrice

K_{Ic}^c = facteur critique d'intensité de contrainte du matériau

homogène équivalent

Mc Cartney aboutit à l'écriture suivante de K_{Ic}^c [58]:

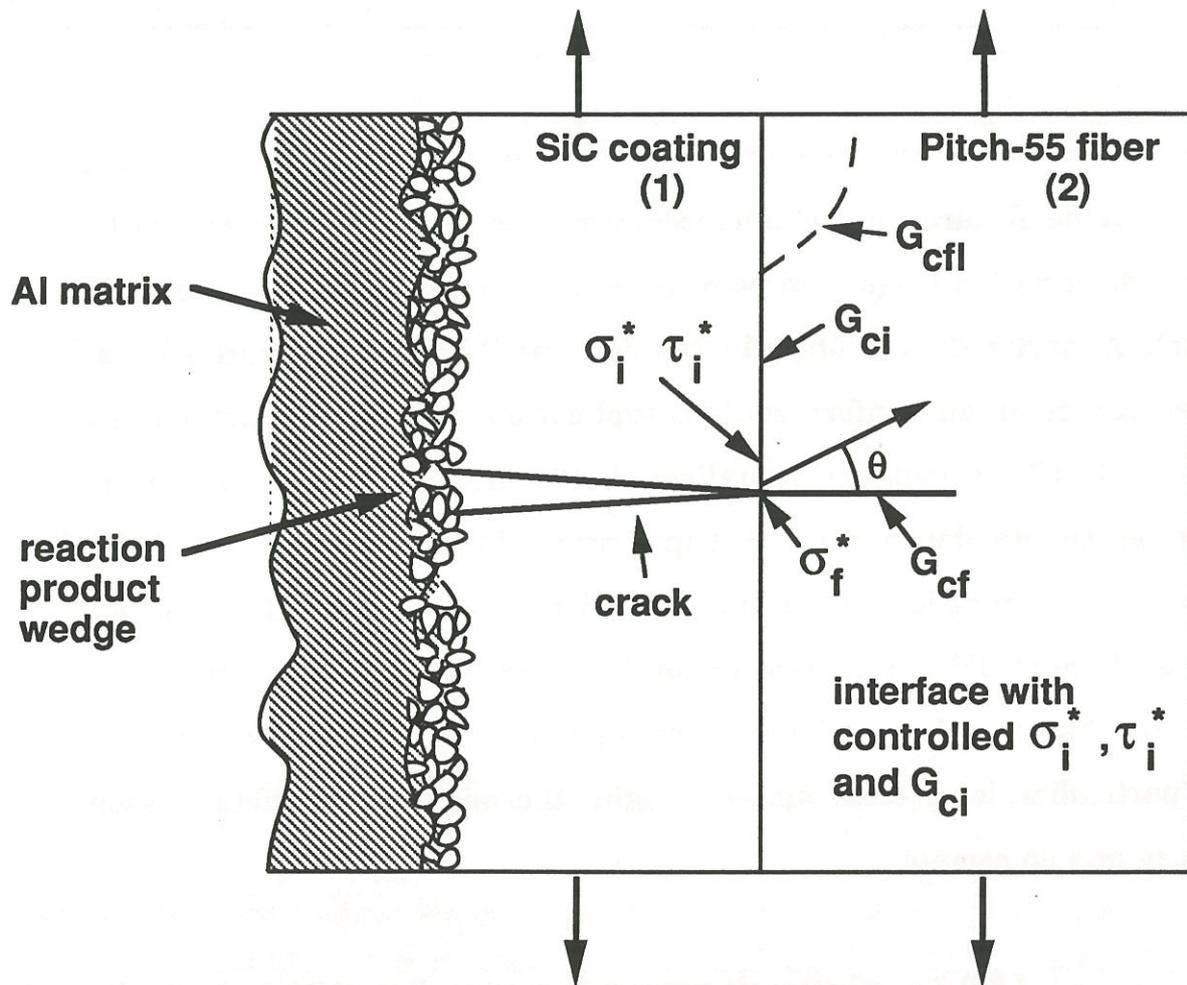


Fig. 11 : Représentation schématique de la microfissuration dans un composite C/(SiC)/Al [42].

$$K_{Ic}^c = K_{Ic}^m \left(\frac{V_m E_c}{E_m} \right)^{1/2} \quad (18)$$

L'analyse de Mc Cartney valide la formule d'ACK dans le cas de fissures longues. La contrainte, nécessaire à la propagation de la fissure, devient indépendante de sa longueur, au delà d'une certaine longueur de l'ordre de plusieurs espaces interfibrés. Toutefois, il est à noter que d'une part, ces deux critères conduisent à des résultats distincts pour certains systèmes et que d'autre part, les effets locaux au moment où la fissure atteint les renforts sont occultés [31]. Afin de cerner ces effets, Pères a développé une analyse locale de la fissuration, dans laquelle il intègre l'effet du glissement interfacial à τ constant. Ces résultats rendent compte de l'influence des paramètres V_f et τ sur le calcul de l'énergie moyenne de propagation. Ils montrent qu'un régime stable apparaît après que la fissure ait rencontré un certain nombre de rangées de fibres.

I.2.2.3.d - Critère de déviation interfaciale de fissure

Compte tenu de l'importance du rôle de l'interface, de nombreuses études se sont focalisées sur le couplage fibre-matrice. Sur la base des travaux de Rice et Williams, Erdogan, Swenson et Rau, de nombreux auteurs se sont intéressés à la propagation d'une fissure dans un bimatériau [59-65]. Ainsi Erturk, Argon, Gupta, Cornie ont examiné le champ de contraintes au fond d'une fissure perpendiculaire à une interface entre deux matériaux selon les propriétés des matériaux. (Fig. 11-12)

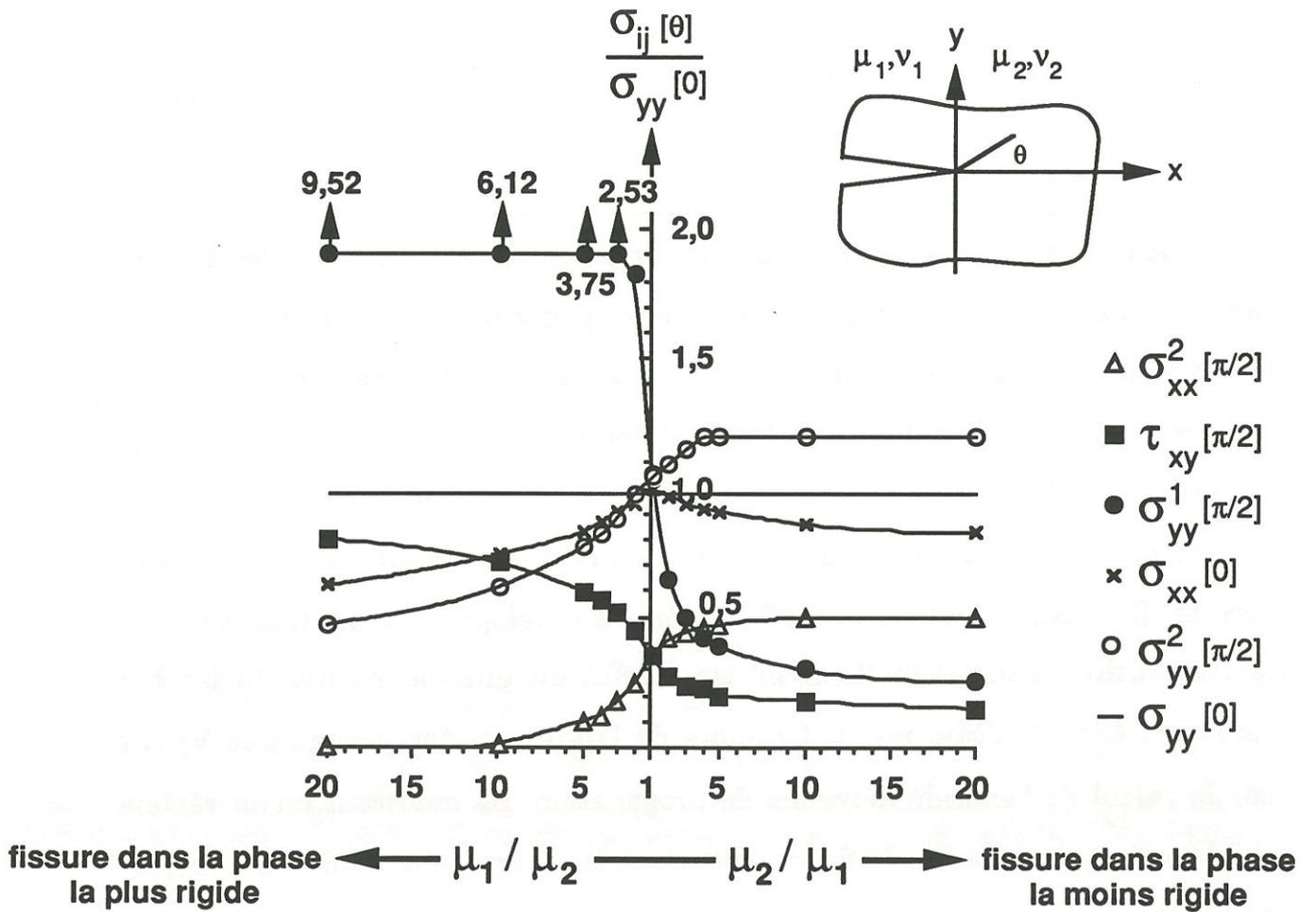


Fig. 12 : Influence du rapport des modules de cisaillement sur l'état de contraintes au fond d'une fissure perpendiculaire à l'interface d'un bimatériau [65].

Leur analyse les conduit à définir des conditions sur les propriétés d'un revêtement et sur son adhésion, afin de favoriser la déviation interfaciale [42-44].

La condition de décohésion en tension de l'interface s'exprime par l'inégalité suivante:

$$\frac{\sigma_{\theta\theta}(\pi/2)}{\sigma_{\theta\theta}(0)} > \frac{\sigma_i^*}{\sigma_f^*} \quad (19)$$

De même la condition de décohésion en cisaillement de l'interface s'exprime par l'inégalité:

$$\frac{\sigma_{r\theta}(\pi/2)}{\sigma_{\theta\theta}(0)} > \frac{\tau_i^*}{\sigma_f^*} \quad (20)$$

Enfin la déviation à l'interface de la fissure est également soumise à la condition suivante imposant une valeur maximale à la tenacité de l'interface:

$$\mathcal{G}_{ic} < \beta(G_m, G_f) \mathcal{G}_{fc} \quad (21)$$

où \mathcal{G}_{ic} et \mathcal{G}_{fc} sont les taux critiques de restitution d'énergie respectivement par propagation à l'interface et par propagation dans la fibre.

Toutefois, la solution de Swenson et Rau n'est applicable que pour des bimatériaux isotropes.

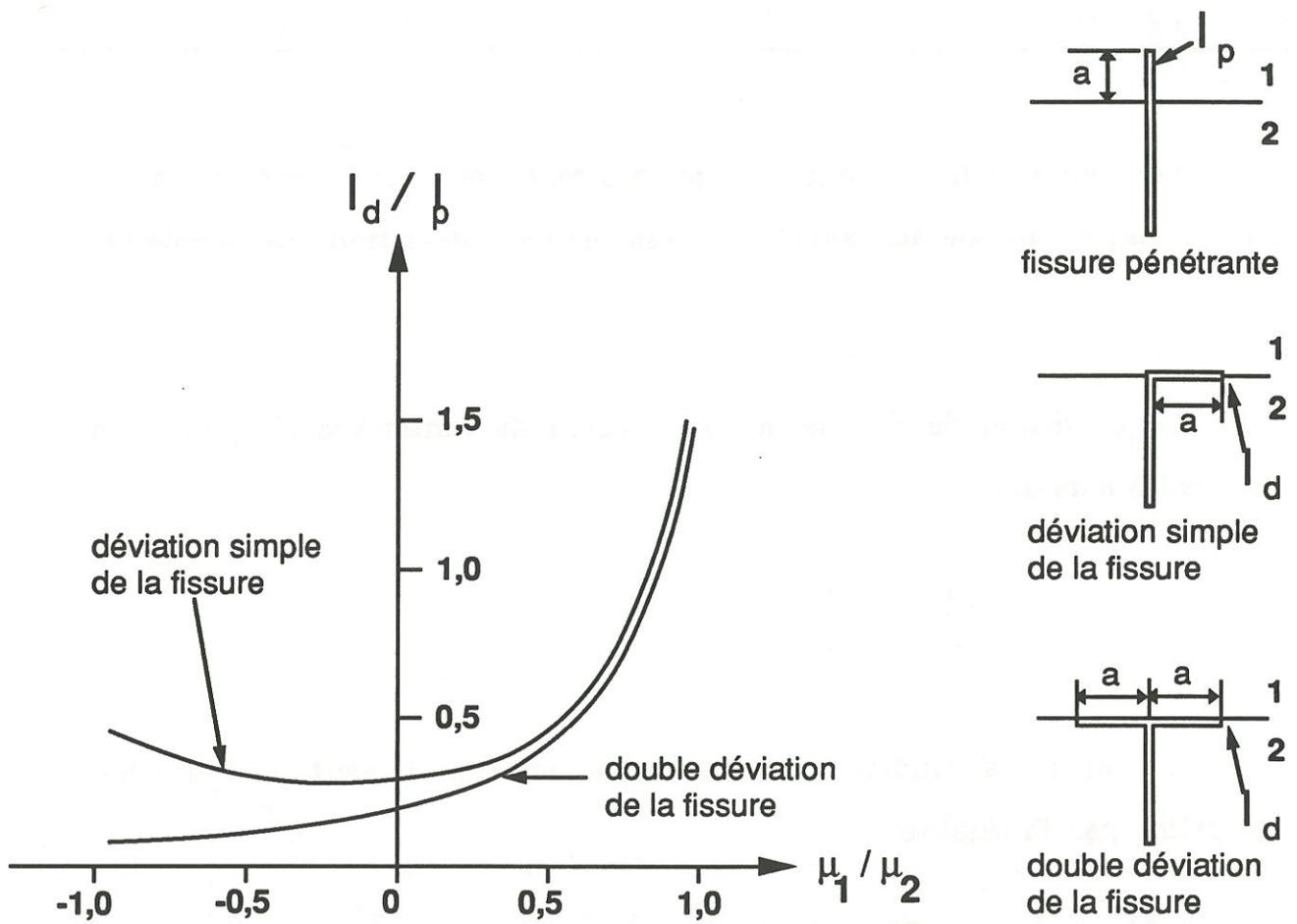


Fig. 13 : Rapport des taux de restitution d'énergie par déviation interfaciale par rapport à la propagation droite en fonction du rapport des modules de cisaillement [64].

De façon similaire, un critère a été proposé en termes de taux de restitution d'énergie [66-67]. He et Hutchinson ont comparé les taux de restitution d'énergie par propagation d'une fissure dans un bimatériau pour différentes configurations (Fig. 13). Notamment, dans le cas particulier d'une fissure semi-infinie perpendiculaire à l'interface, le rapport des taux de restitution d'énergie par déviation à l'interface et par propagation dans le second matériau, est calculé en fonction des propriétés élastiques des matériaux. La valeur minimale de ce rapport est voisine de 0,25 pour un matériau élastique homogène. Basé sur ces travaux, Evans et Marshall proposent le critère suivant [17, 27, 68] : la déviation interfaciale sera prédominante si $G_{ic}/G_{fc} \leq 1/4$ où G_{ic} et G_{fc} sont les taux critiques de restitution d'énergie respectivement pour l'interface et la fibre. Cette valeur critique du ratio G_{ic}/G_{fc} est en fait dépendante de l'écart entre les propriétés élastiques des deux matériaux (Fig. 14).

I.2.3 - Approches expérimentales

Les développements de modèles théoriques du comportement des CMC ont été accompagnés du développement de techniques expérimentales destinées à mesurer une ou des caractéristiques interfaciales. Le besoin de telles caractéristiques se fait particulièrement ressentir à deux niveaux. D'une part, les différents modèles théoriques proposés dans le paragraphe précédent nécessitent l'introduction de caractéristiques interfaciales; d'autre part, pour accéder à une meilleure compréhension des phénomènes interfaciaux, il est utile de disposer de techniques permettant d'accéder directement à la rhéologie de l'interface.

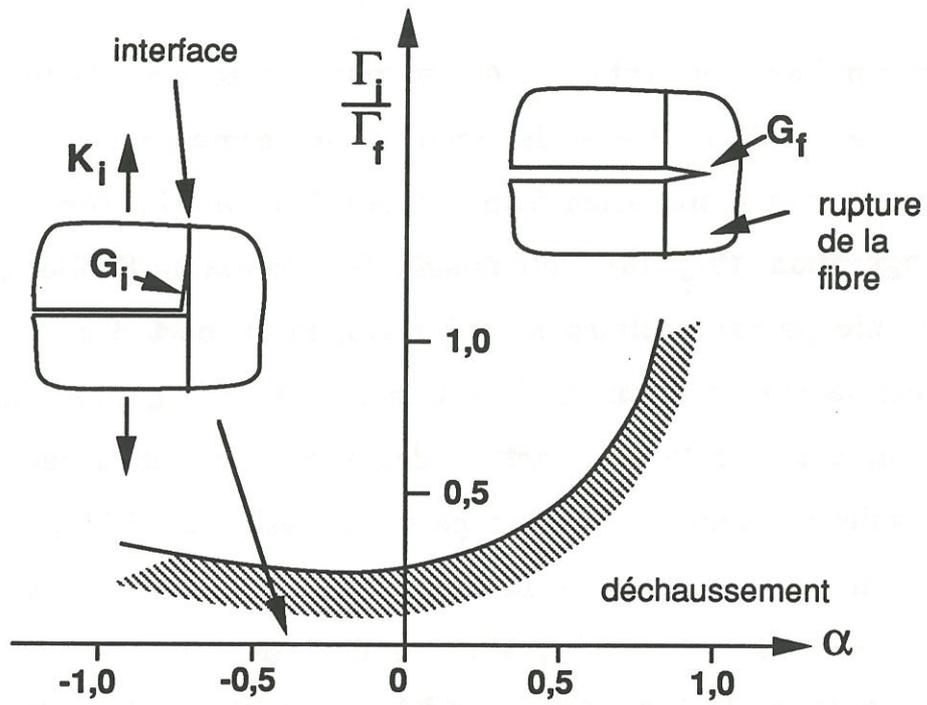


Fig. 14 : Représentation du critère de déviation interfaciale [67]

Les différentes techniques mises en oeuvre sont classiquement réparties en deux catégories [5, 69, 70].

Les mesures indirectes : dans ce cas le matériau composite est sollicité dans son ensemble et l'utilisation d'un modèle est nécessaire pour déduire une caractéristique interfaciale (ex : mesure de l'espace interfibres).

Les mesures directes : elles concernent la sollicitation d'une fibre unitaire dans son environnement composite ou dans un système supposé reproduire ses caractéristiques. L'exploitation du résultat est supposée conduire de manière directe au comportement de l'interface (ex : microindentation).

Toutefois cette classification est un peu abusive puisque toutes les techniques proposées reposent sur des hypothèses de comportement de l'interface, et nécessitent l'utilisation d'un modèle mécanique, dans lequel d'autres paramètres interviennent, y compris pour les mesures dites directes.

I.2.3.1 - Méthodes indirectes d'évaluation du cisaillement interfacial

I.2.3.1.a - Mesure de l'ouverture des lèvres d'une fissure

[71]

La méthode proposée par Marshall consiste à effectuer un cycle de charge/décharge sur matériau composite unidirectionnel en flexion dans le domaine de fissuration multiple. L'évolution de l'ouverture des lèvres d'une

fissure pontée par des fibres, au cours d'un cyclage, en supposant un glissement fibre/matrice à seuil fixe, permet de déduire la valeur de ce seuil.

$$\tau = \frac{\Delta r_f V_m E_m}{4d^2 V_f} \quad (22)$$

avec Δ la différence d'ouverture des lèvres de la fissure entre charge et décharge pour une même déformation

et $2d$ l'espace interfissures

L'inconvénient majeur de cette méthode réside dans le fait qu'elle est appliquée à des essais de flexion pour lesquels il existe un champ de contraintes non uniforme au sein de l'éprouvette. Il en résulte une dispersion élevée de la mesure. Il est donc préférable d'utiliser l'essai de traction uniaxiale.

1.2.3.1.b - Mesure de l'espace interfissures [71]

Basé sur les mêmes hypothèses que précédemment, Marshall propose une estimation de τ par mesure de l'espace interfissures, lors d'essais de traction. Il en résulte l'expression suivante:

$$\tau = \frac{\sigma_c r_f}{4V_f d \left(1 + \frac{E_f V_f}{E_m V_m}\right)} \quad (23)$$

avec σ_c : contrainte appliquée au composite.

Il convient de souligner que cette relation n'est valable que lorsque la fissuration atteint l'état de saturation.

I.2.3.2 - Méthodes directes d'évaluation du cisaillement interfacial

Nous distinguerons quatre essais principalement utilisés.

I.2.3.2.a - Essai de traction sur monofilament gainé [25, 31]

Les essais de traction sur microcomposite comme sur matériau composite unidirectionnel permettent d'accéder à une caractéristique interfaciale.

Une estimation de la contrainte de cisaillement interfaciale moyenne peut être faite à partir de la mesure de la distance interfissure, à condition que la multifissuration matricielle soit saturée, avec l'expression suivante:

$$\tau = 3V_m \sigma_m \times r / 4V_f \quad 2d. \quad (24)$$

La condition de saturation sera obtenue pour des taux de matrice très faibles.

D'autres estimations du transfert de charge F/M peuvent être déduites de cet essai, si l'on dispose du graphe (effort-déplacement), en effectuant des charges et décharges successives. L'énergie dissipée dans une boucle d'hystérésis représentée par l'aire de la boucle peut être reliée à une valeur de τ (Fig. 15).

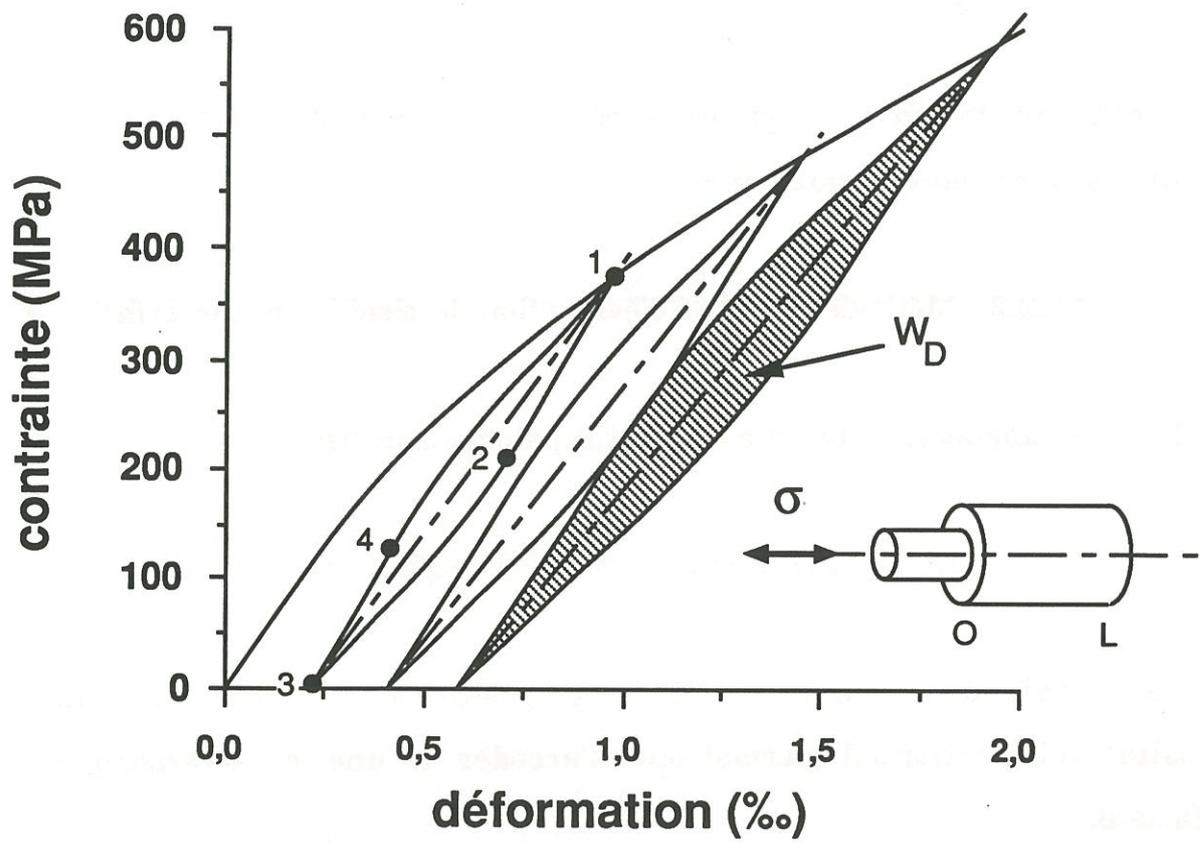


Fig. 15 : Simulation d'une courbe de cyclage d'un composite monofilamentaire fissuré.

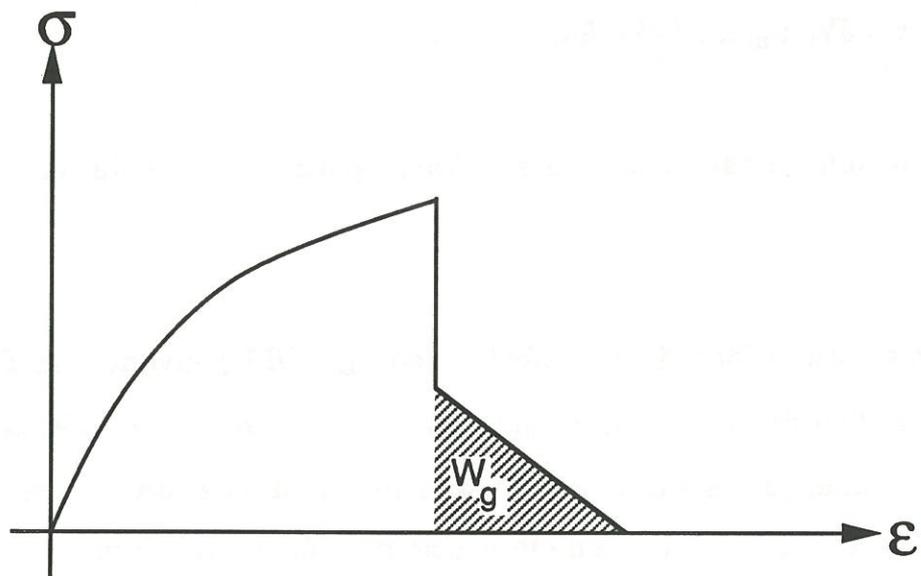


Fig. 16 : Représentation schématique du travail d'extraction des fibres

Si l'état de saturation n'est pas atteint, ΔW s'écrit :

$$\Delta W = 2N \frac{\pi}{24} \left(\frac{E_m V_m}{E_c} \right)^2 \times \frac{1}{E_f} \times \frac{r^3}{\tau} \sigma_f^3 \quad (25)$$

où N est le nombre de fissures transverses et σ_f représente la contrainte dans la fibre dans le plan de fissuration matricielle.

- Lorsque la multifissuration atteint la saturation et que la décohésion concerne la longueur totale du microcomposite, l'énergie dissipée s'écrit alors

$$\Delta W = 2\pi r_f l^2 \frac{\tau}{E_f} \left[\sigma_f - \frac{11}{6} \frac{E_c}{E_m V_m} \cdot \frac{1}{r} \cdot \tau \right] \quad (26)$$

où l est la longueur du microcomposite.

- La méthode proposée par Marshall au paragraphe I.2.3.1-a, peut être appliquée également à cet essai. En effet la mesure de l'espace rémanent entre les lèvres de la fissure après déchargement peut être relié à τ par la relation:

$$\Delta = \frac{1}{4} \frac{E_m V_m r}{E_c E_f \tau} \sigma^2 \quad (27)$$

Enfin, une autre estimation de τ est proposé par Grateau [25]. Elle est issue du calcul de l'énergie nécessaire à l'extraction de la fibre après rupture (Fig. 16).

$$W_g = \tau \pi r (L_{ex})^2 \quad (28)$$

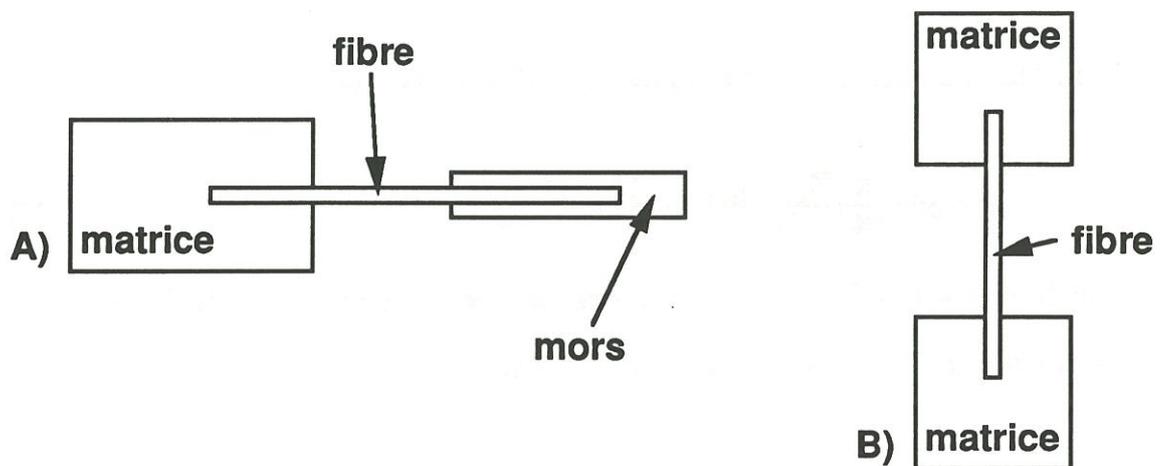


Fig. 17 : Représentation schématique du test de pull-out [70]
 A) Une seule extrémité de la fibre est enrobée de matrice
 B) Les deux extrémités sont enrobées de matrice

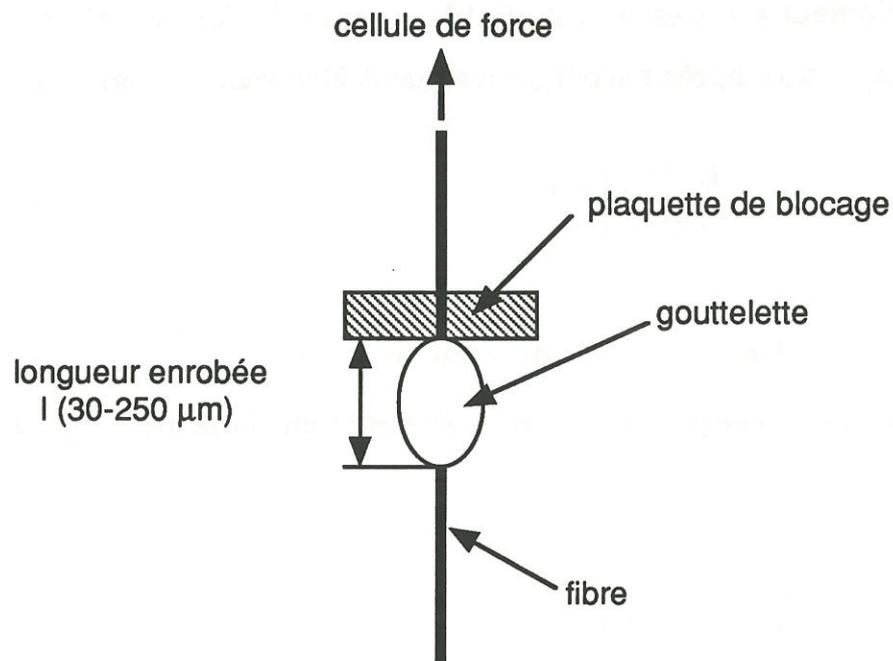


Fig. 18 : Dispositif de mesure de l'effort de décohésion d'une gouttelette de matrice enrobant une fibre [74]

où L_{ex} représente la longueur de déchaussement et W_g le travail de frottement.

Les inconvénients majeurs de ces différents moyens de mesure de τ sont tout d'abord d'ordre théorique. Toute ces estimations reposent sur l'hypothèse d'un glissement à seuil fixe (sans décohésion préalable) qui n'est pas justifié pour tous les systèmes. D'autre part, les différentes valeurs de τ étant déterminées à différentes étapes de l'essai, pour lesquelles le champ de contraintes au voisinage de l'interface n'est pas identique, ces valeurs ne recouvrent pas des phénomènes identiques. A ces difficultés liées au choix du modèle, viennent s'ajouter des difficultés d'ordre expérimental. Les différentes mesures nécessaires (espaces interfissures, longueur de déchaussements, diamètre de la fibre et du microcomposite) sont particulièrement délicates et présentent des incertitudes assez importantes. L'incertitude de la mesure de τ se trouve encore augmentée par la méconnaissance de l'état de contraintes réel dans la fibre.

1.2.3.2.b - Essai de pull out

Le principe de cet essai consiste à soumettre une fibre, dont une partie est enchâssé dans une gaine de matrice, à une contrainte de traction uniaxiale, jusqu'à provoquer la décohésion à l'interface, puis l'extraction complète du filament. Cet essai a initialement été développé pour les matrices polymères, puis cette technique a été étendue à une multitude de système dont les matériaux composites à matrice fragile [72, 73]. Différentes variantes de l'essai ont été développées afin de pallier des difficultés expérimentales spécifiques à certains systèmes. Ainsi, l'essai pourra être menée sur une fibre

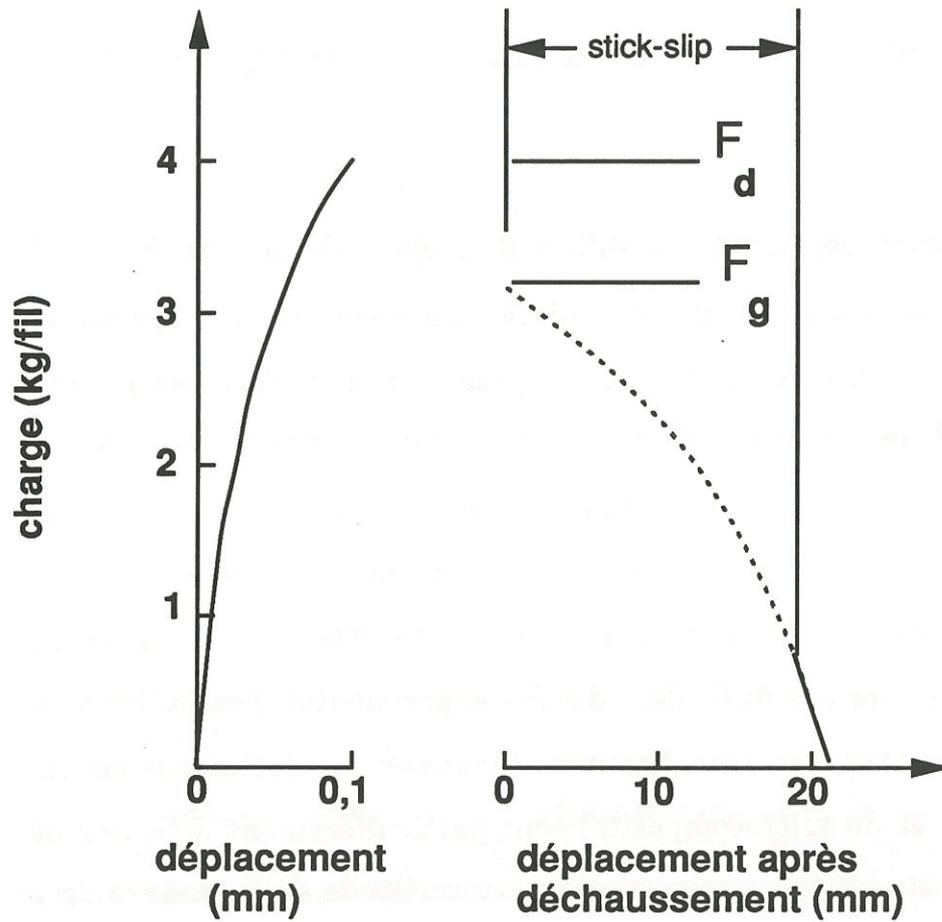


Fig. 19 : Courbe charge-déplacement expérimentale d'un essai de pull-out : détermination d'une contrainte de décohésion et d'une contrainte de frottement [78]

dont une seule des extrémités, ou les deux, sont noyées dans la matrice (Fig. 17). Pour certaines matrices organiques, un autre procédé consiste à déposer une gouttelette de matrice sur la fibre et ensuite, à la décoller en y appliquant une traction au moyen de mâchoires (Fig. 18) [74].

Le traitement des résultats de ces essais a également évolué au cours des années. L'exploitation la plus simple est basée sur l'hypothèse d'une contrainte de décohésion uniforme τ_d le long de la fibre à l'aide de la relation suivante [74]:

$$\tau_d = F_d / 2\pi r l \quad (29)$$

où F_d est l'effort nécessaire pour provoquer la décohésion ou/et le déchaussement .

Afin d'affiner l'exploitation d'un tel essai, des modèles théoriques moins simplistes ont été développés, [72, 75, 76] et l'instrumentation de l'essai s'est perfectionnée. Certains appareillages permettent d'enregistrer l'effort et le déplacement durant l'essai (Fig. 19). L'exploitation d'un tel graphe permet de déterminer, non seulement la contrainte interfaciale de décohésion, mais aussi, la contrainte interfaciale de frottement τ_g ou τ_f .

L'estimation la plus simple de τ_g est alors obtenue avec la même relation que (29) [77]:

$$\tau_g = F_g / 2\pi r l$$

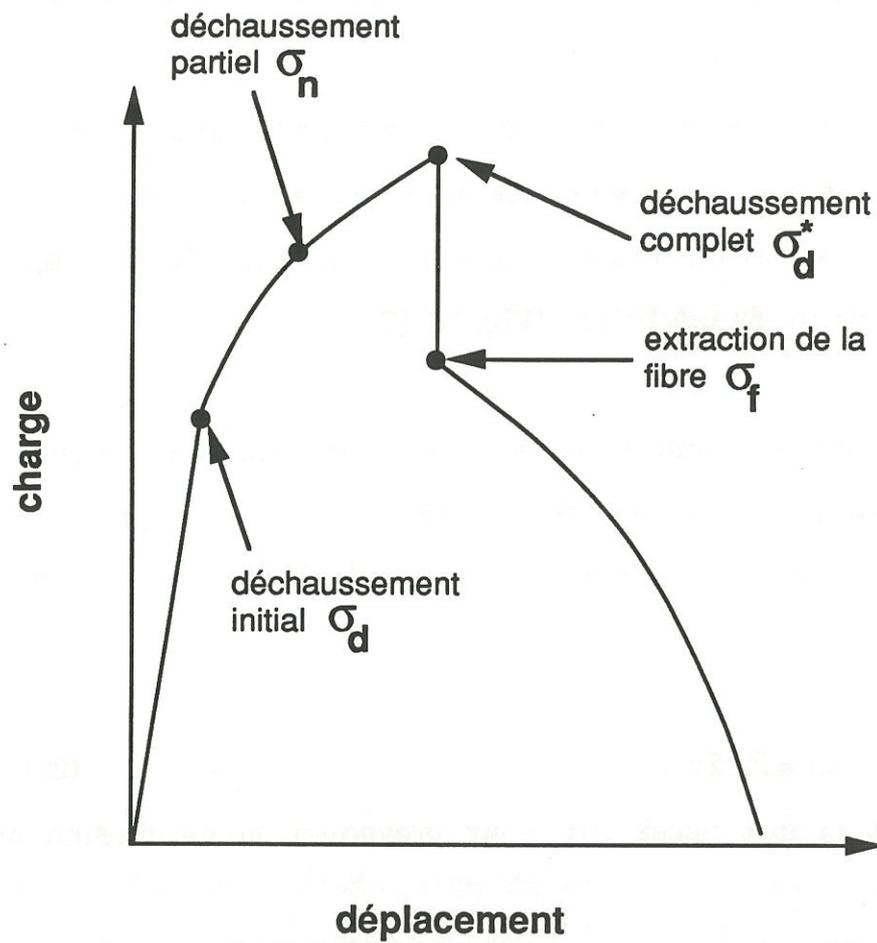


Fig. 20 : Représentation schématique de la courbe charge-déplacement d'un essai de pull-out. Exploitation de la phase de décohésion et de la phase de frottement [79]

En fait, les relations linéaires entre F_d , F_g et l ne sont vérifiées que pour des longueurs enrobées faibles. D'autres auteurs proposent des relations plus complexes sans donner totalement satisfaction [78, 79, 80].

Dans cette analyse, les phénomènes de décohésion et de frottement sont découplés et l'exploitation du graphe porte sur deux points particuliers: la décohésion complète de la fibre et le déchaussement avec frottement sur la longueur totale. Hsueh propose une exploitation plus complète de la courbe depuis l'initiation de la décohésion jusqu'au déchaussement de la fibre [81] (Fig. 20). Kim, Baillie et Mai, ainsi que Goettler et Faber se sont intéressés aux différents cas possibles, suivant les grandeurs respectives de τ_d et τ_g [73, 82] (Fig. 21). Enfin, l'exploitation de la partie finale du graphe correspondant au déchaussement de la fibre, permet également de déterminer la contrainte interfaciale de frottement avec: (Fig. 22)

$$\tau_g = \frac{dF/dL}{2\pi r} \quad (30)$$

L'adéquation entre les résultats expérimentaux et les relations (P-1) issues du modèle est satisfaisante [83]. les valeurs de τ_d et τ_g sont donc déterminées avec une assez bonne précision. Toutefois l'interrogation majeure réside dans la représentativité de l'interface testée par rapport à celle existant dans le matériau composite réel.

1.2.3.2.c - Essai de microindentation

Depuis 1980, la caractérisation interfaciale, par l'essai de microindentation, suscite un intérêt croissant. Cette technique s'avère approprié aux composites à matrice céramique, puisque d'une part, les

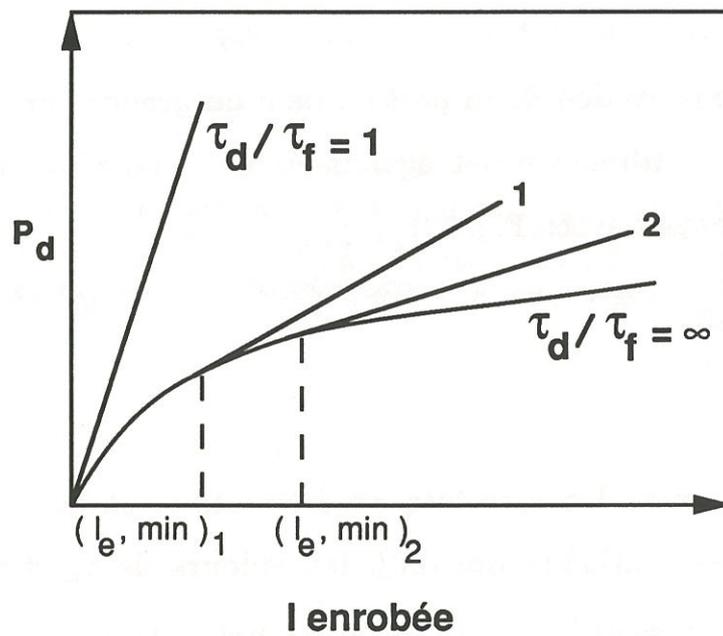
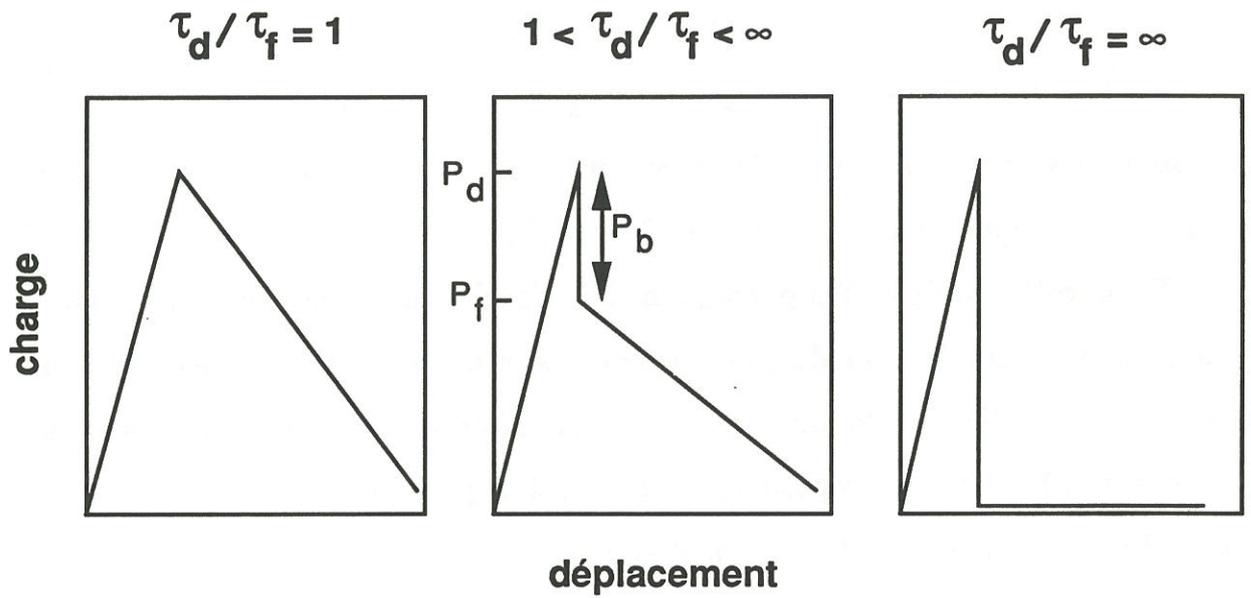


Fig. 21 : Influence du rapport de la contrainte de décohesion (τ_d) à la contrainte de frottement (τ_f) sur les résultats de pull-out [73]

a) courbe charge-déplacement
 b) courbe charge maxi - longueur enrobée

comportements des composants sont élastiques fragiles et d'autre part, l'essai se réalise avec un échantillon de matériau composite, et non, avec une éprouvette spécifique, dont la réalisation présenterait des difficultés.

Au cours de cet essai, sur une section transverse d'un matériau composite unidirectionnel, une charge ponctuelle est appliquée au centre d'une fibre au moyen d'un indenteur. Il en résulte un déplacement de la fibre dans sa gaine de matrice, qui est fonction de la charge appliquée, des propriétés des constituants et de l'interface. L'exploitation de ces mesures conduit à la détermination de caractéristiques interfaciales variables selon les hypothèses faites. Le résultat sera un seuil de décohésion fibre/matrice si le système est supposé lié [38, 84, 85, 86]. Dans le cas d'un système frottant, le résultat sera soit, une contrainte de frottement constante [87, 88], soit, une loi de frottement paramétrée par un seuil initial et un coefficient de frottement [5, 89]. Enfin, certains essais conduisent à la détermination d'une contrainte de décohésion puis d'une loi de frottement [10, 90]. Ces différentes modélisations seront examinées et discutées plus en détail au chapitre II.

Compte tenu du nombre important de paramètres mis en jeu dans un tel essai (coefficients de Poisson, coefficient de frottement, coefficient de dilatation), des modifications ont été apportées à la procédure d'exploitation de cet essai. Notamment des essais ont été réalisés sur des échantillons suffisamment minces pour pouvoir faire glisser la fibre sur toute sa longueur [10, 90, 91, 92, 93].

1.2.3.2.d - push-out

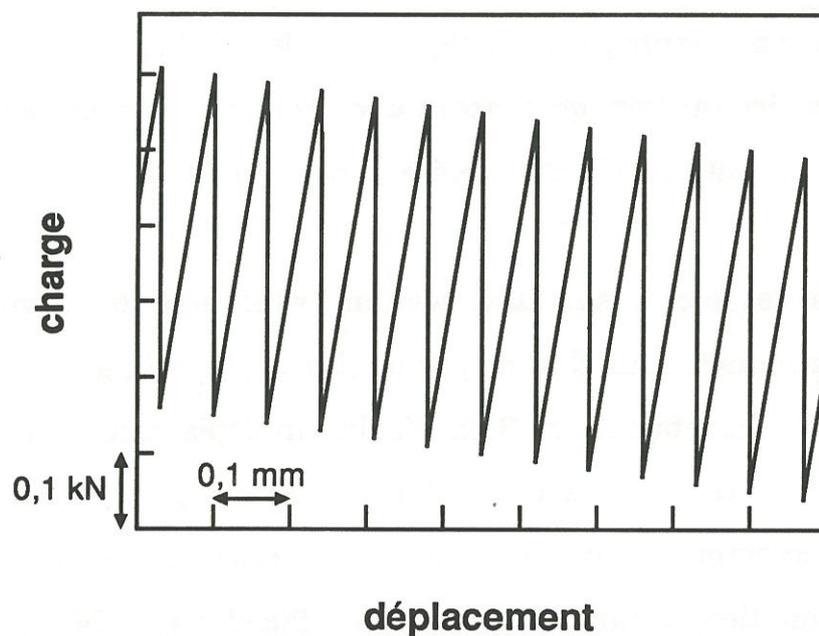


Fig. 22 : Vue détaillée d'une courbe charge-déplacement lors de l'extraction d'une fibre de cuivre enrobée de matrice époxy. Phénomène de stick-slip [83].

l'essai appelé essai de "push out" peut être comparé à l'essai de "pull out" [94, 95]. La courbe obtenue est d'ailleurs du même type et permet de déterminer une contrainte de décohésion puis une contrainte de frottement. Cette dernière valeur peut aussi être mesurée une seconde fois en retournant l'échantillon, et en faisant à nouveau glisser la fibre dans la lame déjà testée. La comparaison des deux valeurs de contraintes de frottement obtenues permet de mettre en évidence, dans certains cas, un rôdage de la fibre au cours de l'essai. Lors de la seconde application de la charge, Kerans et al ont pu évaluer les effets liés à la morphologie des constituants et retrouver la position initiale de la fibre dans son logement, se traduisant par un frottement très faible [95].

Cependant, la préparation d'une éprouvette de faible épaisseur et dont les deux faces sont parallèles et soigneusement polies est très délicate. De plus après une telle préparation, l'interface testée n'est pas réellement représentative de l'interface au sein du composite . D'une part la liaison F/M peut être partiellement détruite, et d'autre part les contraintes d'origine thermiques peuvent être partiellement relaxées. La technique de microindentation constitue donc une méthode de caractérisation interfaciale simple dans son principe, adaptée aux matériaux composites céramique/céramique, qui présente l'avantage d'être effectué "in situ" dans le matériau. Néanmoins, son interprétation, nécessite d'appréhender les divers effets de façon rigoureuse et de les confronter à un modèle fiable. Ce point sera développé au chapitre II.

CONCLUSION

Les conditions de transfert de charge à l'interface F/M sont déterminantes quant au comportement des CMC. Il est donc nécessaire de pouvoir gérer l'interface, pour accéder à l'optimisation du comportement mécanique. Il faut donc pouvoir:

- (1) établir une relation entre comportements endommageables des matériaux composites et conditions de transfert de charge à l'interface F/M,
- (2) caractériser ces conditions de couplage F/M,
- (3) et les contrôler lors de l'élaboration.

Suivant ce schéma, aucun des trois points cités ne peut être laissé de côté. Les deux premiers points concernent plus particulièrement, les domaines de la mécanique, et ont fait l'objet de nombreuses études à caractère théorique ou/et expérimental. Il ressort de ces études que la relation existant entre les comportements endommageables des CMC et les conditions de transfert de charge à l'interface F/M, doit être précisée pour mettre plus nettement en évidence, l'influence des conditions d'élaboration, ainsi que des écarts de propriétés entre fibre et matrice.

En ce qui concerne, la caractérisation des conditions de transferts de charge à l'interface F/M, la technique de microindentation s'avère des plus intéressantes, en raison de la relative facilité de mise en oeuvre "in situ " sur matériaux composites réels et l'apparente simplicité des sollicitation et exploitation des résultats à partir de modèles approchés. Toutefois cette technique pourrait exiger quelques approfondissements avant de justifier des investissements importants.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] K.M. Prewo, "Glass and Ceramic Matrix Composites present and future", Mater. Res. Soc. Symp. Proc., Vol. 120, pp 145-156, (1988).
- [2] J.M. Quenisset, "Mécanismes d'endommagement des matériaux composites", Conf. Générale, 23^e colloque du groupe français de rhéologie, Bordeaux, Eds. LMP-CERMUB, pp 1-41, (1988).
- [3] K.M. Prewo, "Carbon fibre reinforced glass matrix composite tension and flexure properties", J. Mater. Sci., Vol. 23, n° 8, pp 2745-2752, (1988).
- [4] J.F. Jamet, D. Lewis, E.Y. Luh, "Characterization of mechanical behavior and fractographic observation on Complas SiC/LAS composites", Proceed. 8th Annual Conference on Composite and Advanced Ceramic Materials, Jan. 15-18, Cocoa-Beach, (1984).
- [5] V. Arnault, "Relations entre Microstructure et Comportement Mécanique des Composites SiC/SiC : Analyse du rôle de l'interface dans le processus de fissuration matricielle dans les matériaux multifilamentaires", Thèse INSA Lyon n° 891, (1989).
- [6] R. Naslain, J.Y. Rossignol, J.M. Quenisset, F. Langlais, "Matériaux Composites Synthétiques à Matrice Céramique", "Introduction aux matériaux composites" Vol 2, R. Naslain, Editions du CNRS et de l'IMC - Bordeaux ; pp 439-491 (1985).

- [7] J.F. Jamet, L. Anquez, M. Parlier, M.H. Ritti, P. Peres, L. Grateau, "Composite Céramique: relations entre microstructure et rupture", *Aéronautique et Astronautique*, Vol. 123, pp 128-142, (1987).
- [8] D.B. Marshall, A.G. Evans, "The influence of residual stress on the toughness of reinforced brittle materials", *materials Forum*, Vol. 11, pp 304-312, (1988).
- [9] H.C. Cao, E. Bishoff, O. Sbaizero, M. Rühle, A.G. Evans, D.B. Marshall, J.J. Brennan, "Effect of interfaces on the properties of fiber-reinforced ceramics", *J. Amer. Ceram. Soc.*, Vol. 73, n° 6, pp. 1691-1699, (1990).
- [10] M.K. Brun, R.N. Singh, " Effect of thermal expansion mismatch and fiber coating on the fiber/matrix interfacial shear stress in CMCs", *Adv. Ceram. Mater.*, Vol. 3, n° 5, pp 506-509 (1988).
- [11] U.V. Deshmukh, A. Kanei, S.W. Freiman, D.C. Cranmer, "Effect of thermal expansion mismatch on fiber pull-out in glass matrix composites", *Materials Research Society Proceedings "High Temperature - High Performance Composites"*, Reno 6-9 Apr. 1988
- [13] O. Sbaizero, G. Evans, "Tensile and shear properties of laminated ceramic matrix composites", *J. Amer. Ceram. Soc.*, Vol. 69, n°6, pp 481-486 (1986)
- [14] F. X. De Charentenay, K. Kamimura, M. Benzeggagh, " l'endommagement mécanique dans les matériaux composites", "Introduction

- aux matériaux composites", vol. 1, R. Daviaud et C. Filiatre, éditions du CNRS et de l'IMC - Bordeaux ; pp 359-381 (1985)
- [15] P. Pluvinage, "Etude expérimentale et simulation numérique du comportement mécanique de matériaux composites SiC/SiC. Influence des paramètres de stratification et d'élaboration", Thèse Univ. Bordeaux, n° 584, (1991)
- [16] M. R'Mili, "Application de la mécanique de la rupture au composite carbone-carbone bidirectionnel." Thèse INSA Lyon, n°28, (1987)
- [17] A.G. Evans, D.B. Marshall, "The mechanical behavior of ceramic matrix composites", *Acta Met.*, Vol. 37, n°10, pp 2567-2584 (1989)
- [18] T.P. Weihs, O. Sbaizero, E.Y. Luh, W.D. Nix, "Correlating the mechanical properties of a continuous fiber-reinforced ceramic-matrix composite to the sliding resistance of the fibers", *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 74, n°3, pp 535-540 (1991)
- [19] K. Takahashi, T.W. Chou, "Transverse elastic moduli of unidirectional fiber composites with interfacial debonding", *Met. Trans. A-Phys. Met. Mater. Sc.*, Vol. 19, pp 129-135, (1988)
- [20] R.N. Singh, "Role of fiber-matrix interfacial shear stress on the toughness of reinforced oxide matrix composites", *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, Vol. 120, pp 259-264, (1988)

- [21] J.F. Mandell, D.H. Grande, J. Jacobs, "Tensile behavior of glass/ceramic composite materials at elevated temperatures", J. of eng. for gas turbines and power, Vol. 109, pp 267-273, (1987)
- [22] R.T. Bhatt, "Influence of interfacial shear strength on the mechanical properties of SiC fiber reinforced reaction - bonded silicon nitride matrix composites"; Metal and Ceramic Matrix Composites: Processing, Modelling and mechanical behavior ; R. B. Bhagat, A. H. Clauer, P. Kumar and A. M. Ritter, The Minerals, Metals and Materials Society Eds ; pp 211-224, (1990)
- [23] J.J. Brennan, K.M. Prewo, "Silicon carbide fibre reinforced glass-ceramic matrix composites exhibiting high strength and toughness", J. Mater. Sci., Vol. 17, pp 2371-2383, (1982)
- [24] K.M. Prewo, J.J. Brennan, "Fiber reinforced glasses and glass-ceramics for high performance applications", Amer. Ceram. Soc. Bull., Vol. 65, n°2, pp 305-313, (1986)
- [25] L. Grateau, "Etude du comportement mécanique de composites monofilamentaires SiC/SiC - Rôle de l'interface", Thèse Univ. Paris-Sud, Centre d'Orsay n° 779, (1987)
- [26] R.A. Lowden, D.P. Stinton, "The influence of the fiber-matrix bond on the mechanical behavior of Nicalon/SiC composites", Oak Ridge (Tennessee), Oak Ridge National Laboratory, 1987, Rapport n° ORNL/TM-10667, DE 88006155

- [27] A.G. Evans, D.B. Marshall, "The mechanical performance of fiber-reinforced ceramic matrix composites", *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, Vol. 120, Materials Research Society, pp 213-246, (1989)
- [28] P.G. Charalambides, A.G. Evans, "Debonding properties of residually stressed brittle-matrix composites", *J. Amer. Ceram. Soc.*, Vol. 72, n°5, pp 746-753, (1989)
- [29] J. Aveston, A. Kelly, "Theory of multiple fracture of fibrous composites", *J. Mat. Sci.*, Vol. 8, pp 352-362, (1973)
- [30] B. Budiansky, J.W. Hutchinson, A.G. Evans, "Matrix fracture in fiber-reinforced ceramics", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 34, n°2, pp 167-189, (1986)
- [31] P. Péres, "Analyse théorique et expérimentale du rôle des paramètres de microstructure sur le comportement des composites à matrice fragile", Thèse INSA Lyon, n°88, (1988).
- [32] Y. Mikata, M. Taya, "Stress field in and around a coated short fiber in an infinite matrix subjected to uniaxial and biaxial loadings", *J. Appl. Mech.* Vol. 52, pp 19-24, (1985)
- [33] D.H. Kaelble, "Analysis of interfacial bonding criteria for fiber composite fracture energy", 16th Nat. SAMPE Tech. Conf., Oct. 9-11, pp 340-350, 1984

[34] P.S. Theocaris, T.P. Philippidis, "Influence of the mesophases on the mechanical properties of three-phase composites", *J. Mat. Sci.*, Vol. 22, pp 3407-3415, (1987)

[35] P.S. Theocaris, "The concept and properties of mesophase in composites", *Composites Interfaces* ; H. Ishida, J.L. Koenig ; Elsevier Science Publishers Amsterdam, pp 329-349, (1986)

[36] A.G. Evans, M.Y. He, J.W. Hutchinson, "Interface debonding and fiber cracking in brittle matrix composites", *J. Amer. Ceram. Soc.*, Vol. 72, n°12, pp 2300-2303, (1989)

[37] A.G. Evans, B. J. Dalgleish, M. He, J.W. Hutchinson, " On crack path selection and the interface fracture energy in bimaterial systems", *Acta Met.*, Vol. 37, n°12, pp 3249-3254, (1989).

[38] J.F. Mandell, D.H. Grande, T-H. Tsiang, F.J. McGarry, "Modified microdebonding test for direct In Situ fiber/matrix bond strength determination in fiber composites", *Composite Materials: Testing and Design (7th Conf.) ASTM-STP 893*, J.M. Whitney, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp 87-108, (1986)

[39] B. Aksel, C-Y. Hui, D.C. Lagoudas, "Effects of a frictional interface on the load diffusion from a broken filament embedded in an elastic medium", *J. Mech. Phys. Solids*; Vol. 27, n°7, pp 833-847, (1991)

- [40] L.J. Broutman, B.Das Agarwal, "A theoretical study of the effect of an interfacial layer on the properties of composites", *Polymer Engineering and science*, Vol. 14, n°8, pp 581-588, (1974)
- [41] M. Vedula, R.N. Pangborn, R.A. Queeney, "Modification of residual thermal stress in a metal-matrix composite with the use of a tailored interfacial region", *Composites*, Vol. 19, n°2, pp 133-137, (1988)
- [42] T. Erturk, V. Gupta, A.S. Argon, J.A. Cornie, "Tailoring interphase properties for damage containment in graphite/aluminum metal matrix composites",
- [43] V. Gupta, A.S. Argon, J.A. Cornie, "Interfaces with controlled toughness as mechanical fuses to isolate fibers from damage", *J. Mater. Sci.*, Vol. 24, n°4, pp 2031-2040, (1989)
- [44] A.S. Argon, V. Gupta, H.S. Landis, "Intrinsic toughness of interfaces between SiC coatings and substrates of Si or C fibre", *J. Mater. Sci.*, Vol. 24, n°4, pp 1207-1218, (1989)
- [45] R. Labens, "Introduction à la mécanique de la rupture", Editions Pluralis, Paris, (1980)
- [46] D. François, *Cours de mécanique de la rupture U.T.C.* , (1987)
- [47] A.A. Griffith, " The phenomenon of rupture and flaw in solids, *Phil. Trans. Roy. Soc. London*, A221, pp 163-198, (1921)

- [48] G.R. Irwin, *Fracture in Elastizität und Plastizität (Elasticity and Plasticity)*, Handbuch der Physik (Handbook of Physics) - Vol. 6 Edited by S. Flügge, Berlin: Springer, pp 551-590, (1958)
- [49] J. Aveston, G.A. Cooper, A. Kelly, "Single and multiple fracture", *Conference Proceedings of the National Physical Laboratory: Properties of fiber Composites*. IPC Science and Technology Press, Surrey, England, pp 15-26 (1971)
- [50] G.A. Cooper, J.M. Silwood, "Multiple fracture in steel reinforced epoxy resin composite", *J. Mat. Sci.*, Vol. 7, pp 325-333, (1972)
- [51] Y. Korczynskyj, S.J. Harris, J.G. Morley, "The influence of reinforcing fibres on the growth of cracks in brittle matrix composites", *J. Mat. Sci.*, Vol. 16, pp 1533-1547, (1981)
- [52] B. Budiansky, J. C. Amazigo, "Toughening by aligned, frictionally constrained fibers", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 37, n°1, pp 93-110, (1989)
- [53] G. Bernhart, "Rupture matricielle dans les composites céramique-céramique", Note interne SEP, N° TC 750109, (1988)
- [54] S. Ochiai, K. Osamura, "Influences of interfacial bonding strength and scatter of fibre strength on tensile behaviour of unidirectional metal matrix composites", *J. Mat. Sci.*, Vol. 23, n°3, pp 886-893, (1988)

- [55] S. Ochiai, K. Osamura, "A computer simulation on tensile strength of surface-damaged fibers.", *Met. Trans. A- Phys. Met. Mat. Sci.*, Vol 19, n°6, pp 1499-1506, (1988)
- [56] S. Ochiai, K. Osamura, "Influences of matrix ductility, interfacial bonding strength, and fiber volume fraction on tensile strength of unidirectional metal matrix composites", *Met. Mater. Sci.*, Vol 21, n°4, pp 971, (1990)
- [57] Marshall, Cox, Evans, "The mechanics of matrix cracking in brittle matrix fiber composite", *Acta Met.*, Vol 33, n°11, pp 2013-2021, (1985)
- [58] L.N. McCartney, "Mechanics of matrix cracking in brittle-matrix fibre-reinforced composites", *Proc. R. Soc. Lond. A409*, pp 329-350, (1987)
- [59] J.R. Rice, G.C. Sih, "Plane problems of cracks in dissimilar media", *J. Appl. Mech.*, Vol. 32, pp 418-423 (1965)
- [60] J.R. Rice, "Elastic fracture mechanics concepts for interfacial cracks", *J. Appl. Mech.*, Vol. 55, n°1, pp 98-103, (1988)
- [61] M.L. Williams, "Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in extension", *J. Appl. Mech.*, Vol. 19, pp 526-528, (1952)
- [62] M.L. Williams, "The stresses around a fault or crack in dissimilar media", *Bull. Seismol. Soc. Am.*, Vol. 49, pp 199-204, (1959)

- [63] A.R. Zak, M.L. Williams, "Crack point stress singularities at a bi-material interface", *J. Appl. Mech.*, Vol. 30, pp 142-143, (1963)
- [64] F. Erdogan, "Fracture problems in composite materials", *Eng. Frac. Mech.*, Vol 4, pp 811-840, (1972)
- [65] D.O. Swenson, C.A. Rau, Jr, "The stress distribution around a crack perpendicular to an interface between materials", *Int. J. Fract. Mech.*, Vol. 6, n°4, pp 357-360, (1970)
- [66] M-Y. He, J.W. Hutchinson, "Kinking of a crack out of an interface", *J. Appl. Mech.*, Vol. 56, pp 270-278, (1989)
- [67] M.Y. He, J.W. Hutchinson, "Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials", *Int. J. Solids Struct.*, Vol. 25, n°9, pp 1053-1068, (1989)
- [68] P.G. Charalambides, "Fiber debonding in residually stressed brittle matrix composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 73, n°6, pp 1674-1680, (1990)
- [69] J.P. Favre, "Review of test methods and testing for assessment of fibre-matrix adhesion", *Proceedings of an international conference sponsored by the journals Composites, and International Journal of Adhesion and Adhesives - 5-7 Septembre 1989, Editor: F.R. Jones, pp 7-12, (1989)*

- [70] R.J. Kerans, R.S. Hay, N.J. Pagano, T.A. Parthasarathy, "The role of the fiber-matrix interface in ceramic composites", *Ceram. Bull.*, Vol. 68, n°2, pp 429-442, (1989)
- [71] D.B. Marshall, A.G. Evans, "Failure mechanisms in ceramic-fiber / ceramic-matrix composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 68, n°5, pp 225-231, (1985)
- [72] C.W. Griffin, D.K. Shetty, S.Y. Limaye, D.W. Richerson, "Evaluation of interfacial properties in borosilicate-SiC composites using pullout tests", *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, Vol. 12, pp 671-678,(1988)
- [73] R.W. Goettler, K.T. Faber, "Interfacial shear stresses in SiC and Al₂O₃ fiber-reinforced glasses", *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, Vol. 9, pp 861-872, (1988)
- [74] U. Gaur, B. Miller, "Microbond method for determination of the shear strength of a fiber/resin interface : evaluation of experimental parameters", *Composites Sci. Technolgy*, Vol. 34, pp 35-51, (1989)
- [75] P.S. Chua, M.R. Piggott, "The glass fibre-polymer interface : I- Theoretical consideration for single fibre pull-out tests", *Composites Sci. Technolgy*, Vol. 22, pp 33-42, (1985)
- [76] L. S. Penn, S.M. Lee, "Interpretation of experimental results in the single pull-out filament test", *J. Compos. Tech. Res.*, Vol. 11, n°1, pp 23-30, (1989)

- [77] L.R. Dharani, M.N. Rahaman, S-H. Wang, "Interfacial shear stress in SiC fibre-reinforced cordierite", *J. Mat. Sci.*, Vol. 26, pp 655-660, (1991)
- [78] L.B. Greszczuk, "Theoretical studies of the mechanics of the fiber matrix interface in composites", *Interfaces in Composites*, STP-452. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp 42-58, (1969)
- [79] P. Lawrence, "Some theoretical considerations of fibre pull-out from an elastic matrix", *J. Mat. Sci.*, Vol. 7, n°1, pp 1-6, (1972)
- [80] A. Takaku, R.G.C. Arridge, "The effect of interfacial radial and shear stress on fibre pull-out in composite materials", *J. Phys. D : Appl. Phys.*, Vol. 6, pp 2038-2047, (1973)
- [81] C-H. Hsueh, "Interfacial debonding and fiber pull-out stresses of fiber-reinforced composites", *Mater. Sci. & Eng.*, Vol. A123, pp 1-11, (1990)
- [82] J-K. Kim, C. Baillie, Y-W. Mai, "Instability of interfacial debonding during fibre pull-out", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 25, pp 315-320, (1991)
- [83] R.F. Cook, M.D. Thouless, D.R. Clarke, M.C. Kroll, "Stick-slip during fibre pull-out", *Scripta Metallurgica*, Vol. 23, pp 1725-1730, (1989)
- [84] J.F. Mandell, K.C.C. Hong, D.H. Grande, "Interfacial shear strength and sliding resistance in metal and glass-ceramic matrix composites", *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, Vol. 7, pp 937-941, (1987)

- [85] D.H. Grande, J.F. Mandell, K.C.C. Hong, "Fibre-matrix bond strength studies of glass, ceramic, and metal matrix composites", *J. Mat. Sci.*, Vol. 23, pp 311-328, (1988)
- [86] D. Rouby, H. Osmani, "Characterization of interface debonding in a ceramic-ceramic fibre composite using the indentation method and acoustic emission", *J. Mat. Sci. Letters*, Vol. 7, n°11, pp 1154-1156, (1988)
- [87] D.B. Marshall, "Interfaces in ceramic fiber composites", *Mat. Sci. Res.*, Vol. 21, Ceramic Microstructures '86 : Role of Interfaces ; J.A Pask, A.G. Evans, Plenum Press, New York-London, pp 859-868, (1986)
- [88] D.B. Marshall, W.C. Oliver, "Measurement of interfacial mechanical properties in fiber-reinforced ceramic composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 70, n°8, pp 542-548, (1987)
- [89] D. Rouby, "Characterizing fibre-matrix interface in ceramic-ceramic composites by the microindentation technique", *Proceedings of the International Conference "Science of ceramic 14" Canterbury UK*, pp 873-878, (1987)
- [90] J.D. Bright, D.K. Shetty, C.W. Griffin, S.Y. Limaye, "Interfacial bonding and friction in silicon carbide (filament)-reinforced ceramic-and glass-matrix composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 72, n°10, pp 1891-1898, (1989)

- [91] A.N. Netravali, D. Stone, S. Roff, L.T.T. Topoleski, "Continuous micro-indenter push-through technique for measuring interfacial shear strength of fiber composites", *Composites Sci. Technol.*, Vol. 34, n°4, pp 289-304, (1989)
- [92] C-H. Hsueh, "Interfacial friction analysis for fibre-reinforced composites during fibre push-down", *J. Mat. Sci.*, Vol. 25, pp 818-828, (1990)
- [93] T.P. Weihs, W.D. Nix, "Experimental examination of the push-down technique for measuring the sliding resistance of silicon carbide fibers in a ceramic matrix", *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 74, n°3, pp 524-34, (1991)
- [94] C-H. Hsueh, J.D. Bright, D.K. Shetty, "Interfacial properties of SiC-orosilicate glass composites evaluated from pushout and pullout tests", *J. Mater. Sci. Letters*, Vol. 10, pp 135-138, (1991)
- [95] R.J. Kerans, T.A. Parthasarathy, "Theoretical analysis of the fiber pull-out and push-out tests", *J. Amer. Ceram. Soc.*, in press. (1991)

CHAPITRE II

SIMULATION DE L'ESSAI DE MICROINDENTATION

INTRODUCTION	62
II.1 - L'ESSAI D'INDENTATION SUR FIBRE	62
II.1.1 - Description de l'essai.....	62
II.1.1.1 - Cas d'un système lié	62
II.1.1.2 - Cas d'un système frottant.....	63
II.1.2 - Modélisation du glissement interfacial.....	65
II.1.2.1 - Hypothèse d'un seuil fixe (modèle de Marshall)	66
II.1.2.2 - Hypothèse d'un frottement mixte.....	68
<i>II.1.2.2.a - Modèle de la fibre rigide (modèle de Shetty).....</i>	<i>69</i>
<i>II.1.2.2.b - Modèle de la matrice rigide (modèle de Perès).....</i>	<i>69</i>
<i>II.1.2.2.c - Modèle proposé</i>	<i>70</i>
II.2 - SIMULATIONS NUMERIQUES.....	71
II.2.1 - Principe des simulations numériques.....	72
II.2.2 - Choix du maillage et des conditions aux limites	72
II.3 - RESULTATS - DISCUSSION.....	74
II.3.1 - Comparaison des simulations numériques avec les modèles approchés	74
II.3.1.1 - Hypothèse d'un frottement à seuil fixe	75
II.3.1.2 - Hypothèse d'un frottement mixte.....	76
<i>II.3.1.2.a - Cas d'un système tel que $E_f > E_m$.....</i>	<i>76</i>
<i>II.3.1.2.b - Cas d'un système tel que $E_m > E_f$.....</i>	<i>79</i>
II.3.2- Comparaison des approches théoriques et expérimentales	80

II.3.3 - Influence de différents paramètres	83
II.3.3.1 - Taille de l'empreinte.....	83
II.3.3.2 - Coefficient de dilatation thermique.....	84
II.3.3.3 - Taux de fibre.....	85
II.3.3.4 - Coefficient de Poisson.....	87
II.3.3.5 - Zone interfaciale.....	88
CONCLUSION	89
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	91

INTRODUCTION

La technique de microindentation, brièvement présentée dans le chapitre I, est à la fois simple dans son principe et complexe dans son exploitation, en raison des nombreux effets parasites devant être pris en compte. L'exploitation de cet essai a donné naissance à différents modèles, plus ou moins approchés, basés sur des hypothèses différentes. Dans une première partie, une analyse critique de ces modèles conduira à la proposition d'une nouvelle approche. Puis les résultats obtenus pour ces différents modèles seront comparés à ceux obtenus par simulation numérique de l'essai de microindentation. Enfin nous examinerons l'effet de différents paramètres.

II.1 - L'ESSAI D'INDENTATION SUR FIBRE

II.1.1 - Description de l'essai

L'essai de microindentation a été développé à l'origine par Marshall [1]. Cet essai consiste à poinçonner le centre d'une fibre perpendiculaire à une section transverse d'un matériau composite unidirectionnel. Lors de l'application de la charge, la fibre se déforme et éventuellement se déplace par rapport à sa gaine de matrice. Les mesures de la charge et du déplacement permettent d'accéder à une ou des caractéristiques interfaciales suivant les hypothèses faites.

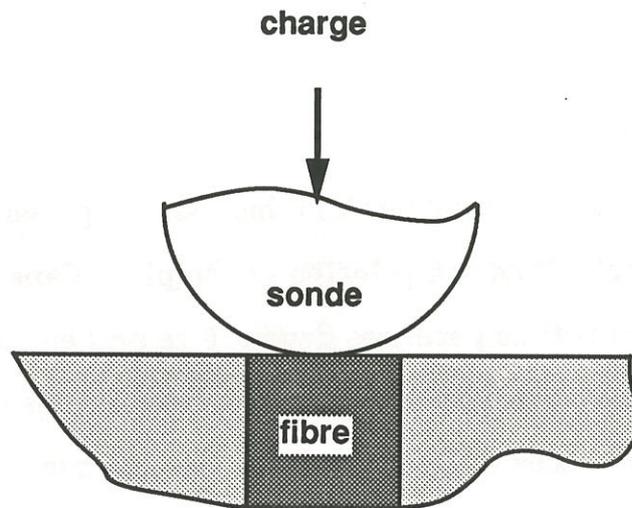


Fig. 1 : Schéma de l'essai de micro-indentation développé pour mesurer la contrainte de décohésion interfaciale [2]

II.1.1.1 - Cas d'un système lié

Mandell et al. se sont intéressés au cas d'un système lié pour lequel ils proposent une méthode de mesure de la contrainte de décohésion [2-4]. Au moyen d'un poinçon sphérique, ils appliquent progressivement la charge sur la fibre, en observant au microscope optique, le pourtour de la fibre après chaque application de la charge, jusqu'à détecter la décohésion (Fig. 1). Cette décohésion peut également être détectée par émission acoustique [5]. Parallèlement à l'essai, Mandell et al. ont réalisé une modélisation numérique par éléments finis, du système leur permettant de déterminer précisément les états de contraintes à l'interface. Ces calculs mettent en évidence un maximum de la contrainte interfaciale de cisaillement à une distance de la surface libre inférieure au rayon de la fibre ($\approx 0,4.D_f$). La valeur de ce maximum, obtenue pour un effort imposé égal à la charge critique mesurée, sera la contrainte de décohésion caractéristique de l'interface testée.

Un autre traitement de la mesure de F_d est proposé et confronté à une version simplifiée du précédent par Rouby [5]. Il propose d'analyser les résultats, par le biais d'un critère énergétique de décohésion correspondant à la propagation d'une fissure en mode II à l'interface. Il en résulte la relation suivante:

$$F_d = (4\pi 2E_f G_{IIc})^{1/2} r^{3/2} \quad (1)$$

où G_{IIc} représente l'énergie requise pour la propagation de la fissure interfaciale.

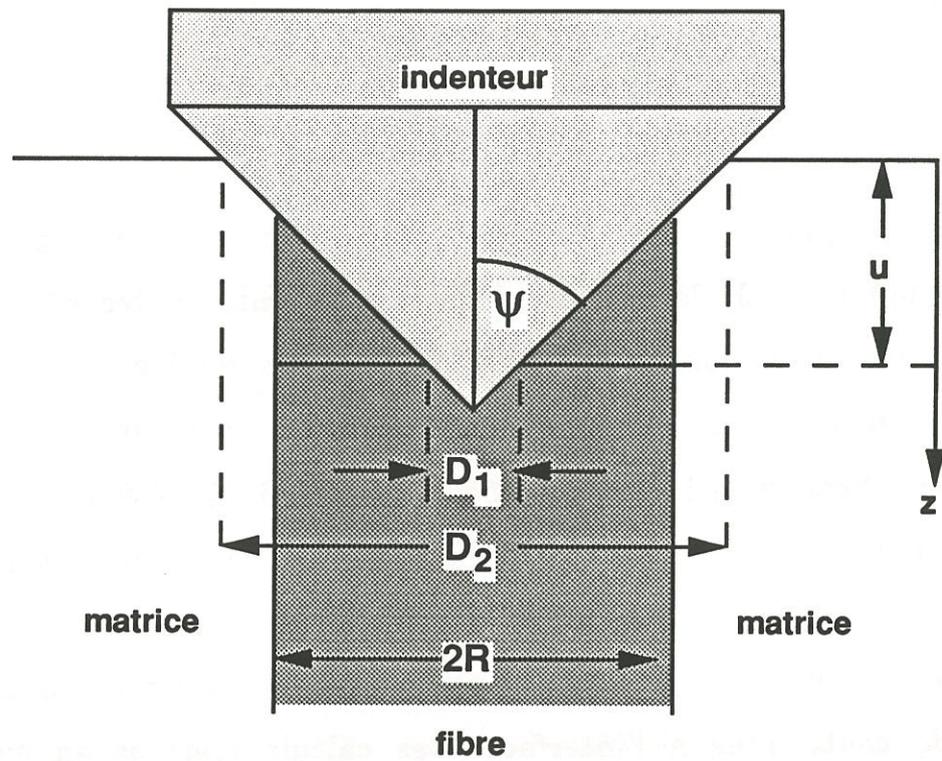


Fig. 2 : Représentation schématique de l'essai de microindentation destiné à mesurer le seuil de glissement interfacial [1]

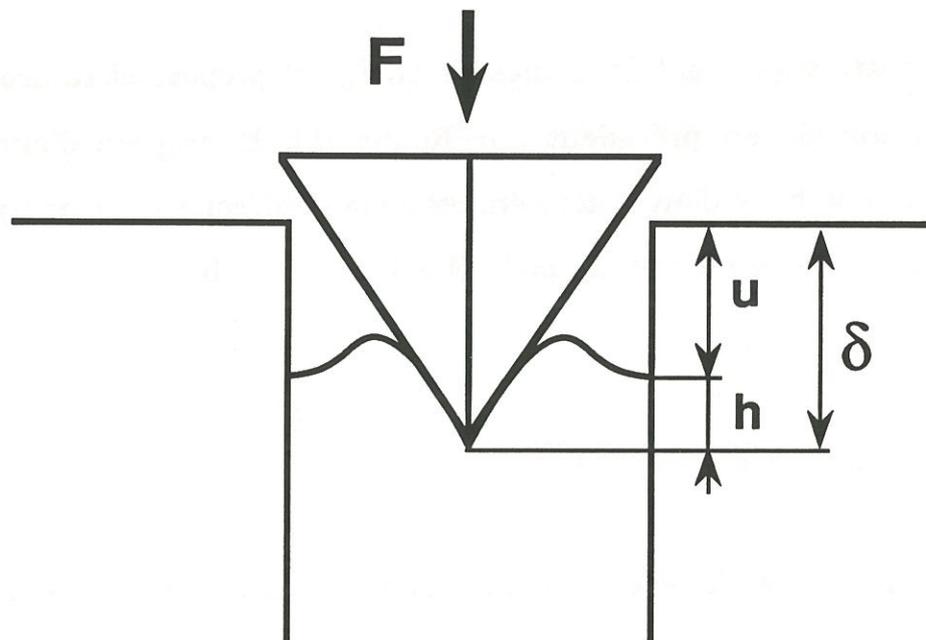


Fig 3: Schéma de l'essai de microindentation

II.1.1.2 - Cas d'un système frottant

Les premiers essais de microindentation sur fibre ayant pour objectif la détermination d'une contrainte de frottement interfacial ont été conduits par Marshall [1].

La charge F est appliquée, par l'intermédiaire d'une pyramide diamant Vickers, faisant apparaître ainsi une empreinte dans la fibre et une empreinte dans la matrice (après glissement de la fibre) (Fig. 2). En faisant l'hypothèse d'une contrainte de cisaillement interfacial τ constante, la mesure de l'effort appliqué et des dimensions des deux empreintes, permettent de déduire la valeur de τ à partir de la relation suivante:

$$\tau = \frac{F^2}{4\pi^2 u r^3 E_f} \quad \text{avec } u = 0,5 (D_2 - D_1) \cotg \psi \quad (2)$$

Toutefois cette mesure basée sur les effets intégrés jusqu'à la charge maximale, ne permet pas de s'assurer de la validité de l'hypothèse de glissement à seuil constant. Aussi l'instrumentation de l'essai est-elle indispensable.

L'instrumentation permet de mesurer en continu la force appliquée sur la fibre et le déplacement relatif entre l'indentateur et la surface de l'échantillon testé. Le déplacement mesuré est la superposition de la pénétration de l'indentateur dans la fibre et du glissement F-M (Fig. 3).

$$\delta(F) = h(F) + u(F) \quad (3)$$

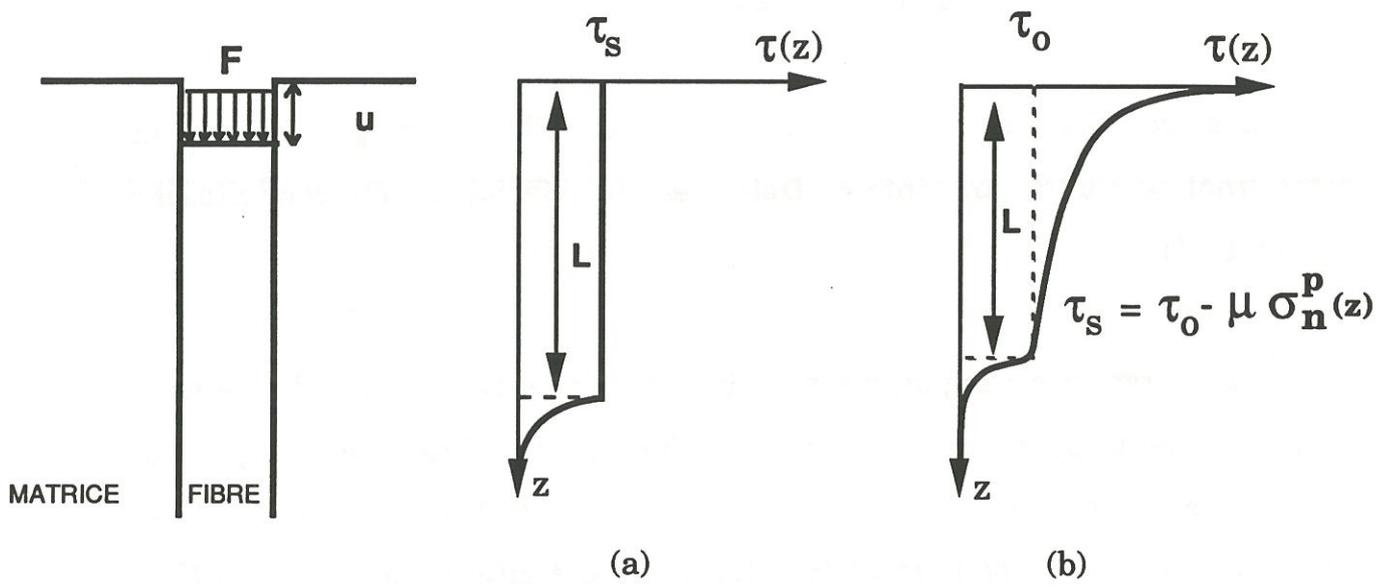


Fig. 4 : Représentation des deux lois de frottement:

- a) Modèle à seuil fixe τ_s
- b) Modèle à seuil de Coulomb.

En ce qui concerne le premier terme, il peut être évalué par une loi exponentielle de Meyer :

$$h(F) = \alpha F^\beta \quad \text{avec } 0,5 \leq \beta \leq 1 \quad (4)$$

Dans le cas particulier où la dureté de la fibre est indépendante de la charge ($\beta = 0,5$) et où la pointe est une pointe Vickers, $h(F)$ s'écrit :

$$h(F) = \frac{\cos 68^\circ}{2\sqrt{\sin 68^\circ H_v}} \sqrt{F} \quad (5)$$

Le terme $h(F)$ peut être déterminé expérimentalement, par un test d'indentation similaire effectué sur un échantillon ayant subi un traitement thermique, tel qu'il n'y ait aucun glissement F-M. Lorsque cette détermination n'est pas possible, $h(F)$ sera estimé par une loi de Meyer dont les paramètres seront soit évalués à partir de données bibliographiques, soit considérés comme des inconnues à déterminer, au même titre que la ou les caractéristiques du cisaillement interfacial.

En ce qui concerne le terme de glissement $u(F)$, dont on cherche à évaluer la nature et l'intensité, plusieurs modèles ont été proposés. Ils sont présentés au paragraphe suivant.

II.1.2 - Modélisation du glissement interfacial

Les diverses modélisations possibles des effets de frottement diffèrent d'une part, par le choix de la loi de frottement et d'autre part, par le choix des

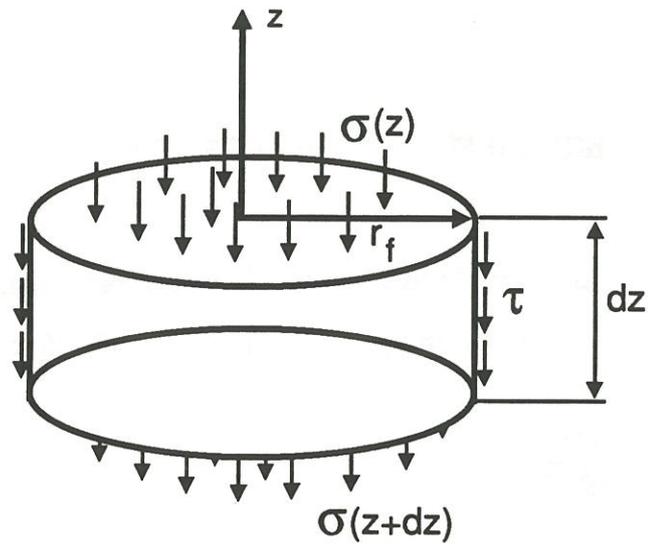


Fig. 5 : Equilibre d'un élément de fibre glissant dans son logement.

hypothèses simplificatrices. Les effets de frottement F-M peuvent être supposés tels, qu'aucun glissement F-M ne soit envisageable pour une contrainte de cisaillement interfaciale inférieure à un seuil constant, quelle que soit l'amplitude des contraintes de compression à l'interface F-M. Contrairement à cette hypothèse de frottement à seuil fixe, il est aussi possible d'envisager un frottement de Coulomb, c'est à dire une proportionnalité entre l'amplitude du seuil et celle des contraintes de compression à l'interface F-M. Ces deux hypothèses peuvent également être combinées et l'on parlera, dans le cas général, de frottement à seuil mixte.

II.1.2.1 - Hypothèse d'un seuil fixe (modèle de Marshall)

Ce modèle repose sur les hypothèses suivantes : la fibre est cylindrique, élastique, isotrope ; la matrice est infiniment rigide ; sont uniquement considérées les contraintes axiales dans la fibre ; le cisaillement est confiné à l'interface [6].

Il n'y a pas glissement relatif tant que $\tau < \tau_s$ puis la contrainte de cisaillement est égale à τ_s sur la zone où il y a glissement (fig. 4a). Soient L la longueur de cette zone, $\sigma(z)$ la contrainte axiale dans la fibre (supposée constante sur la section), r le rayon de la fibre, E_f , E_m , ν_f , ν_m les modules d'Young et les coefficients de Poisson respectifs de la fibre et de la matrice.

L'équilibre d'un petit élément cylindrique de fibre conduit à l'équation suivante : (fig. 5)

$$\frac{d\sigma}{dz} = \frac{2\tau_s}{r} \quad (6)$$

en posant les conditions aux limites suivantes :

$$\begin{aligned} \sigma(z) = 0 \text{ et } \tau = 0 & \quad \text{pour } z \geq L \\ \tau(z) = \tau_s & \quad \text{pour } 0 < z < L \\ \sigma(0) = F / \pi r^2 & \end{aligned}$$

La résolution de l'équation (6) permet d'obtenir la relation :

$$u(F) = \frac{F^2}{4\pi^2 r^3 E_f \tau_s} \quad (7)$$

Dans le cas d'un glissement précédé d'une décohésion, la relation entre F et u devient

$$u(F) = \frac{F^2}{4\pi^2 r^3 \tau E_f} - 2 \frac{G_{IIc}}{\tau} \quad (8)$$

où G_{IIc} représente l'énergie de création de surface correspondant à la rupture en mode II de l'interface.

La confrontation de ce modèle avec des résultats d'essais, conduits sur des matériaux composites SiC/LAS avec interphase de carbone, est satisfaisante [6,7]. Dans ce cas, la valeur obtenue pour G_{IIc} est proche de zéro et indique une absence de cohésion dans ce système. Marshall met également en évidence l'effet d'une compression radiale à l'interface sur la valeur de τ [1]. Le seuil de glissement augmente d'une quantité égale au produit du coefficient de frottement par la contrainte normale interfaciale σ_n imposée de sorte que:

$$\tau = \tau_i + (\mu \sigma_n) \quad (9)$$

τ_i = seuil en l'absence de contrainte normale à l'interface F/M.

σ_n = contrainte de compression interfaciale

On peut donc s'interroger sur la validité de l'hypothèse du seuil de frottement constant [8].

II.1.2.2 - Hypothèse d'un frottement mixte

Les modèles suivants, contrairement au précédent, sont basés sur une dépendance du seuil de glissement, vis-à-vis de l'état de contraintes à l'interface. Le seuil sera donc la somme d'un seuil fixe initial, auquel viennent s'ajouter, les effets du frottement thermique et du coefficient de Poisson par l'intermédiaire du coefficient de frottement de Coulomb μ (fig. 4b).

$$\tau = \tau_i - \mu \sigma_n^t - \mu \sigma_n^p(z) \quad (10)$$

Si l'on considère que σ_n^t est indépendant de z , le seuil fixe initial τ_i , indépendant de l'état de contraintes de la structure et la composante d'origine thermique $-\mu \sigma_n^t$, s'additionnent et constituent le seuil initial τ_0

$$\tau = \tau_0 - \mu \sigma_n^p(z) \quad (11)$$

Le seuil de frottement imputable à l'effet Poisson est variable le long de l'axe de la fibre, et variable avec le chargement. Les conséquences de ce

phénomène ont été analysées par différents auteurs [7, 9-13]. La résolution de l'équation d'équilibre (6) suppose l'évaluation de $\sigma_n^p(z)$ qui peut être obtenue par un calcul analytique, moyennant quelques hypothèses simplificatrices.

II.1.2.2.a - Modèle de la fibre rigide (modèle de Shetty)

Ce modèle est proposé pour des systèmes composites pour lesquels $E_f/E_m \gg 1$ [11]. Ce rapport des rigidités suggère l'hypothèse suivante : la déformation radiale de la fibre indentée est égale à celle que l'on observerait pour une fibre dont les bords extérieurs sont libres. Le déplacement de la surface externe de la fibre est donc totalement compensé par la déformation élastique de la matrice.

Il en résulte un état de contraintes à l'interface tel que :

$$\sigma_n^p(z) = \frac{E_m \nu_f}{E_f(1 + \nu_m)} \sigma(z) \quad (12)$$

Dans ce cas la relation $u(F)$ devient :

$$u(F) = \frac{F(1 - 2\nu_f K)}{2\pi r E_f \mu K} - \frac{\tau_o r (1 - 2\nu_f K)}{2 \mu^2 K^2 E_f} \ln \left(\frac{\tau_o + \frac{\mu K_F}{\pi r^2}}{\tau_o} \right) \quad (13)$$

$$\text{avec } k = \frac{E_m \nu_f}{E_f(1 + \nu_m)} \quad (14)$$

II.1.2.2.b - Modèle de la matrice rigide (modèle de Péres)

Ce modèle s'applique plus particulièrement aux systèmes F-M pour lesquels $E_f/E_m \ll 1$ [7]. Basée sur les travaux de Chua et Piggott [14], l'hypothèse faite est que seule la fibre se déforme axialement et radialement et que les contraintes axiales sont équilibrées par les contraintes de cisaillement à l'interface. La matrice est supposée être infiniment rigide dans la direction radiale. Comme précédemment, le seuil de glissement est du type :

$$\tau = \tau_0 - \mu \sigma_n^p(z)$$

$$\sigma_n^p(z) = v_f \frac{E_m}{E_f} \sigma(z) \quad (15)$$

Le déplacement de la fibre s'écrit alors :

$$u(F) = \frac{F}{2 E_f \mu k' \pi r} - \frac{\tau_0 r}{2 \mu^2 k'^2 E_f} \ln\left(\frac{\tau_0 + \frac{\mu k' F}{\pi r^2}}{\tau_0}\right) \quad (16)$$

$$\text{avec } k' = \frac{v_f E_m}{E_f} \quad (17)$$

Par le choix des hypothèses concernant les déformations radiales, les modèles précédents ne sont pas adaptés au cas d'un système composite tel que $E_f/E_m \approx 1$. D'autre part, le choix de ces hypothèses reste discutable pour des systèmes présentant des écarts de rigidité importants. Aussi nous proposons un modèle plus général.

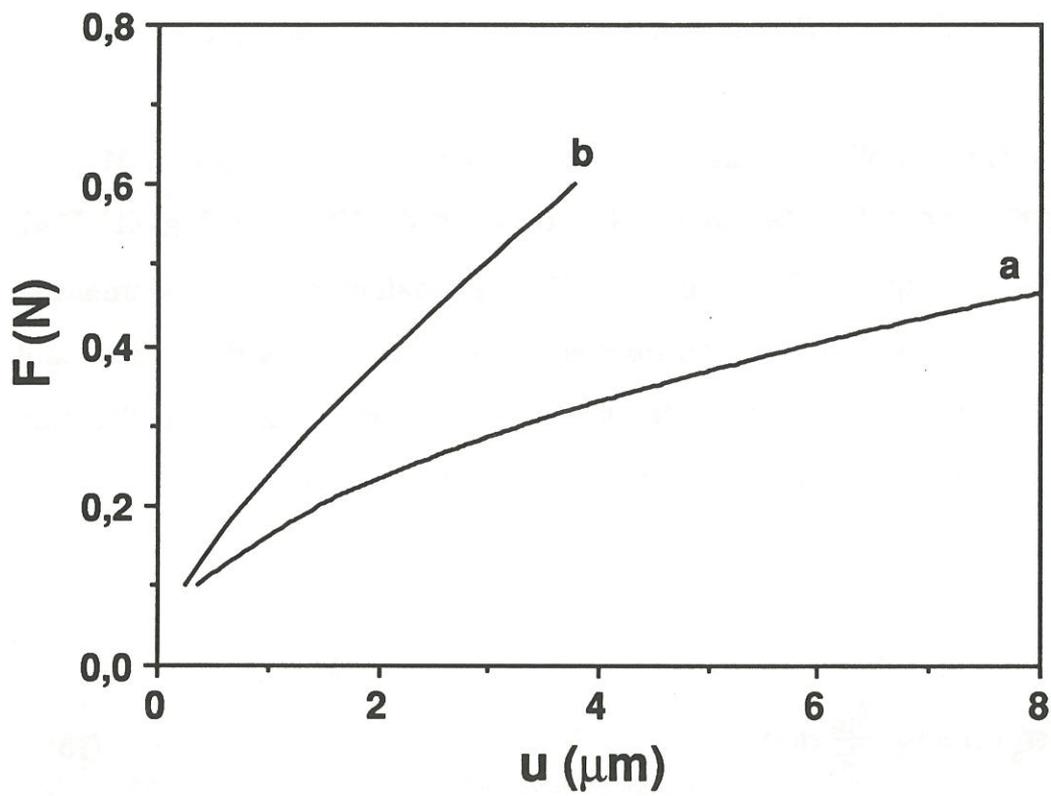


Fig. 6: Courbes charge-déplacement - SIC-SIC

($V_f = 0,4$, $\tau_0 = 10$ MPa, $\mu = 0,05$)

a) Modèle à seuil fixe

b) Modèle à seuil mixte

II.1.2.2.c - Modèle proposé

Contrairement aux deux modèles précédents de Shetty et Pères, les déformations radiales induites par la compression axiale de la fibre sont réparties dans la fibre et dans la matrice et non, accommodées par un seul des constituants [15,16].

$$\text{d'où } \sigma_n^p(z) = \frac{\nu_f}{E_f} \left(\left(\frac{1+\nu_m}{E_m} \right) + \left(\frac{1+\nu_f}{E_f} \right) \right)^{-1} \sigma_z(z) \quad (18)$$

La relation (12) reste inchangée avec seulement k'' à la place de k' .

$$k'' = \frac{\nu_f}{E_f} \times \frac{E_m E_f}{(1+\nu_m)E_f + (1-\nu_f)E_m} \quad (19)$$

Les trois modèles proposés dans le cas d'un frottement à seuil mixte conduisent à une relation $u(F)$ similaire: $u(F) = \alpha.F - \beta \ln(1+\gamma F)$, mais dont les paramètres α , β , γ diffèrent. La comparaison des deux types de courbes $F(u)$ (seuil fixe ou mixte) met en évidence le caractère plus plat de la courbe issue des modèles à seuil mixte qui traduit l'augmentation du seuil de glissement avec la charge (Fig. 6).

Ces différents modèles se distinguent par le type de frottement considéré et par le choix des hypothèses simplificatrices nécessaires à l'évaluation du champ de contraintes interfaciales. Afin d'évaluer l'adéquation de ces modèles avec la réalité, il est indispensable de les comparer à une approche ne nécessitant pas d'hypothèses simplificatrices et cela pour différents systèmes.

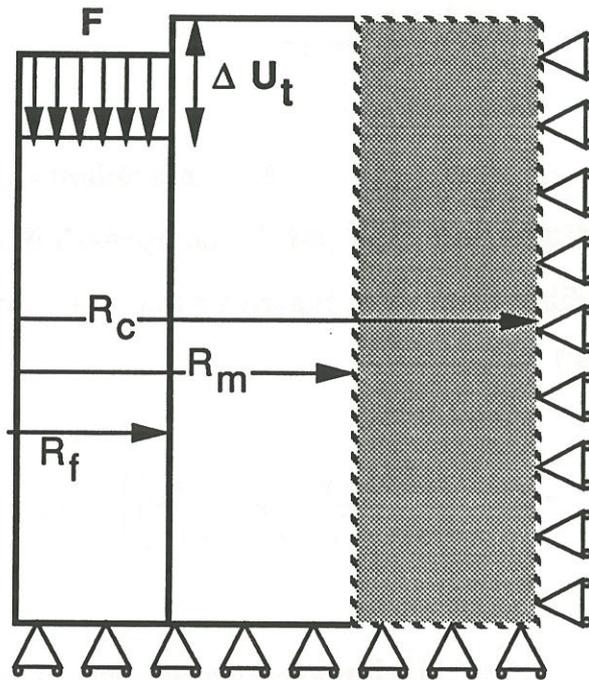


Fig. 7 : Schéma de la géométrie du système

II.2 - SIMULATIONS NUMERIQUES

II.2.1 - Principe des simulations numériques

Afin de s'affranchir des hypothèses simplificatrices nécessaires à la résolution analytique du test de microindentation, nous avons réalisé des simulations numériques de cet essai au moyen d'un programme utilisant la méthode des éléments finis, intégrant des phénomènes de frottement [18]. Ce programme^(*), permet de calculer le champ de contraintes et de déformations d'un ensemble de solides élastiques ayant des frontières communes où le contact est modélisé par une loi de frottement soit à seuil fixe, soit de Coulomb ou mixte. Dans ce cas, la méthode utilisée repose sur une discrétisation en éléments finis du problème à seuil de glissement fixe couplée à une itération de type point fixe sur le seuil de glissement (cf Chap. III) . L'utilisation de ce programme permet donc de tenir compte des déformations longitudinales et transverses de la fibre et de la matrice. La structure étudiée est une structure axisymétrique centrée, sur la fibre indentée, qui est entourée d'une gaine de matrice, le tout noyé dans un troisième corps ayant les propriétés élastiques résultant de la loi des mélanges des modules d'Young (Fig. 7). Entre la fibre et sa gaine de matrice, il est possible d'introduire un ou plusieurs matériaux d'interphase. L'épaisseur de matrice est cohérente avec le taux de fibre du troisième corps.

(*) Programme développé par MM Degueil, Lancelle (S.E.P. - Le Haillan)

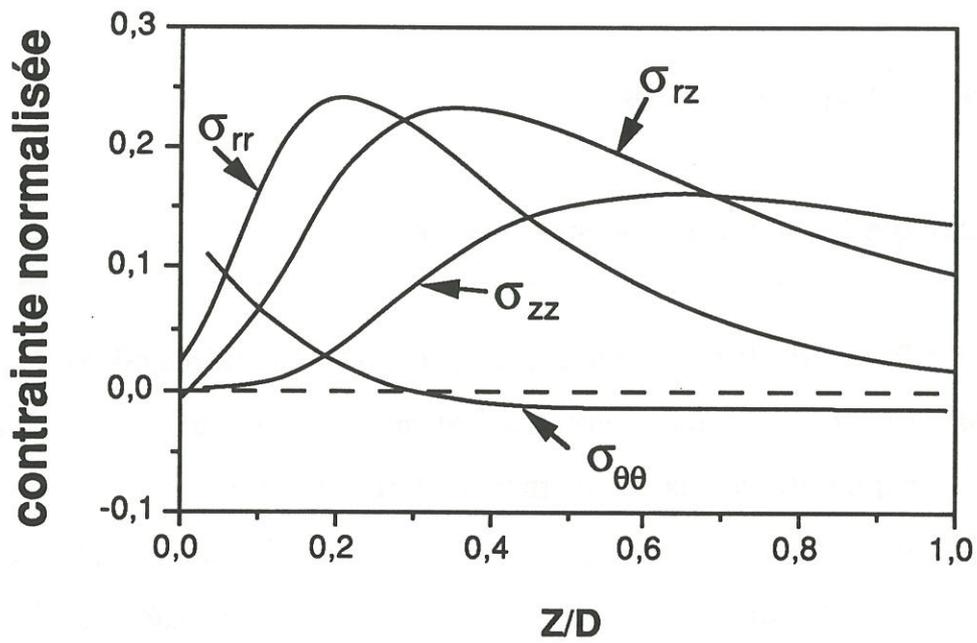


Fig. 8 : Evolution des contraintes à l'interface en fonction de la distance à l'extrêmité libre de la fibre (résultats de Mandell et al.) [2]

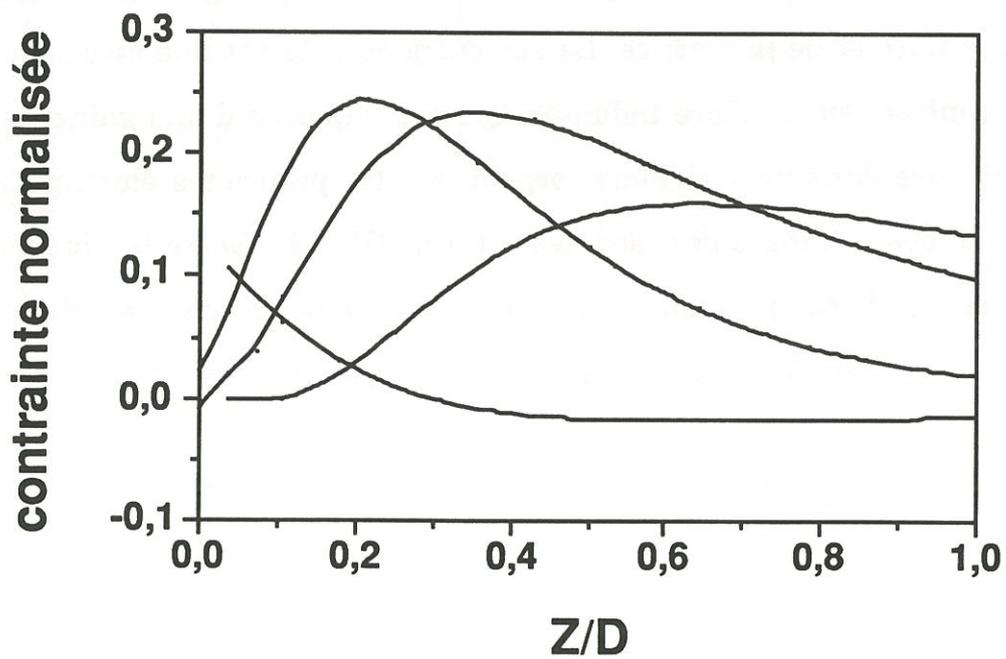


Fig. 9: Evolution des contraintes à l'interface en fonction de la distance à l'extrêmité d'un système lié.

II.2.2 - Choix du maillage et des conditions aux limites

Le choix du maillage conditionne la fiabilité et la cohérence des résultats. Dans ce cas, compte tenu de la géométrie de l'échantillon et le caractère local de la sollicitation, le maillage a été plus particulièrement affiné en bout de fibre et au voisinage de l'interface. Ce choix a été confirmé par la comparaison des résultats obtenus par notre programme et ceux obtenus par Mandell et al [2] dans le cas d'un système SiC-LAS non frottant (Tab. 1).

	E (GPa)	ν	G (GPa)
Fibre	200	0,22	77
Matrice	88	0,3	36

Les valeurs obtenues pour les contraintes σ_{zz} , σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, τ_{rz} à l'interface par ces deux calculs sont représentées aux figures 8 et 9. Les résultats sont similaires, plus particulièrement pour σ_{rr} et τ_{rz} , pour lesquelles il y a continuité à l'interface. Les valeurs obtenues pour σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ présentent un petit écart qui est attribuable à la non continuité de ces contraintes à l'interface F-M. Les valeurs reportées sont en fait les limites de ces contraintes lorsque r tend vers r_f avec $r > r_f$. Le maillage résultant de cette optimisation est représenté à la figure 10.

Les conditions aux limites imposées à la structure modélisée se doivent d'être représentatives de celles qui se manifestent expérimentalement. Le fait de prendre en compte l'épaisseur de composite autour de la fibre et de sa gaine de matrice répond à cette exigence. Toutefois, il n'est pas possible de tenir compte de la taille réelle de l'échantillon (r_c/r_f de l'ordre de 10^2 , 10^3) sans

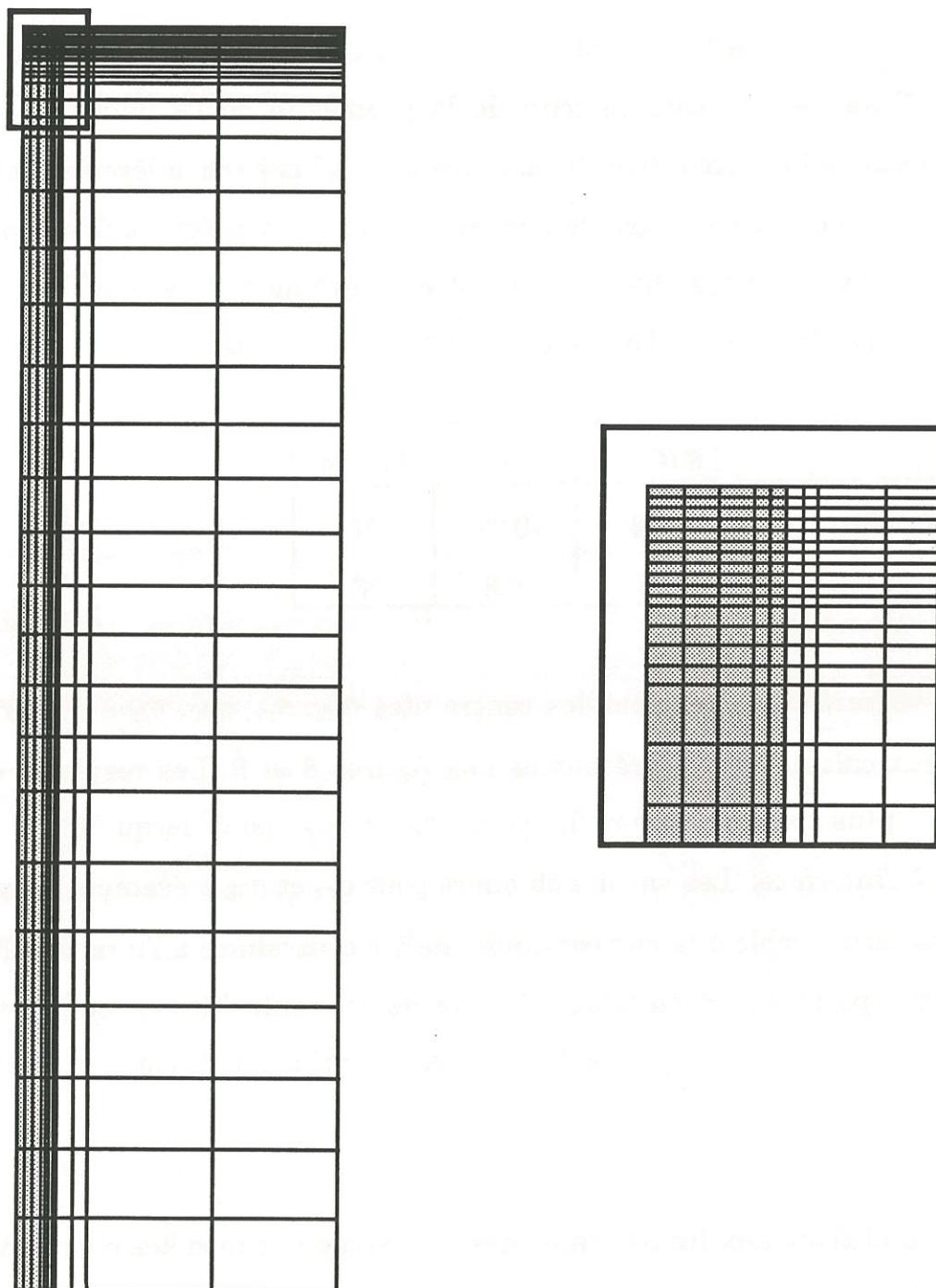


Fig. 10: Représentation du maillage utilisé

entraîner une multiplication coûteuse des temps de calcul. La taille de l'échantillon optimale est égale à celle de la zone affectée par l'application d'une charge ponctuelle. Au delà d'une distance de l'ordre de 10 fois le rayon de la fibre, les résultats ne sont plus modifiés par une augmentation de l'épaisseur de composite. Expérimentalement, la charge est appliquée au moyen d'une pyramide Vickers, cette sollicitation ne peut pas être reproduite. La sollicitation sera représentée soit par l'application d'une charge uniformément répartie sur une partie ou la totalité de la section de la fibre ou bien par un déplacement imposé sur cette même zone. Suivant le mode d'application de la charge, l'état de contraintes à l'interface sera quelque peu différent mais les courbes $u(F)$ ne seront pas affectées de façon significative par ce paramètre. Enfin les conditions imposées sur la surface externe de l'échantillon ont également une incidence sur les résultats. En effet, si l'on considère que la surface externe du composite est libre de se déplacer axialement et radialement, on sous estime la rigidité de l'environnement de l'interface et donc les effets Poisson. A l'inverse, si l'on bloque radialement ces points, les effets Poisson seront surestimés. Toutefois ces effets sont mineurs, dès lors que l'épaisseur de composite est suffisante.

IL3 - RESULTATS - DISCUSSION

Après avoir déterminé les conditions optimales d'utilisation du programme de simulation, celui-ci a été utilisé pour plusieurs systèmes afin de le comparer aux modèles analytiques et aux résultats expérimentaux, mais aussi, d'explorer les différents paramètres qui ne peuvent être pris en compte dans ces modèles.

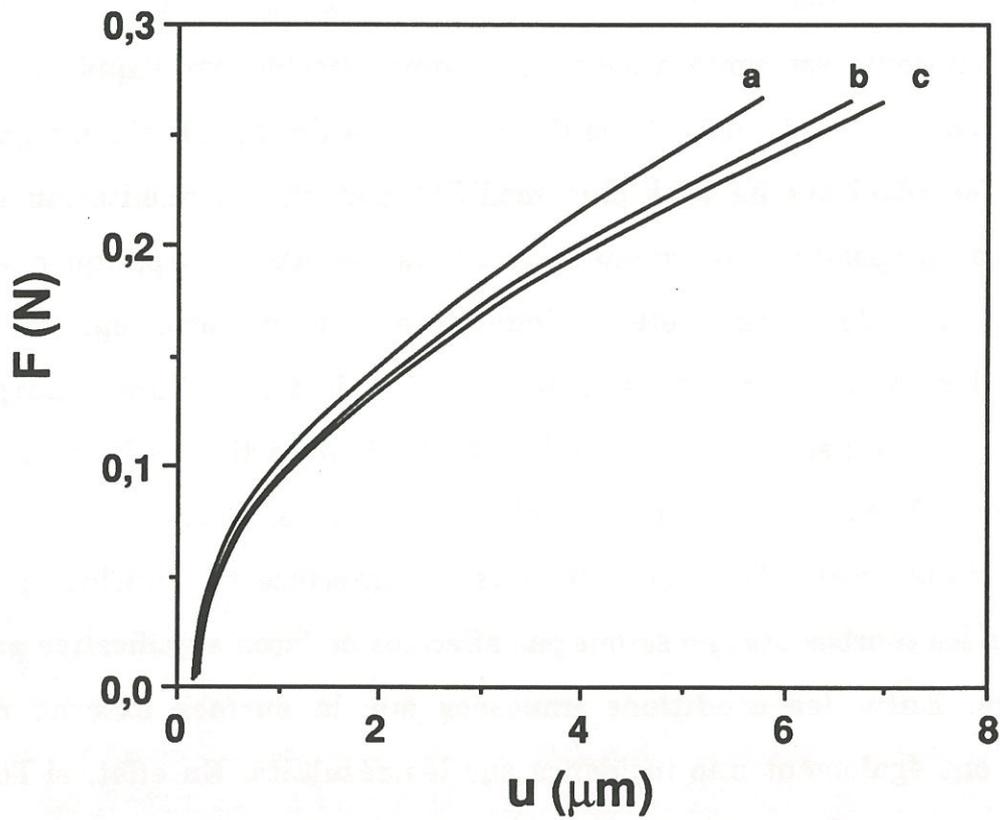


Fig. 11: Courbes charge-déplacement - SiC-LAS (Seuil fixe)

a) simulation numérique ($\tau_0 = 3,6$ MPa; $\mu = 0,01$)

b) simulation numérique ($\tau_0 = 3,6$ MPa; $\mu = 0$)

c) modèle de Marshall ($\tau_s = 3,6$ MPa)

II.3.1 - Comparaison des simulations numériques avec les modèles approchés

II.3.1.1 - Hypothèse d'un frottement à seuil fixe

L'hypothèse d'un frottement à seuil fixe est la plus généralement faite pour l'exploitation de courbes expérimentales d'indentation effectuées sur un composite unidirectionnel SiC-LAS [6,7]. Après soustraction de la profondeur de l'empreinte dans la fibre, la courbe expérimentale $F-u$ obtenue est bien représentée par la relation résultant de l'analyse de Marshall $u = kF^2$. Les simulations numériques conduisent à une relation du même type ; toutefois, le coefficient de proportionnalité k dépend non seulement des paramètres apparaissant dans la relation (7) (r , E_f , τ_s) mais aussi de la raideur de l'environnement de la fibre (épaisseurs et rigidités axiales de la matrice et du composite). En effet, l'analyse de Marshall est basée sur l'hypothèse de rigidité infinie de cet environnement et la non validité de celle-ci (les déformations axiales de la matrice au voisinage de l'interface sont non nulles) entraîne une diminution du déplacement relatif fibre-matrice (fig. 11). Cet écart sera d'autant plus grand que la raideur du système matrice-composite est faible. Ainsi la simulation numérique d'un essai d'indentation, dans des conditions similaires à celles des essais effectués par Marshall, avec un seuil de 3,6 MPa conduit à une courbe $u(F)$ identique à celle résultant de l'analyse de Marshall pour un seuil de 3,8 MPa (tab. 2) . L'utilisation du modèle de Marshall, lors de l'exploitation de courbes expérimentales, conduit donc à surestimer légèrement le seuil de glissement. Toutefois cette analyse n'est applicable que pour les systèmes pour lesquels le coefficient de frottement est nul.

L'utilisation du modèle de Marshall, pour un système ayant un coefficient de frottement non négligeable, met en évidence un écart significatif.

	E (GPa)	v	G (GPa)
Fibre	200	0,3	77
Matrice	80	0,3	31

Seuil fixe:	$\tau_s = 3,6 \text{ MPa}$
Seuil mixte:	
$\tau_0 = 3,6 \text{ MPa}$	$\mu = 0,01$
$r = 7 \text{ }\mu\text{m}$	$r_m = 11 \text{ }\mu\text{m}$

Ainsi la simulation réalisée sur le système précédent en supposant un seuil initial de 3,6 MPa et un coefficient de frottement de 0,01 (valeur proposée par Marshall) conduit à des valeurs de déplacement inférieures d'environ 15 % à celles prédites par le modèle de Marshall (fig. 11).

II.3.1.2 - Hypothèse d'un frottement mixte

Cette loi de frottement doit être prise en compte dès que la dépendance du seuil de frottement vis à vis de la contrainte radiale est non négligeable. Trois modèles analytiques intégrant cette loi de frottement ont été examinés. Les deux premiers sont proposés et utilisés pour des systèmes composites particuliers, le troisième que nous proposons présente un caractère plus général. Ces trois modèles sont comparés aux simulations numériques pour deux systèmes composites tels que pour l'un $E_f > E_m$ et pour l'autre $E_m > E_f$.

II.3.1.2.a - Cas d'un système tel que $E_f > E_m$

Les composites SiC-LAS ayant fait l'objet d'essais d'indentation et étant à l'origine du modèle de Shetty, ce système a été choisi pour réaliser des comparaisons dans le cas où $E_f > E_m$ [11]. Les propriétés du système étudié sont identiques à celles choisies par Shetty (tab. 3).

	E (GPa)	ν	G (GPa)
Fibre	200	0,15	87
Matrice	80	0,3	31

Seuil mixte:	
$\tau_0 = 1,7 \text{ MPa}$	$\mu = 0,1-0,2$
$r = 15 \text{ }\mu\text{m}$	$r_m = 20 \text{ }\mu\text{m}$

Ainsi que l'illustre la figure 12, le modèle de la fibre rigide et la modélisation par éléments finis conduisent à des courbes $u(F)$ très proches. Le modèle de la matrice rigide prédit des déplacements inférieurs d'environ 15 % aux précédents, qui sont justifiés par la non validité des hypothèses concernant les déformations radiales au voisinage de l'interface. Ce modèle tenant compte des déformations radiales de la fibre et la matrice, qui est supposé plus réaliste que le modèle de la fibre rigide, conduit pourtant à des résultats plus éloignés de ceux obtenus par simulation numérique. Afin d'expliquer ceci, il convient de souligner que les modèles b et d supposent une rigidité axiale infinie pour la matrice, alors que les simulations numériques tiennent compte des déformations axiales de la matrice. Or nous avons pu mettre en évidence dans le cas d'un frottement à seuil fixe, que la non-prise en compte de ces

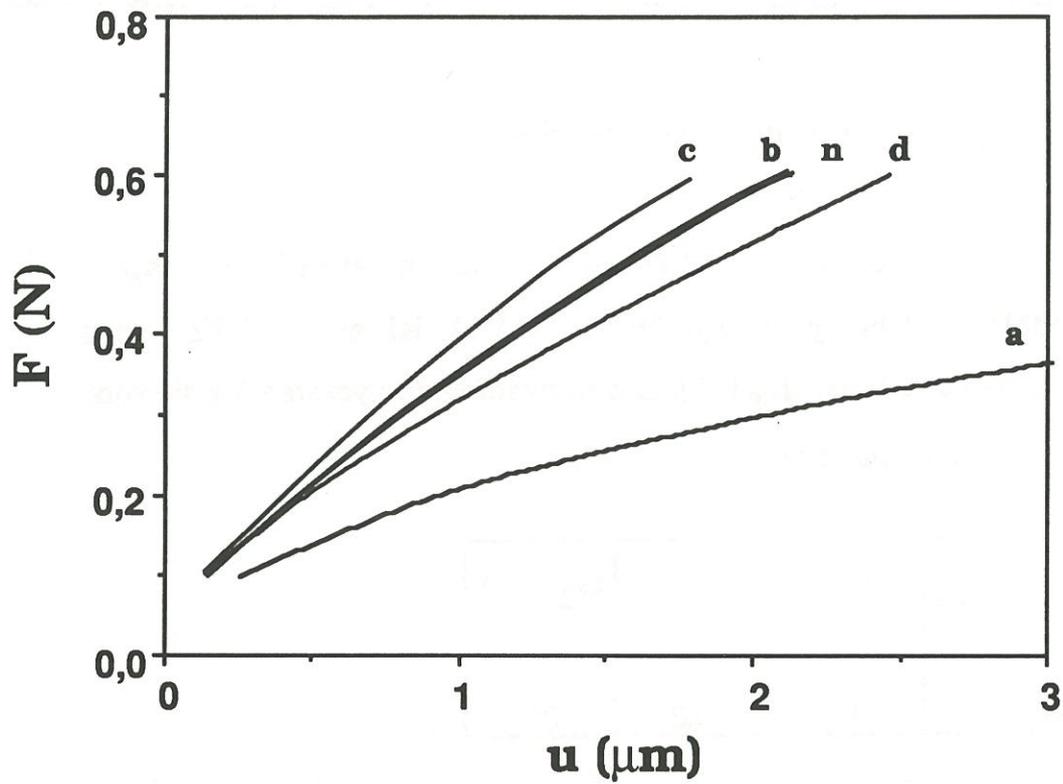


Fig. 12: Courbes charge-déplacement - SiC-LAS. (Seuil mixte).

($V_f = 0,4$, $\tau_o = 1,7\text{MPa}$, $\mu = 0,2$)

a) Modèle de Marshall

b) Modèle de la fibre rigide

c) Modèle de la matrice rigide

d) Modèle proposé

n) Modélisation par éléments finis

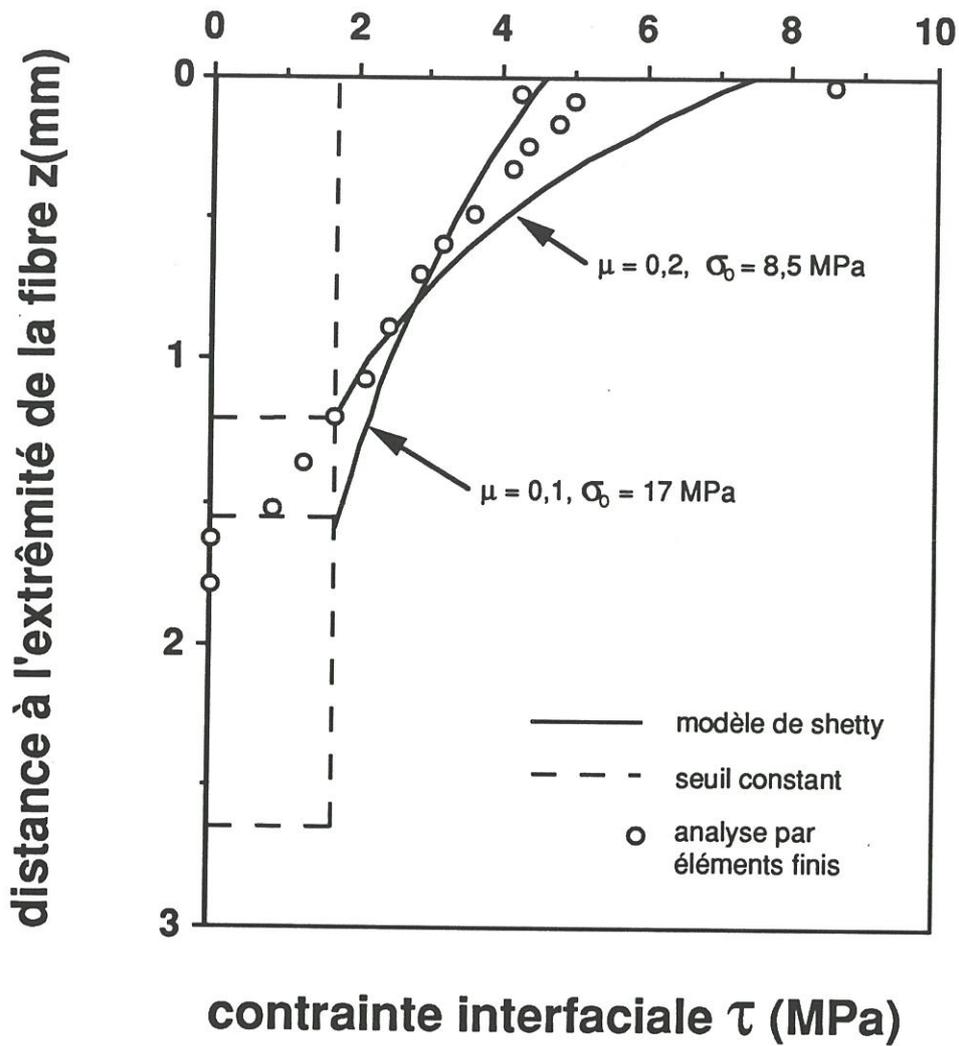


Fig. 13 : Evolution de la contrainte interfaciale de glissement selon différents modèles numériques [11]

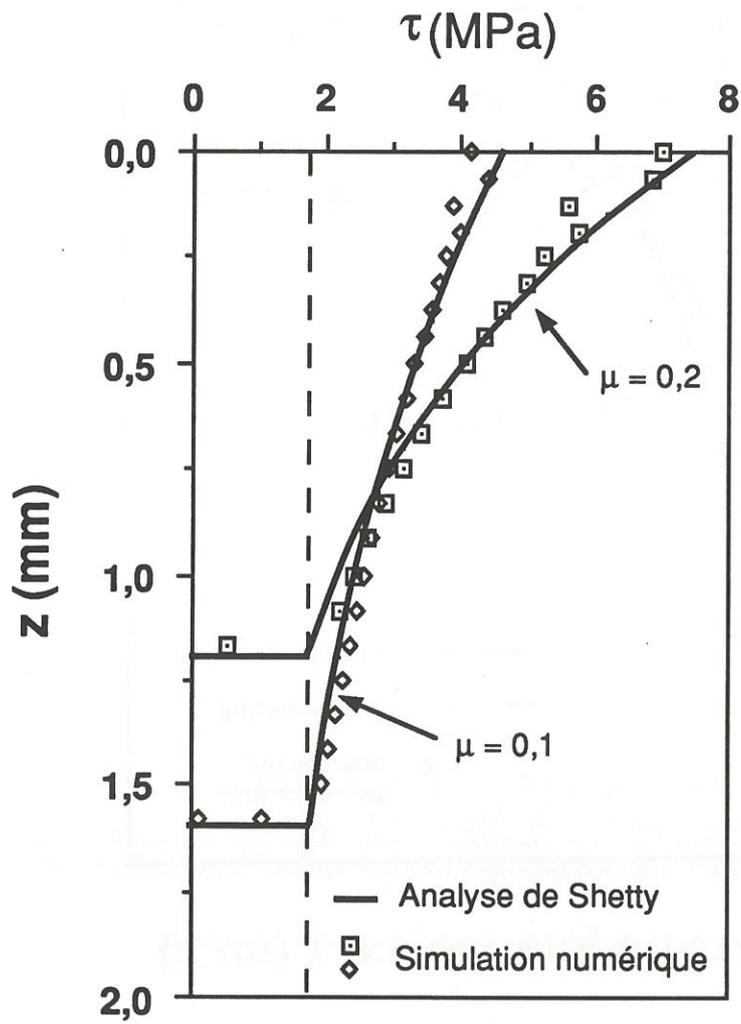


Fig. 14: Comparaison des évolutions de la contrainte interfaciale de cisaillement en fonction de la distance à l'extrémité de la fibre

déformations conduit à une surestimation du déplacement $u(F)$. Dans le modèle de la fibre rigide, les hypothèses de rigidités axiale et radiale infinies pour la matrice induisent des écarts par rapport à la réalité qui se compensent, et aboutissent ainsi à un résultat très proche de celui obtenu par la simulation numérique, qui tient compte des déformations axiales et radiales de la matrice.

Shetty avait déjà réalisé une comparaison de son modèle avec une modélisation par éléments finis (Faber et al.). Toutefois, il a comparé les deux modèles pour des caractéristiques de frottement quelque peu différentes. Le calcul par éléments finis est effectué pour un frottement de Coulomb sans seuil initial et un coefficient de frottement de 0,2. Les résultats proposés par Shetty par une analyse approchée sont associés aux caractéristiques de frottement suivantes ($\tau_0 = 1,7$ MPa et $\mu = 0,1$) ou ($\tau_0 = 1,7$ MPa et $\mu = 0,2$). Dans ces conditions, les profils obtenus pour la contrainte de cisaillement interfacial en fonction de z sont de même nature et mettent en évidence une augmentation importante du seuil de glissement liée aux effets Poisson (fig. 13). Les profils obtenus par notre simulation numérique pour un frottement mixte ($\mu = 0,1$; $\tau_0 = 1,7$ MPa et $\mu = 0,2$; $\tau_0 = 1,7$ MPa) sont en parfaite adéquation avec ceux prédits par Shetty (fig.14) pour les mêmes caractéristiques de frottement.

Ayant mis en évidence, l'importance des effets Poisson sur la valeur du seuil de frottement dans le cas d'un frottement de Coulomb, il devient évident que les courbes $u(F)$ avec ou sans prise en compte de cette augmentation du seuil vont être très différentes. Ainsi sur la figure 12, le déplacement obtenu pour un seuil fixe de 1,7 MPa est très supérieur à celui obtenu pour un frottement de Coulomb ($\tau_0 = 1,7$ MPa ; $\mu = 0,2$). Il convient également de souligner que l'allure des courbes $u(F)$ peut être décrite par une relation du

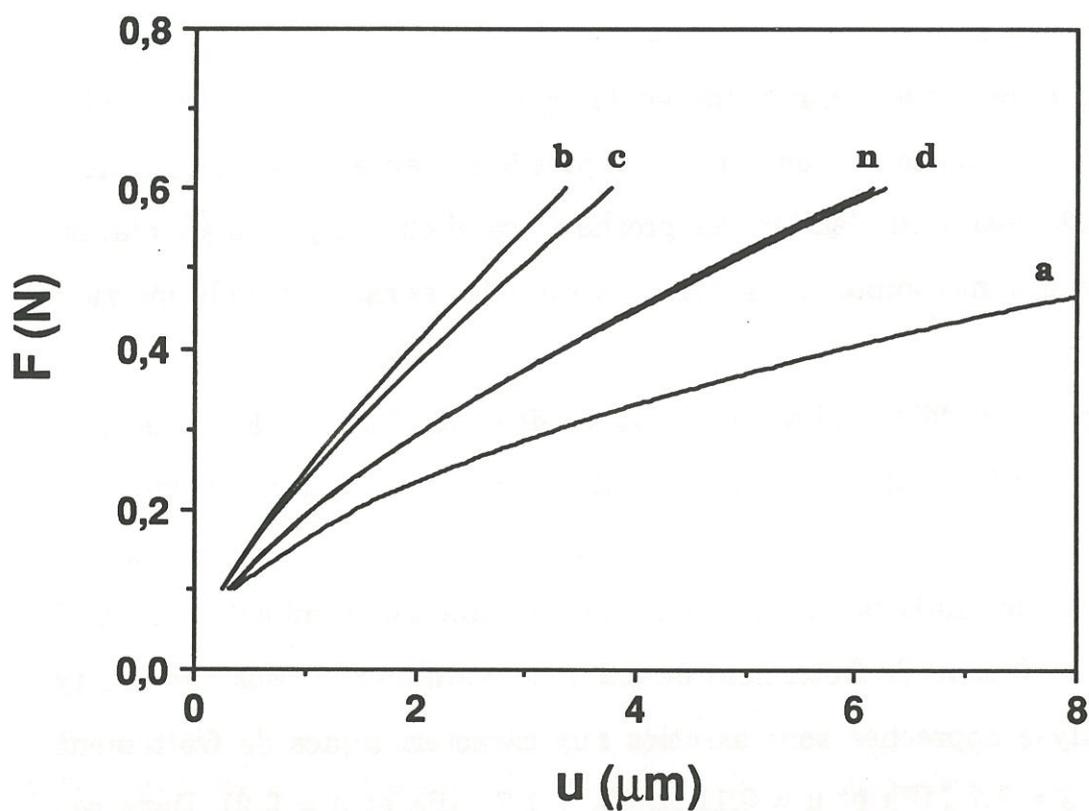


Fig. 15: Courbes charge-déplacement - SiC-SiC. (Seuil mixte)

($V_f = 0,4$, $\tau_0 = 10\text{MPa}$, $\mu = 0,05$)

a) Modèle de Marshall

b) Modèle de la fibre rigide

c) Modèle de la matrice rigide

d) Modèle proposé

n) Modélisation par éléments finis

type $u = \alpha F - \beta \ln(1 + \gamma F)$ pour les différents modèles approchés basés sur l'hypothèse d'un frottement de coulomb ainsi que pour les simulations numériques effectuées avec la même hypothèse.

II.3.1.2.b - Cas d'un système tel que $E_m > E_f$

Dans ce cas, les comparaisons ont tout d'abord été réalisées sur un composite du type SiC-SiC ayant les propriétés suivantes (tab.4) :

	E (GPa)	ν	G (GPa)
Fibre	200	0,15	87
Matrice	350	0,3	135

Seuil mixte:	
$\tau_0 = 10 \text{ MPa}$	$\mu = 0,05$
$r = 7 \text{ }\mu\text{m}$	$r_m = 11 \text{ }\mu\text{m}$

La figure 15 met en évidence un écart très important entre les résultats obtenus par les modèles de la fibre rigide, ou de la matrice rigide et les simulations numériques. Pour ces deux modèles approchés, la non-prise en compte des déformations radiales de l'un ou l'autre des constituants conduit à une surestimation des effets Poisson très importante. D'après les simulations numériques, les déformations transverses de la matrice pour un composite SiC-SiC sont non négligeables, plus particulièrement en bout de fibre, et justifient l'écart observé entre le modèle de la matrice rigide et les simulations numériques. Cet écart est observé lors de la comparaison des résultats pour différents jeux de paramètres ($\mu, \tau_0, \nu_f, \nu_m$). Il est d'autant plus important que

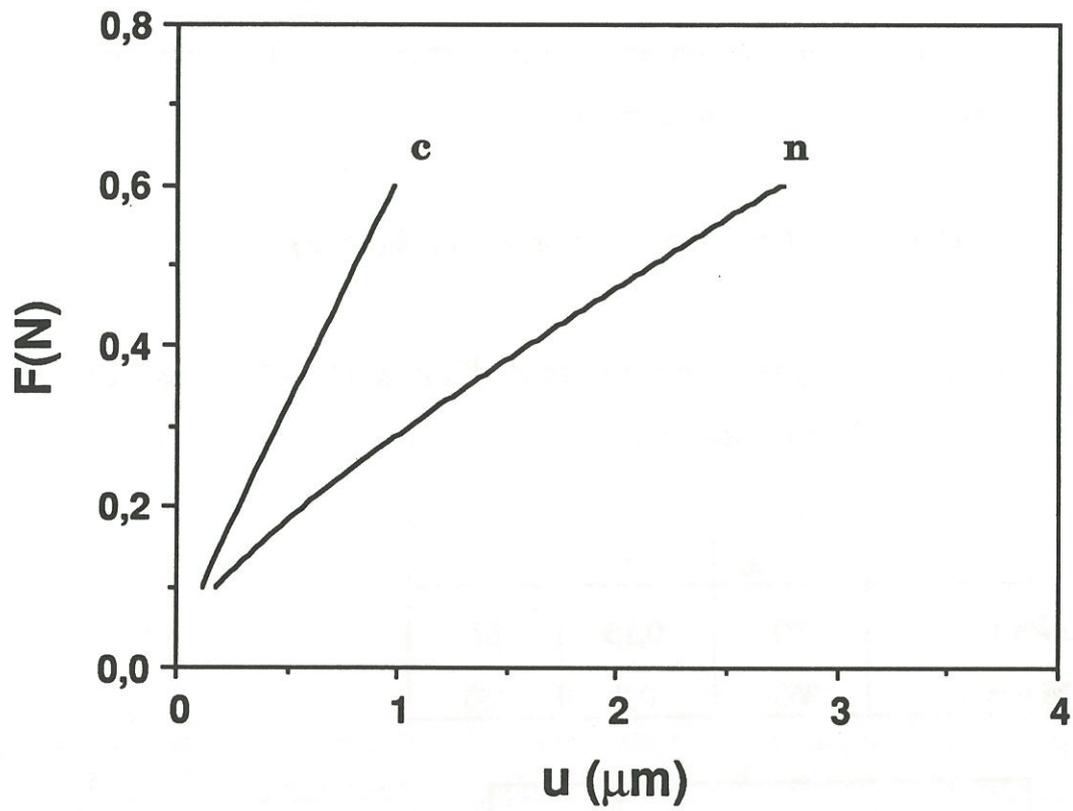


Fig. 16: Courbes charge-déplacement (Seuil mixte)

($V_f = 0,4$, $\tau_0 = 10\text{MPa}$, $\mu = 0,05$)

c) Modèle de la matrice rigide

n) Modélisation par éléments finis

μ et ν_f sont élevés. Afin de déterminer un éventuel domaine d'utilisation, des comparaisons entre le modèle de la matrice rigide et les simulations numériques ont été effectuées pour un composite caractérisé par une matrice extrêmement rigide (tab. 5).

	E (GPa)	ν	G (GPa)
Fibre	200	0,3	77
Matrice	800	0,3	308

Seuil mixte:	
$\tau_0 = 10 \text{ MPa}$	$\mu = 0,05$
$r = 7 \text{ }\mu\text{m}$	$r_m = 11 \text{ }\mu\text{m}$

Toutefois l'adéquation entre les résultats de ces deux modèles n'est pas meilleure dans ce cas que dans le cas du composite SiC-SiC (fig. 16). Compte tenu de ces résultats, il s'avère donc indispensable de tenir compte des déformations radiales de la matrice et donc de proposer un modèle approché plus général. Dans le cas représenté à la figure 15 et pour différents jeux de paramètres (τ , μ , ν_f , ν_m), on observe une bonne corrélation entre les résultats issus du modèle approché général et les simulations numériques.

II.3.2- Comparaison des approches théoriques et expérimentales

Certains des modèles approchés présentés dans cette étude ont non seulement déjà fait l'objet de comparaison avec une étude expérimentale mais aussi permettent d'exploiter les courbes expérimentales. Le modèle de Marshall proposé pour un frottement à seuil fixe est utilisé avec satisfaction

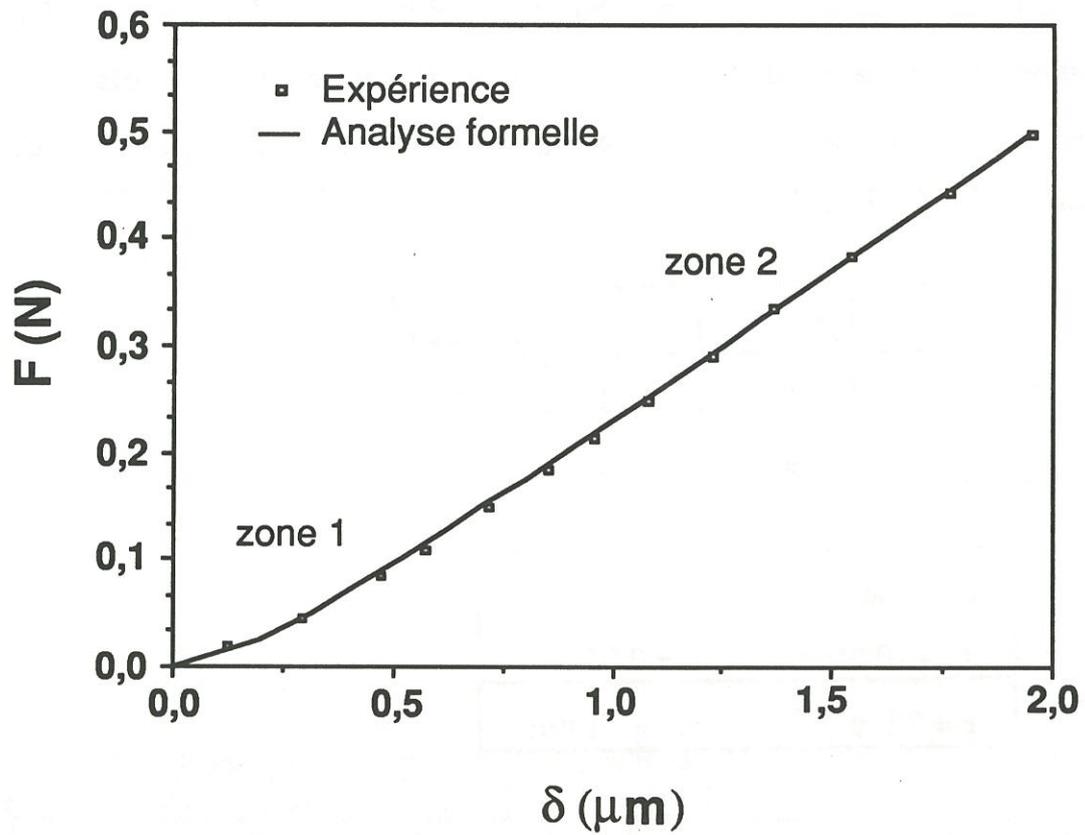


Fig. 17: Simulation analytique de l'essai d'indentation, comparaison expérience/ théorie.

pour l'exploitation d'essais d'indentation sur composite SiC-LAS notamment par Marshall et Pères [6,7]. Pour les matériaux qu'ils ont testés, la prise en compte d'un frottement de Coulomb n'est pas nécessaire (le coefficient de frottement est très faible). Toutefois des essais de push-out ont été conduits sur des matériaux SiC-LAS et conduisent à la détermination d'un seuil initial et d'un coefficient de frottement.

Plus récemment des essais de microindentation ont été réalisés sur des composites SiC-SiC unidirectionnels. Notamment, des essais ont été menés à l'ONERA sur un SiC-SiC 1D avec interphase de carbone fourni par la SEP au moyen d'un microindenteur [9]. Un exemple de courbe expérimentale F- δ est présenté à la figure 17. Celle-ci fait apparaître deux zones caractéristiques.

La zone (1) jusqu'à 0,1 N correspond à un poinçonnage de la fibre par le diamant pyramidal Vickers, sans glissement différentiel F-M apparent. Le déplacement δ mesuré étant alors égal à la profondeur h de l'empreinte formée, le lissage de cette partie de la courbe par une loi exponentielle de Meyer fournit les valeurs des paramètres α et β . Ces valeurs sont confirmées par la comparaison, au point de chargement maximal de la courbe expérimentale d'indentation, de la valeur théorique de h issue de la loi Meyer à celle que l'on peut mesurer à partir de la diagonale de l'empreinte formée. Dans la zone (2), l'allure de la courbe est pilotée par l'action conjuguée de la pénétration du poinçon dans la fibre et du glissement différentiel F-M. Connaissant la loi qui régit le premier phénomène cité, il est possible en tout point de la courbe expérimentale F- δ , de connaître le déplacement relatif F-M :

$$u(F) = \delta(F) - h(F).$$

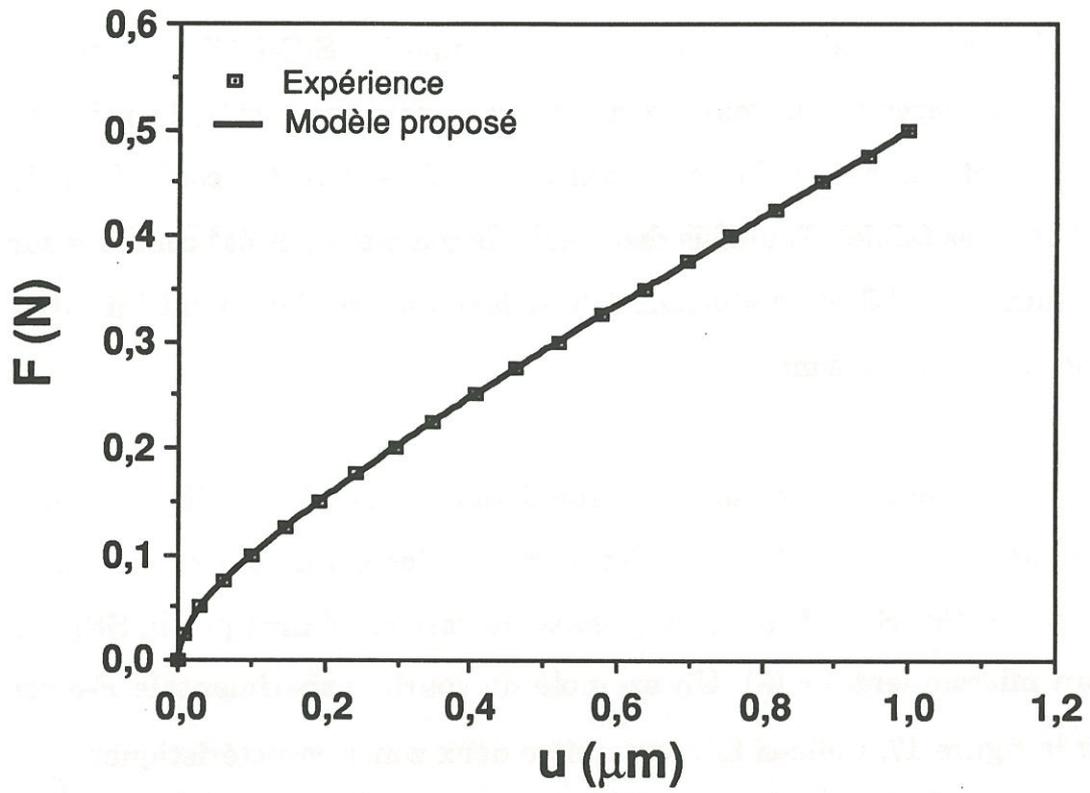


Fig. 18: Simulation analytique de l'essai d'indentation

Pour exploiter les courbes expérimentales d'indentation et déterminer la valeur des paramètres relatifs au glissement F-M, un programme de simulation analytique permet de calculer, pour des incréments de charge successifs F_i , le déplacement $\delta(F_i)$ global dont la composante $h(F_i)$ répond à la loi de Meyer précédemment définie, et dont la composante de glissement $u(F_i)$ répond au modèle général proposé au paragraphe (II.1.2.2.c). $\delta(F_i)$ s'écrit donc:

$$\delta(F_i) = \alpha \sqrt{F_i} + \frac{F_i}{2 E_f \mu k'' \pi r} - \frac{\tau_0 r f}{2 \mu^2 k''^2 E_f} \ln \left(1 + \frac{\mu k'' F_i}{\pi \tau_0 r^2} \right) \quad (20)$$

Les propriétés élastiques de la fibre et de la matrice étant fixées (il n'est pas tenu compte de l'interphase de carbone), les inconnues du système sont: le coefficient de frottement de Coulomb μ , et le seuil de glissement τ_0 , que l'on ajuste afin de reproduire la courbe expérimentale.

La courbe expérimentale de la figure 18 est reproduite avec satisfaction pour les paramètres suivants (tab. 6):

	E (GPa)	v	G (GPa)
Fibre	200	0,25	80
Matrice	350	0,2	146

Seuil mixte:
$\tau_0 = 12 \text{ MPa}$ $\mu = 0,21$
$r = 7,94 \text{ }\mu\text{m}$ $H_v = 21 \text{ GPa}$

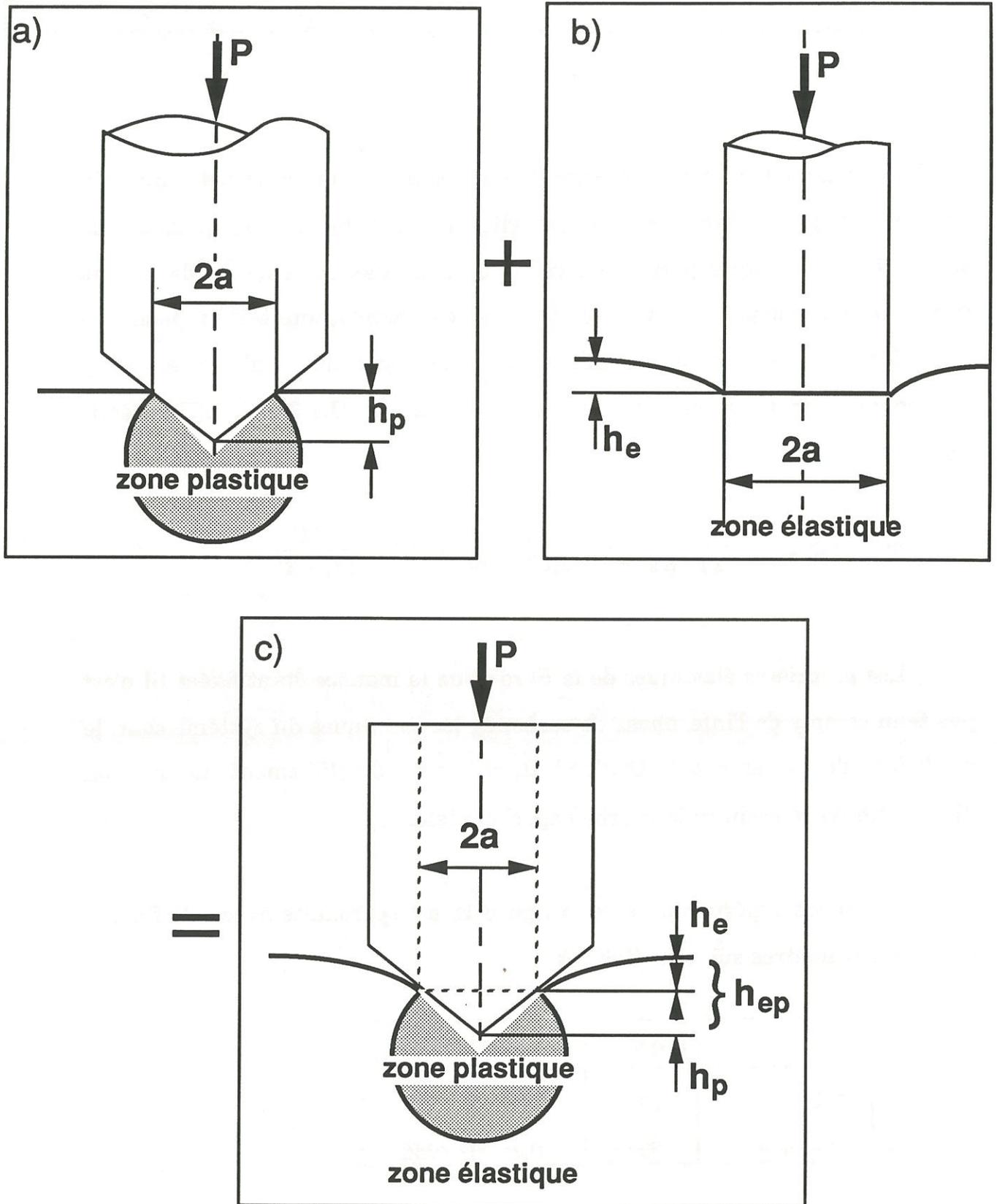


Fig. 19 : Représentation schématique d'un essai d'indentation [18]

a) déformation plastique

b) déformation élastique

c) déformation élastoplastique

Il convient de souligner que pour un tel système conduisant à une valeur élevée du coefficient de frottement, le modèle de frottement à seuil fixe ne peut être utilisé. L'utilisation du modèle de la matrice rigide pour l'exploitation conduit à des caractéristiques de frottement très différentes.

II.3.3 - Influence de différents paramètres

En dépit de la simplicité apparente de l'essai de microindentation, nous avons pu mettre en évidence la complexité de l'état de contraintes et de déformations provoqué par une telle sollicitation. Aussi, de nombreux paramètres ont une influence sur la réponse. Notamment, au-delà des paramètres qui apparaissent dans l'analyse de Marshall (Module d'Young et rayon de la fibre), nous avons vu que la raideur de l'environnement a une incidence sur la courbe d'indentation. Parmi les paramètres influents, certains peuvent être intégrés dans un modèle approché telles que les propriétés élastiques de la fibre et de la matrice. D'autres paramètres tels que le taux de fibre, la taille de l'empreinte, ou bien encore les caractéristiques d'une zone interfaciale ne peuvent être pris en compte.

II.3.3.1 - Taille de l'empreinte

Indépendamment de la profondeur de l'empreinte qui est directement reliée à la taille de celle-ci, la taille de l'empreinte a une influence sur le déplacement relatif entre la fibre et la matrice. En effet si l'on considère la représentation du test d'indentation sur échantillon massif (fig.19) [18], on observe que l'indentation peut se décomposer en deux phénomènes : la déformation plastique d'une part et la déformation élastique d'un solide

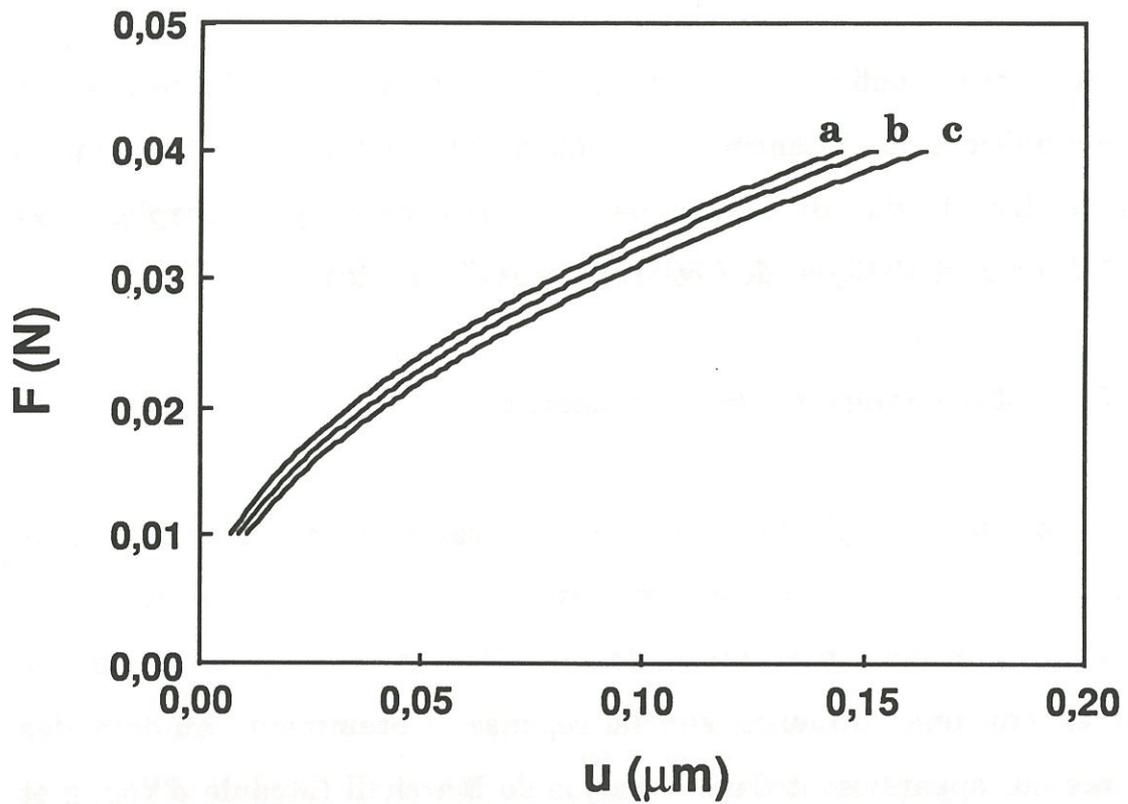


Fig. 20: Courbes charge-déplacement - SiC-LAS (seuil fixe: 3,6 MPa).
a) Modélisation par éléments finis, empreinte de 3,5 μm
b) Modélisation par éléments finis, empreinte de 7 μm
c) Modèle de Marshall.

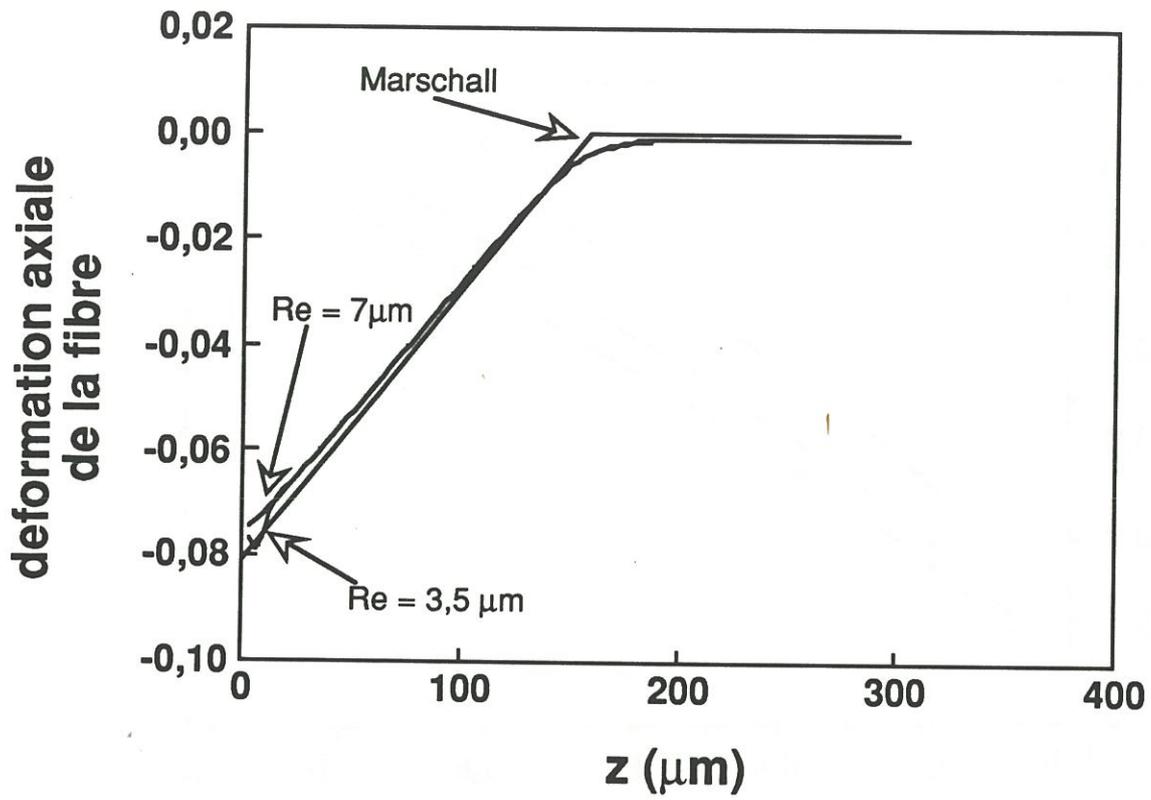


Fig. 21: Déformation axiale de la fibre indentée en fonction de la distance à l'extrémité libre de la fibre z (composite SiC-LAS, seuil fixe).

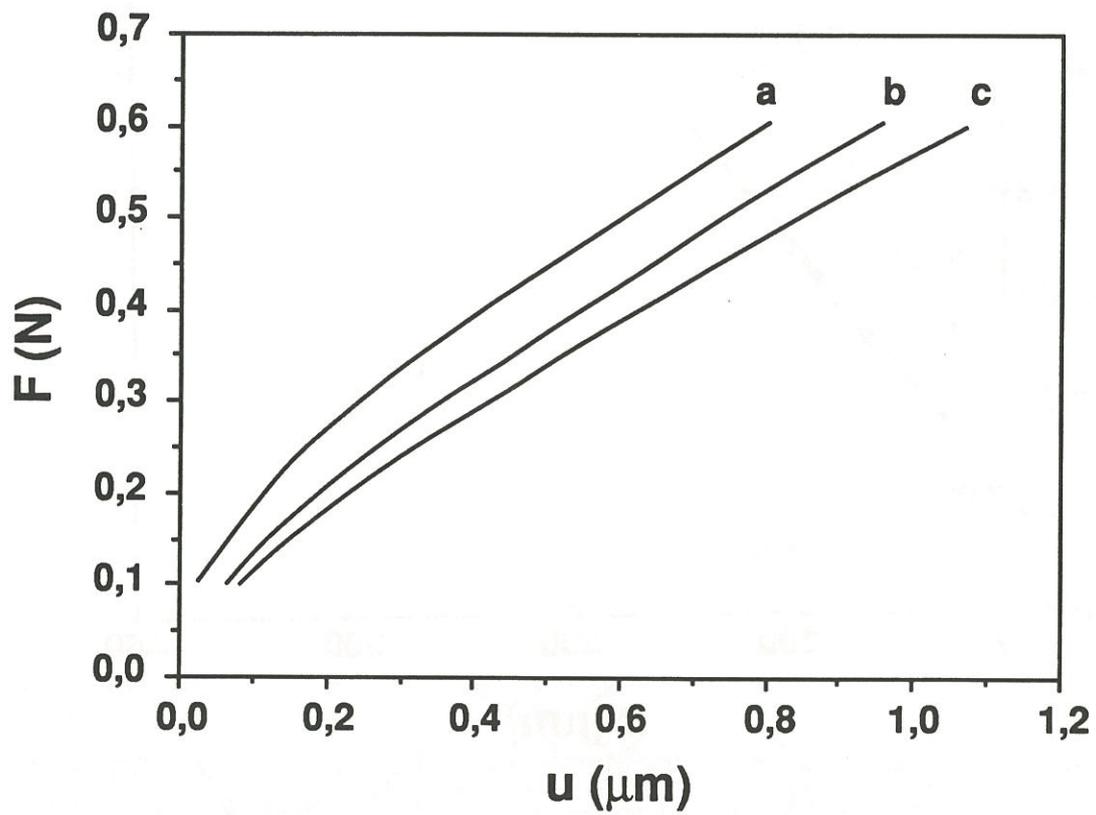


Fig. 22: Courbes charge-déplacement - SiC-SiC.
a,b) Modélisation par éléments finis (n) - a) α_1 (matrice) = $4,6 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$
 b) α_1 (matrice) = $3 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$
c) Modèle corrigé (d)

soumis à une charge uniformément répartie sur la surface correspondant à la zone plastique d'autre part.

L'incidence de la taille de la zone soumise à l'application de la charge est représentée à la figure 20, dans le cas d'un essai d'indentation sur un composite SiC-LAS avec une loi de frottement à seuil fixe (tab. 2). La diminution du déplacement relatif induite par la prise en compte de la taille de l'empreinte réelle (inférieure à la section de la fibre) est relativement faible. Les hypothèses faites par Marshall concernant le profil de la déformation axiale dans la fibre sont confirmées par les résultats obtenus quelle que soit la taille de l'empreinte (fig. 21). L'écart constaté pour le déplacement relatif FM entre la courbe de Marshall et la courbe issue de la simulation numérique est donc dû au fait que la déformation axiale de la matrice n'est pas rigoureusement nulle.

II.3.3.2 - Coefficient de dilatation thermique

Lorsque la loi de frottement considérée est du type Coulomb, le seuil de frottement est dépendant du champ de contraintes initial résultant du refroidissement. Si l'on considère que la contrainte de compression radiale à l'interface est constante le long de l'axe de la fibre, cet effet peut être inclus dans le seuil fixe initial τ_0 comme il est suggéré à l'équation (11) pour les modèles approchés. Toutefois ceci ne rend pas compte des effets de bord, mais aussi du champ de contraintes axial résultant du refroidissement. Afin d'évaluer les effets respectifs des écarts de dilatation axiale et radiale, des calculs ont été réalisés pour un composite SiC-SiC ayant les propriétés suivantes (tab. 7):

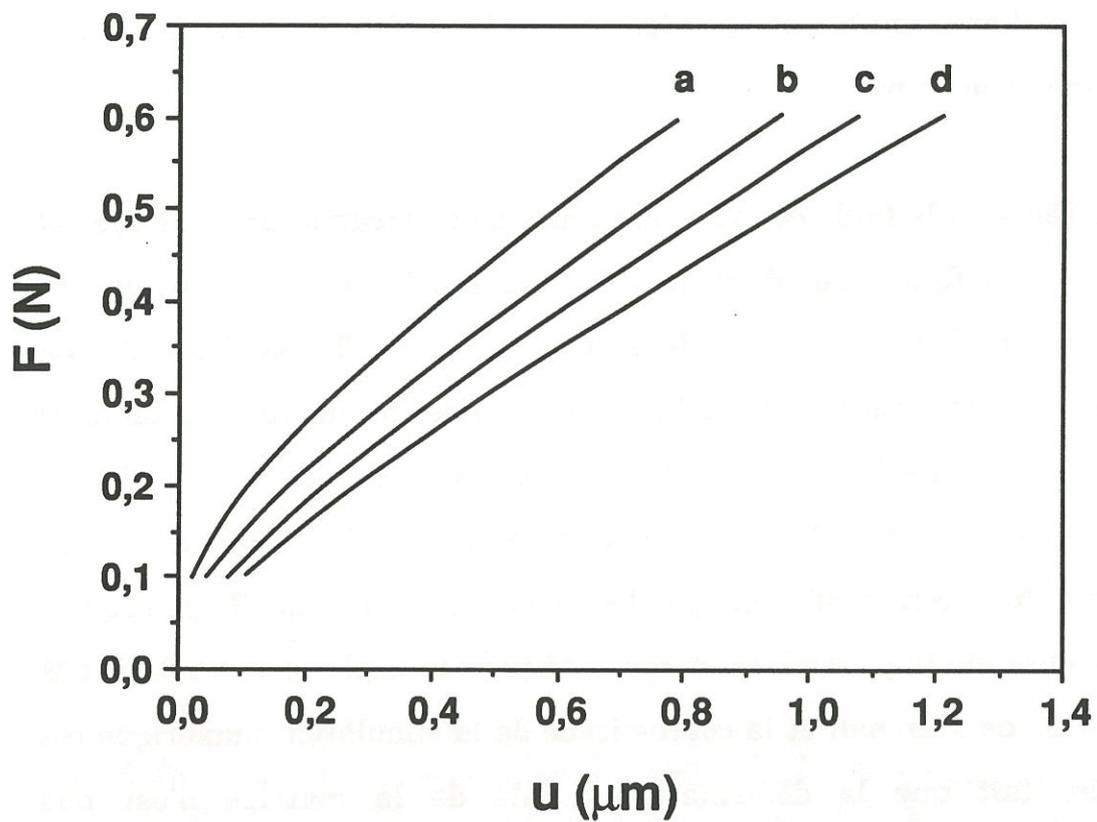


Fig. 23: Courbes charge-déplacement - SiC-SiC.

a,b) Modélisation par éléments finis (n)

- a) $\alpha_m = 4,6 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$

- b) $\alpha_m = 4,0 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$

c,d) Modèle corrigé (d).

- c) $\alpha_m = 4,6 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$

- d) $\alpha_m = 4,0 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$

	E (GPa)	ν	α_r ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)	α_l ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)
Fibre	200	0,3	3×10^{-6}	3×10^{-6}
Matrice	350	0,3	$4,6 \times 10^{-6}$	3×10^{-6} $4,6 \times 10^{-6}$

Seuil mixte:	
$\tau_i = 0 \text{ MPa}$	$\mu = 0,2$
$r = 7 \text{ }\mu\text{m}$	$r_m = 11 \text{ }\mu\text{m}$

Le fait de ne pas tenir compte des contraintes axiales d'origine thermique conduit à surestimer le déplacement F-M d'environ 20% et n'est donc pas négligeable (fig.22). La comparaison du modèle proposé et de la simulation numérique dans des conditions identiques (i.e. sans prendre en compte les contraintes axiales d'origine thermique: courbes b et c) conduit à un écart plus faible. Le modèle proposé (d) (calculé pour un seuil fixe τ_0 égal au produit du coefficient de frottement par la contrainte radiale de compression) prévoit alors des valeurs du déplacement supérieures d'environ 10% à celles issues de la simulation numérique. L'écart observé entre le modèle approché et la simulation numérique (avec prise en compte des contraintes thermiques axiales et transverses) décroît avec l'écart des coefficients de dilatation des constituants (fig. 23).

II.3.3.3 - Taux de fibre

Nous avons pu mettre en évidence l'influence de l'état de contraintes initial qui est fonction des coefficients de dilatation thermique de chacun des

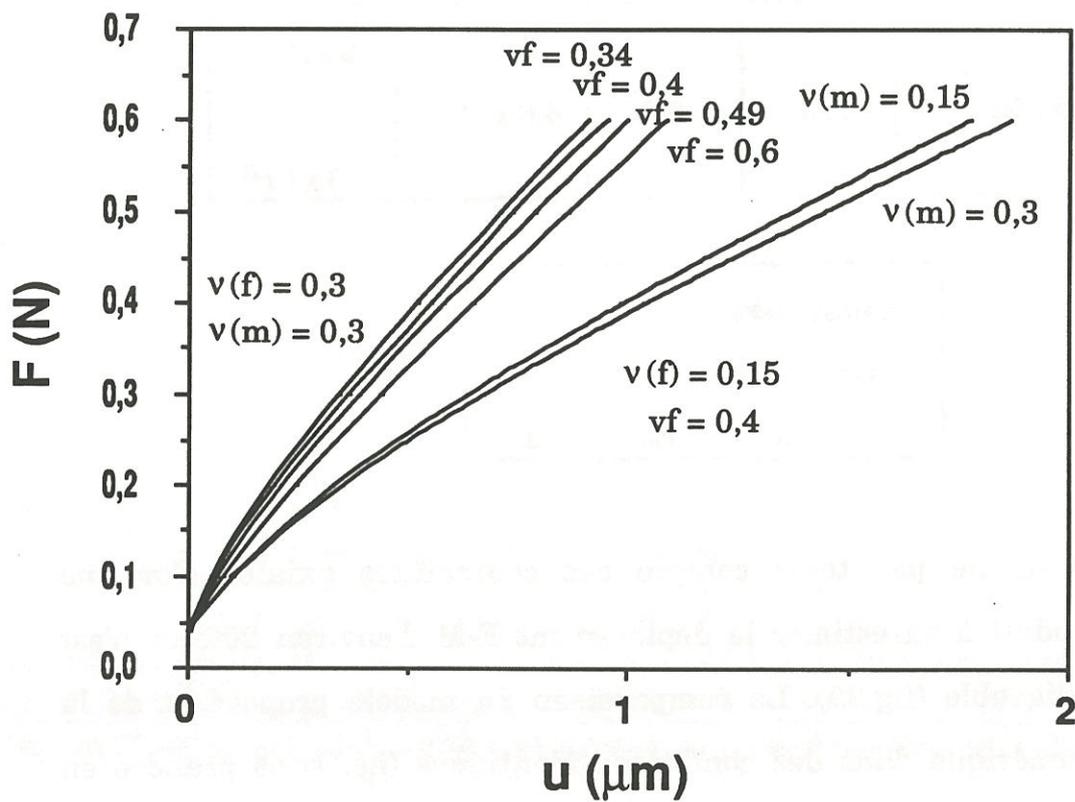


Fig. 24 : Courbes charge-déplacement - SiC-SiC pour différentes valeurs de la fraction volumique de fibre et du coefficient de Poisson des constituants - modélisation par éléments finis (n).

constituants mais aussi des taux volumiques de ceux-ci. En effet, les proportions respectives de chacun des constituants affectent l'état de contraintes à l'interface. Mais le taux de fibre n'est pas influent à ce seul titre, car toute variation du taux de fibre entraîne également une variation de raideur de l'environnement de la fibre. Nous distinguerons deux types de variation du taux de fibre, une variation locale et une variation globale. La variation locale consiste à modifier l'épaisseur de la gaine de matrice sans modifier les propriétés du composite entourant ce microcomposite. Dans le cas de la variation globale, les propriétés du composite sont également modifiées y compris les coefficients de dilatation radiale et longitudinale du composite.

Une variation locale du taux de fibre ne conduit pas à des variations significatives de la courbe $u(F)$. Mais une augmentation globale du taux de fibre engendre une augmentation assez importante du déplacement relatif F-M bien que l'interface soit inchangée en terme de caractéristiques de frottement (τ_i, μ) (tab.7) (fig. 24). L'effet d'une variation de v_f est l'effet d'une variation de τ_0 cumulé à l'effet d'une variation de la raideur de l'environnement. Afin de découpler ces deux effets, les simulations numériques ont été réalisées, pour un même système, pour deux taux de fibre différents, en intégrant dans une première simulation, la variation des propriétés élastiques du composite et de l'épaisseur de matrice (sans modifier les propriétés dilatométriques), puis dans une seconde simulation, la variation de l'ensemble des propriétés du composite. Dans l'exemple représenté à la figure 25, on peut constater que le phénomène prépondérant est la modification du seuil fixe τ_0 liée à la modification des propriétés dilatométriques de l'environnement.

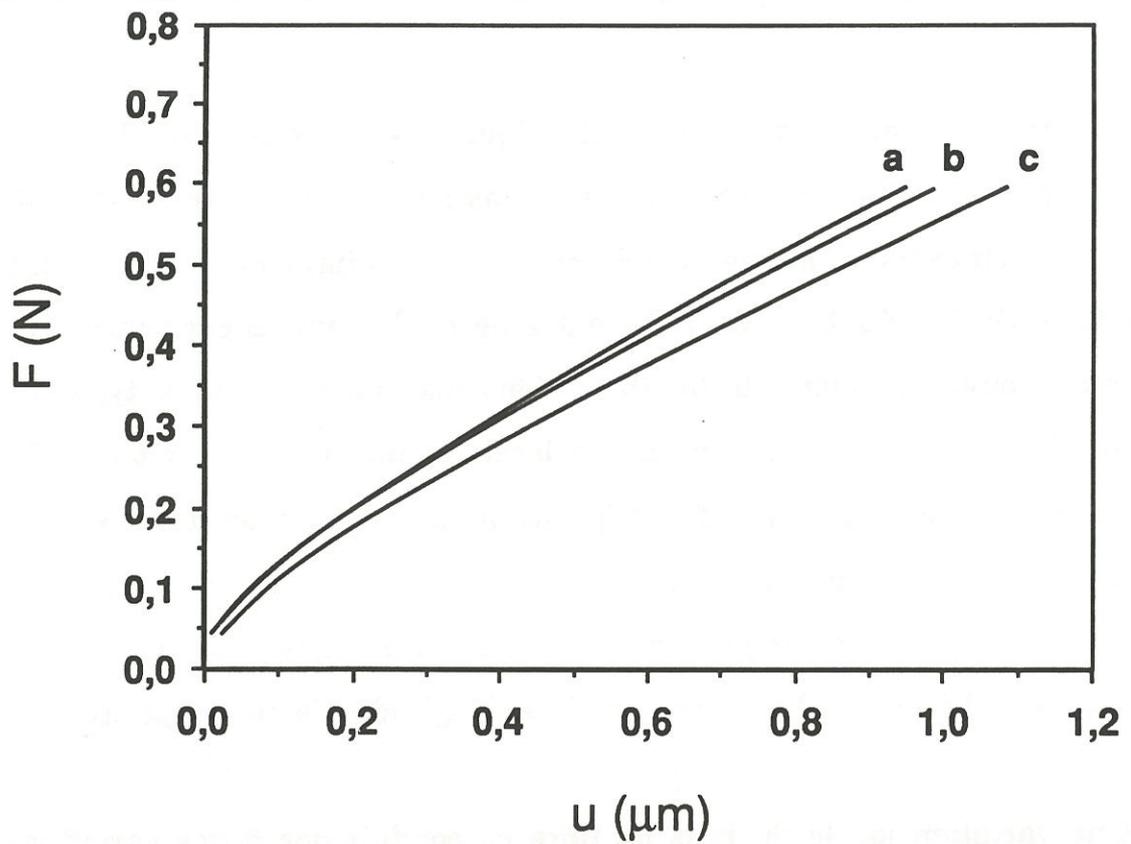


Fig. 25: Courbes charge-déplacement - SiC-SiC pour différentes valeurs de la fraction volumique de fibre; modélisation par éléments finis (n).

(a) $V_f = 0.4$; $\tau_o = 30$ MPa;

(b) $V_f = 0.6$; $\tau_o = 30$ MPa;

(c) $V_f = 0.6$; $\tau_o = 20$ MPa.

Ces résultats sont à rapprocher de la dispersion des résultats expérimentaux obtenus pour différents essais réalisés sur un même échantillon [9]. Pour le composite SiC-SiC testé : μ est de l'ordre de 0,21 et τ_0 peut varier d'un facteur 100 selon l'environnement de la fibre testée. En effet, on constate que les fibres noyées dans une gaine épaisse de matrice (ν_f faible) présentent un seuil τ_0 supérieur ou égal à 50 MPa, tandis que les fibres situées au sein d'un toron (ν_f élevé) sont associées à des valeurs de τ_0 inférieures à 50 MPa. Compte tenu de la taille de l'échantillon simulé (≈ 10 fois le diamètre de la fibre), la variation du taux de fibre, qualifiée de globale, est comparable à celle existant dans un composite réel lorsqu'on examine le coeur du toron et la périphérie (plutôt qu'à une variation affectant le composite à l'échelle macroscopique).

II.3.3.4 - Coefficient de Poisson

La différence majeure existant entre le frottement à seuil fixe et le frottement de Coulomb réside dans la prise en compte des effets Poisson. Nous avons vu que ceux-ci modifient de façon très importante le comportement en indentation d'un système dès lors que μ est supérieur à 0.05. La figure 24 met en évidence le rôle joué par le coefficient de Poisson de la fibre, la division par 2 de celui-ci conduit à la multiplication par 2 du déplacement F-M. Une variation du coefficient de Poisson de la matrice n'a qu'une incidence très faible.

II.3.3.5 - Zone interfaciale

L'ensemble des simulations numériques évoquées jusqu'alors ont été effectuées pour un système fibre-matrice pour lequel l'interface est réduite à

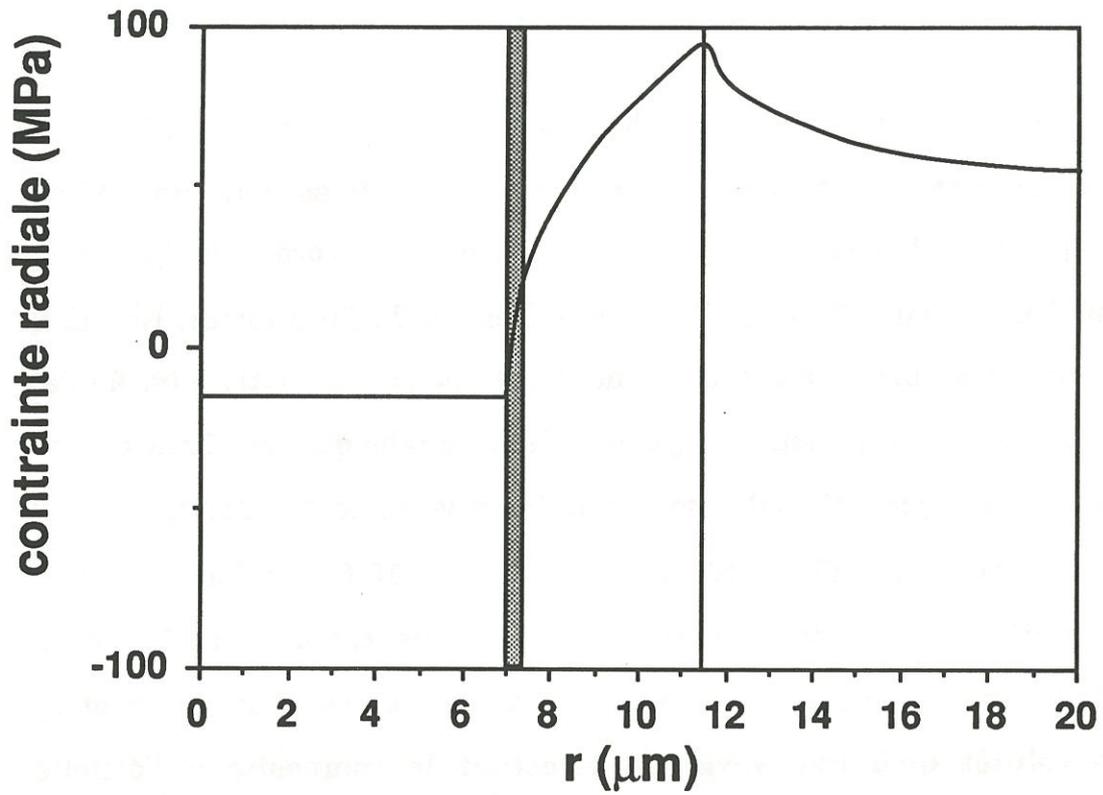


Fig 26: Profil de contrainte radiale en fonction du rayon pour un échantillon massif.

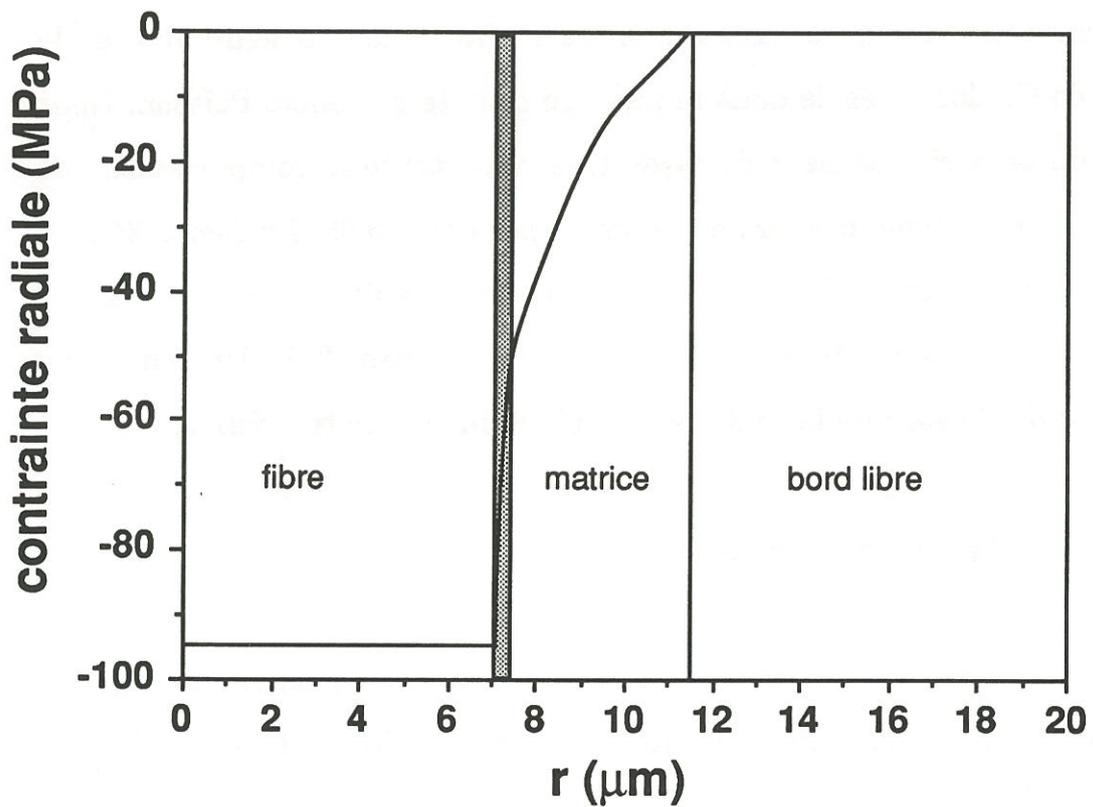


Fig 27: Profil de contrainte radiale en fonction du rayon pour un échantillon monofilamentaire.

une frontière sans volume. Les matériaux réels présentent souvent une zone interfaciale d'épaisseur non nulle (quelque dixièmes de microns) d'un matériau anisotrope. La présence d'une telle interphase peut modifier de façon significative l'état de contraintes initial ainsi que la raideur de l'environnement de la fibre. D'autre part, il convient alors de considérer deux possibilités de glissement, entre la fibre et l'interphase et entre l'interphase et la matrice.

Pour un système SiC-SiC doté d'une interphase de graphite lamellaire d'épaisseur variable (tab. 8), les calculs menés sur deux types d'échantillons différents conduisent à des résultats très différents.

	E (GPa)	ν	α_r ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)	α_l ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)
Fibre	200	0,3	3×10^{-6}	3×10^{-6}
Matrice	350	0,3	$4,6 \times 10^{-6}$	$4,6 \times 10^{-6}$
Interphase	$E_z = 1000$ $E_r = 30$ $G = 2,5$	$\nu_{zr} = 0,34$ $\nu_{r\theta} = 0,16$	40×10^{-6}	0

<p>Seuil mixte:</p> <p>$\tau_i = 10 \text{ MPa}$ $\mu = 0,15$</p> <p>$r_f = 7 \text{ }\mu\text{m}$ $r_m = 11 \text{ }\mu\text{m}$</p>
--

L'introduction d'une interphase de $0,3 \text{ }\mu\text{m}$ sur un échantillon massif (constitué de la fibre, l'interphase, la matrice et du composite autour) conduit au profil de contrainte radiale représenté à la figure 26. Dans le cas d'un échantillon monofilamentaire, la même épaisseur d'interphase engendre des

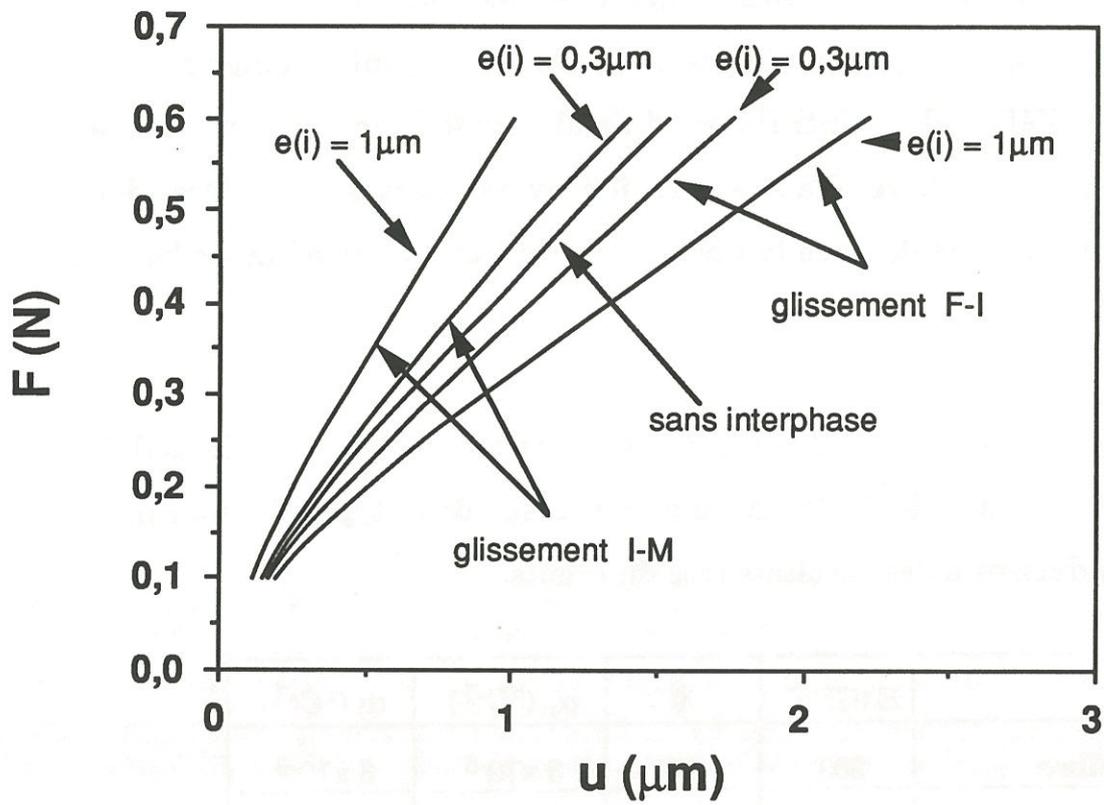


Fig. 28: Courbes charge-déplacement (SiC-C-SiC) pour différentes épaisseurs d'interphase - modélisation par éléments finis (n).

contraintes radiales uniquement compressives (fig. 27). Il est donc difficile d'estimer l'état de contraintes pour un tel système et cela d'autant plus que les propriétés du matériau d'interphase ne peuvent être connues avec certitude.

En ce qui concerne l'effet de la variation de la raideur du système, il a été évalué en réalisant des calculs pour un système non précontraint.

Suivant que le glissement a lieu entre la fibre et l'interphase ou entre l'interphase et la matrice, l'introduction d'une zone interfaciale provoque une augmentation ou une diminution de $u(F)$ (fig. 28). L'écart observé entre le comportement d'un matériau sans interphase et un matériau avec une interphase de $0,3 \mu\text{m}$ est de l'ordre de 15 à 20 % et n'est donc pas négligeable.

CONCLUSION

Les simulations numériques de l'essai de microindentation ont tout d'abord permis de mettre en évidence les paramètres influents : les caractéristiques transverses des constituants. La confrontation pour différents systèmes fibre-matrice des résultats des simulations numériques avec les résultats analytiques approchés a permis de déterminer le degré de validité de chacun des modèles existants et le cas échéant de mettre en évidence les raisons de la non-validité du modèle. Dans le cas de systèmes présentant un rapport de rigidité entre fibre et matrice supérieur à 1, le modèle de la fibre rigide est satisfaisant. Dans le cas de systèmes présentant un rapport de rigidité entre fibre et matrice inférieur à 1, une modification de l'analyse de la matrice rigide est proposée de manière à tenir compte des déformations de la matrice dans l'évaluation de l'état de contraintes local. La comparaison des

résultats de cette nouvelle analyse avec ceux provenant des simulations numériques valide cette correction. Toutefois, bien que ces modèles constituent un support fiable et simple d'emploi pour l'exploitation des résultats expérimentaux, ils ne permettent pas la prise en compte de l'ensemble des paramètres influents. Il est par exemple à noter qu'ils ne prévoient pas la présence d'une interphase entre fibre et matrice alors que la présence d'une zone interfaciale de faible rigidité radiale modifie de façon significative le comportement en indentation d'un système fibre-matrice donné.

Les résultats d'essais de microindentation s'avèrent donc délicats à exploiter et plus particulièrement en présence d'une interphase. De plus il est difficile d'identifier exactement la nature et les caractéristiques de la zone interfaciale dans les matériaux réels. Enfin, il est à noter que les tendances observées dans un tel essai sollicitant la zone interfaciale en compression, peuvent être nettement modifiées dans un essai où l'interface est sollicité en traction. Cet essai ne semble donc pas bien adapté pour aider à la compréhension des phénomènes interfaciaux et évaluer leur degré d'influence. Tandis qu'une modélisation numérique du comportement des CMC à l'échelle d'un microcomposite en prenant en compte une zone interfaciale semble prometteuse.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] D.B. Marshall, "Interfaces in ceramic fiber composites", Mat. Sci. Res., Vol. 21, Ceramic Microstructures '86 : Role of Interfaces ; J.A Pask, A.G. Evans, Plenum Press, New York-London, pp 859-868, (1986)
- [2] J.F. Mandell, D.H. Grande, T-H. Tsiang, F.J. McGarry, "Modified microdebonding test for direct In Situ fiber/matrix bond strength determination in fiber composites", Composite Materials: Testing and Design (7th Conf.) ASTM-STP 893, J.M. Whitney, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp 87-108, (1986)
- [3] J.F. Mandell, K.C.C. Hong, D.H. Grande, "Interfacial shear strength and sliding resistance in metal and glass-ceramic matrix composites", Ceram. Eng. Sci. Proc., Vol. 7, pp 937-941, (1987)
- [4] D.H. Grande, J.F. Mandell, K.C.C. Hong, "Fibre-matrix bond strength studies of glass, ceramic, and metal matrix composites", J. Mat. Sci., Vol. 23, pp 311-328, (1988)
- [5] D. Rouby, H. Osmani, "Characterization of interface debonding in a ceramic-ceramic fibre composite using the indentation method and acoustic emission", J. Mat. Sci. Letters, Vol. 7, n°11, pp 1154-1156, (1988)
- [6] D.B. Marshall, W.C. Oliver, "Measurement of interfacial mechanical properties in fiber-reinforced ceramic composites", J. Am. Ceram. Soc., Vol. 70, n°8, pp 542-548, (1987)

[7] P. Peres, "Analyse théorique et expérimentale du rôle des paramètres de microstructure sur le comportement des composites à matrice fragile", Thèse INSA Lyon, n°88, (1988).

[8] K.T. Faber, S.H. Advani, J.K. Lee, J.T. Jinn, "Frictional stress evaluation along the fiber-matrix interface in ceramic matrix composites", J. Amer. Ceram. Soc. Vol. 69, N°9, pp c-208 - c-209, (1986)

[9] V. Arnault, "Relations entre Microstructure et Comportement Mécanique des Composites SiC/SiC : Analyse du rôle de l'interface dans le processus de fissuration matricielle dans les matériaux multifilamentaires", Thèse INSA Lyon n° 891, (1989).

[10] D. Rouby, "Characterizing fibre-matrix interface in ceramic-ceramic composites by the microindentation technique", Proceedings of the International Conference "Science of ceramic 14" Canterbury UK, pp 873-878, (1987)

[11] D.K. Shetty, "Shear-lag analysis of fiber push-out (indentation) tests for establishing interfacial friction stress in ceramic-matrix composites", J. Amer. Ceram. Soc., Vol. 71, N°2, pp c-107 - c-109, (1988)

[12] C.H. Hsueh, "Some considerations of evaluation of interfacial frictional stress from the indentation technique for fibre-reinforced ceramic composites", J. Mat. Sci. Lett., Vol 8, pp 739-742, (1989)

- [13] C-H. Hsueh, M.K. Faerber, P.F. Becher, "Stress-displacement relation of fiber for fiber-reinforced ceramic composites during (indentation) loading and unloading", *J. Mater. Res.*, Vol. 4, n°6, pp 1529-1537, (1989)
- [14] P.S. Chua, M.R. Piggott, "The glass fibre-polymer interface : I- Theoretical consideration for single fibre pull-out tests", *Composites Sci. Technolgy*, Vol. 22, pp 33-42, (1985)
- [15] N. Piquenot, V. Arnault, D. Rouby, "Simulations numériques de l'essai de microindentation dans les composites fibreux a matrice céramique" , *Matériaux Composites pour applications à hautes températures*, R. Naslain, J. Lamalle, J.L. Zullian ; (AMAC/CODEMAC publications Paris et Bordeaux), pp 81-92, (1990).
- [16] N. Piquenot, J.M. Quenisset, " The use of the microindentation test for characterizing the fiber-matrix interface", *Proc. Fourth European Conference on Composite Materials*, Messe Stuttgart, 25-28 Septembre 1990.
- [17] A. Degueil, J. Lancelle, " Résolution du problème de contact avec frottement de Coulomb par la méthode des éléments finis", *Deuxièmes journées Tendances actuelles en calculs de structures*, DRET/SDR, Sophia-Antipolis, (1983)
- [18] J.L. Loubet, "Courbes d'indentation et effet d'échelle, quelques cas expérimentaux", *Thèse Université Claude Bernard - Lyon n° 8649*, (1986).

CHAPITRE III

MODELISATION DE LA FISSURATION D'UN SYSTEME MULTIPHASE

INTRODUCTION	96
III.1- APPROCHE THEORIQUE DE LA FISSURATION D'UN SYSTEME MULTIPHASE.....	98
III.1.1- Principe de prédiction de la fissuration.....	98
III.1.1.1- Critères de fissuration d'un système homogène	98
<i>III.1.1.1.a- Fissuration à déplacement imposé.....</i>	<i>98</i>
<i>III.1.1.1.b- Détermination du déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle d'un microcomposite.....</i>	<i>100</i>
III.1.1.2- Critères de fissuration d'un système multiphasé	101
<i>III.1.1.2.a- Paramètre de rupture représentatif</i>	<i>101</i>
<i>III.1.1.2.b- Critère de déviation interfaciale.....</i>	<i>102</i>
III.1.1.3- Schéma de prédiction de la fissuration d'un microcomposite.....	104
<i>III.1.1.3.a- Microcomposite sans interphase.....</i>	<i>104</i>
<i>III.1.1.3.b - Microcomposite unidirectionnel avec interphase.....</i>	<i>105</i>
III.1.2- Calcul du taux de restitution d'énergie.....	107
III.1.2.1- Hypothèses.....	107
III.1.2.2- Calcul de G.....	108
III.1.2.3- Calcul du travail de refermeture des fissures.....	111

III.1.3- Discontinuité des paramètres énergétiques aux interfaces	112
III.1.3.1- Discontinuité des taux de restitution d'énergie aux interfaces	112
III.1.3.2- Discontinuité interfaciale et critères de fissuration.....	113
III.1.3.3- Gradients de rigidité au voisinage des interfaces	115
III.2- DETERMINATION NUMERIQUE DE G.....	116
III.2.1- Formulation numérique de G.....	116
III.2.1- Résolution numérique d'un problème de contact avec frottement de Coulomb.....	119
III.2.3- Discussion sur le programme fibre	122
III.2.3.1- Fissuration en mode I d'un microcomposite	122
III.2.3.2- Fissuration en mode II d'un microcomposite.....	124
III.2.3.3- Déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle.....	124
III.2.4- Mise en oeuvre d'un outil de calcul	126
III.2.4.1- Description générale du programme.....	127
III.2.4.2- Paramètres de la structure étudiée et du maillage.....	128
III.2.4.3- Prise en compte du frottement.....	128
CONCLUSION	130
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	132

INTRODUCTION

Même si l'on s'attache à étudier un système aussi simple qu'un microcomposite constitué d'une fibre et de sa gaine de matrice, ce système demeure très complexe et il est difficile de pouvoir l'aborder de manière expérimentale.

En premier lieu, le nombre de paramètres qui interviennent sur le comportement global du matériau composite est tel qu'une étude expérimentale supposerait la réalisation d'une multitude d'échantillons. D'autre part, les paramètres les plus influents qui ne peuvent guère ressortir clairement. De plus parmi les paramètres identifiés, tous ne sont pas maîtrisés et/ou aisément contrôlables. Enfin comme il a été exposé dans les chapitres précédents, les difficultés expérimentales sont très importantes. Les essais de traction sur microcomposites permettent une approche qualitative du comportement mécanique des composites, mais ne peuvent constituer un moyen fiable d'étude de la multifissuration matricielle qui est pourtant caractéristique de l'endommagement des matériaux composites céramiques. Le type d'échantillon utilisé pour les essais de microindentation et la nature de la sollicitation en font un essai relativement simple dans son principe et sa réalisation. Toutefois la précision des mesures de déplacement requise est telle qu'elle suppose un appareillage performant. De plus l'exploitation des résultats obtenus se révèle beaucoup plus complexe que le principe et la réalisation de l'essai. Il est alors nécessaire d'y associer une modélisation et éventuellement une simulation numérique qui permettent de tenir compte des différents paramètres influents (frettage thermique, taux de fibre, matrice,

interphase, coefficients de Poisson) et d'aboutir à une caractérisation interfaciale intrinsèque.

Par ailleurs il convient de noter que les effets de frottement considérés lors de l'essai de microindentation ne représentent qu'une partie des phénomènes intervenant dans l'endommagement de ces matériaux composites. De plus, cet endommagement est examiné lors d'une sollicitation du système en compression, ce qui ne correspond pas du tout à l'endommagement en tension dont les conséquences sont beaucoup plus critiques. La simulation numérique de la fissuration des microcomposites sollicités en traction, prenant en compte des effets de frottement à l'interface F/M sera donc abordée dans ce troisième chapitre, de manière à mieux cerner l'influence des conditions de transfert de charge F/M sur le comportement à la rupture des composites.

Dans la première partie, les aspects théoriques de la fissuration d'un système multiphasé seront développés. Après avoir adapté et proposé des principes de prédiction de la fissuration dans le cas général, les conditions de leur application au cas d'un système multiphasé seront examinées à partir des différentes possibilités de déviation des fissures aux interfaces. Les hypothèses et équations traduisant les principes énoncés seront ensuite développées et les discontinuités des paramètres énergétiques aux interfaces feront l'objet d'un examen plus particulier et d'une discussion.

Dans une seconde partie, cette approche des conditions de fissuration d'un microcomposite en terme de mécanique de la rupture est formulée de manière à être utilisée avec un programme de calcul par éléments finis

intégrant les effets de frottement. Les premiers résultats obtenus permettront de procéder à une vérification numérique de l'approche proposée. Enfin, l'inadéquation entre le programme utilisé et l'étude de certains cas imposera la mise en oeuvre d'un nouvel outil de calcul.

III.1- APPROCHE THEORIQUE DE LA FISSURATION D'UN SYSTEME MULTIPHASE

L'analyse de la fissuration d'un système multiphasé nécessite de considérer les différents chemins de fissuration possibles avec pour chacun d'entre eux un critère de propagation et un critère de choix lorsque plusieurs possibilités coexistent. Après un rappel des hypothèses et du principe du critère de fissuration d'un matériau homogène, le schéma de prédiction dans le cas d'un matériau multiphasé sera présenté.

III.1.1- Principe de prédiction de la fissuration

III.1.1.1- Critères de fissuration d'un système homogène

III.1.1.1.a- Fissuration à déplacement imposé

Pour une structure donnée incluant une fissure, le calcul du taux de restitution d'énergie \mathcal{G} en fonction des taille de la fissure et de la sollicitation imposée permet, en comparant la valeur obtenue à la valeur critique \mathcal{G}_c , de déterminer, soit une taille de fissure critique a_c pour un niveau de sollicitation donné, soit une sollicitation critique (charge, ou déformation) pour une taille de fissure donnée [1].

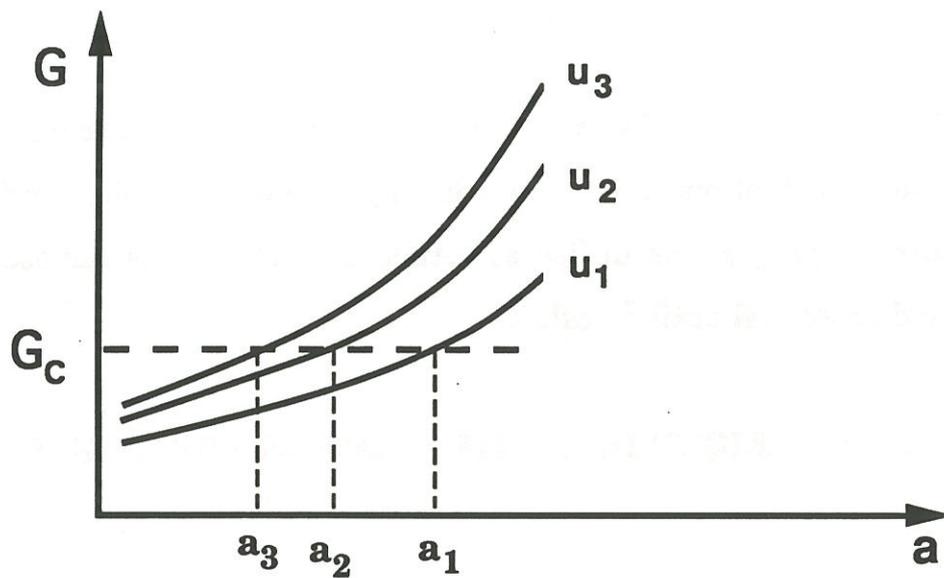


Fig. 1: Représentation schématique de l'évolution de G avec la taille de la fissure et le déplacement imposé.

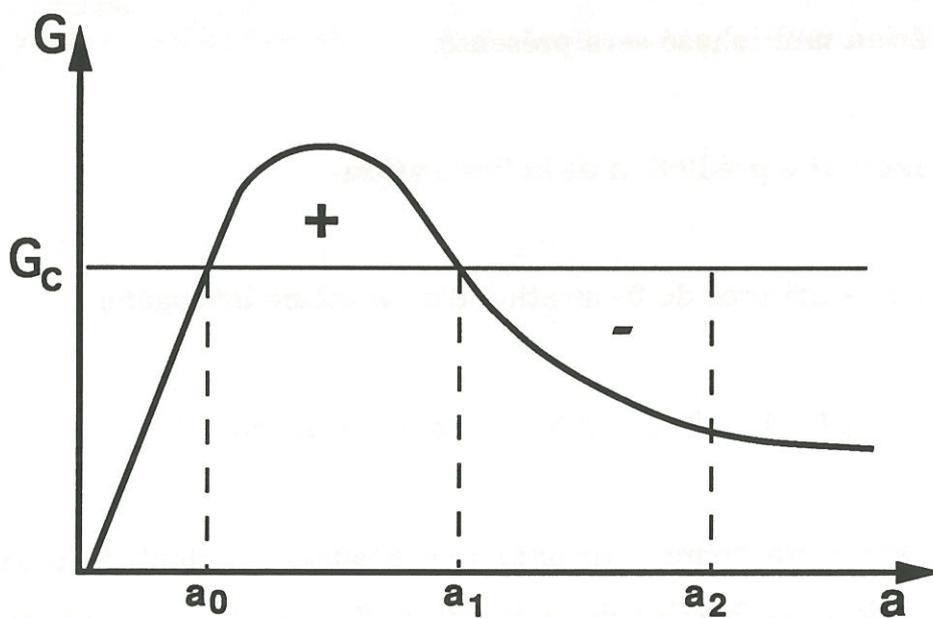


Fig 2: Représentation schématique de l'évolution du taux de restitution d'énergie avec la taille de la fissure

Dans le cas représenté à la figure 1, correspondant à un déplacement imposé u_i la fissure se propagera si elle a une taille supérieure ou égale à a_i . Une fissure de taille initiale a_i commencera à se propager lorsque le déplacement imposé atteindra la valeur u_i .

La fissure continuera à se propager tant que l'énergie élastique relaxable par propagation de la fissure est supérieure à la valeur critique, et même au-delà si l'énergie cinétique de la fissure est non nulle. En effet, lorsqu'il existe un excédent d'énergie relaxable par rapport à la valeur critique, celle-ci se transforme en énergie cinétique. Cette énergie cinétique est alors disponible pour prolonger la fissuration lorsque \mathcal{G} n'excède plus la valeur correspondant à la création de nouvelles surfaces. Ainsi lorsque les courbes suivent une évolution du type de celle représenté à la figure 2. Pour un déplacement imposé u , une fissure de taille égale à a_0 peut consommer le surplus d'énergie libérée par fissuration de a_0 à a_1 et se propager jusqu'à atteindre la dimension a_2 .

Par ailleurs, il convient de noter que le critère de Griffith, tel qu'il est défini, est un critère "local" qui permet de prédire la propagation ou la stabilité d'un défaut initial à partir du taux de restitution d'énergie correspondant à une amplitude donnée de la fissure. Ce critère peut être formulé de façon plus globale (sans tenir compte de la taille des défauts initiaux) en intégrant le taux de restitution d'énergie sur l'ensemble du chemin parcouru par la fissure. Lors d'un essai à déplacement imposé schématisé à la figure 3, le critère global peut s'exprimer par la relation suivante:

$$\left(\int_0^{A_{\max}} \mathcal{G}(a, u) dA \right)_u = \mathcal{G}_c \cdot A_{\max} \quad (1)$$

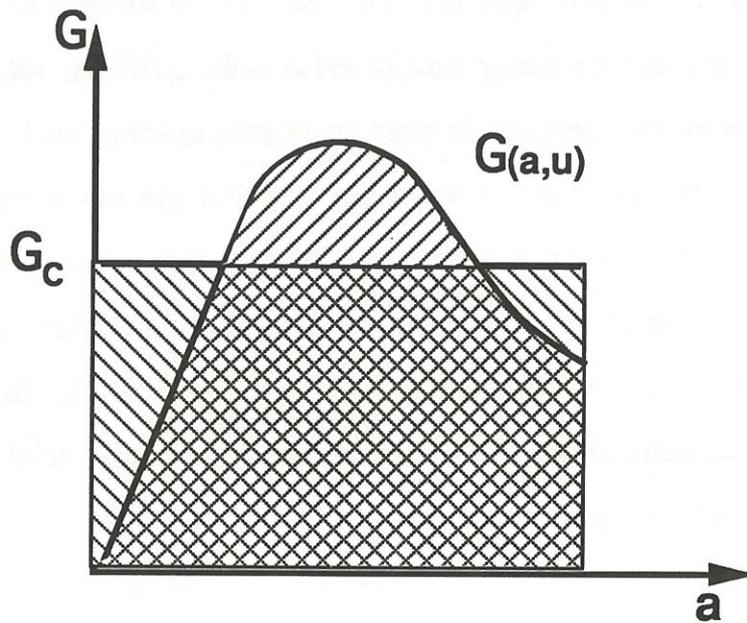
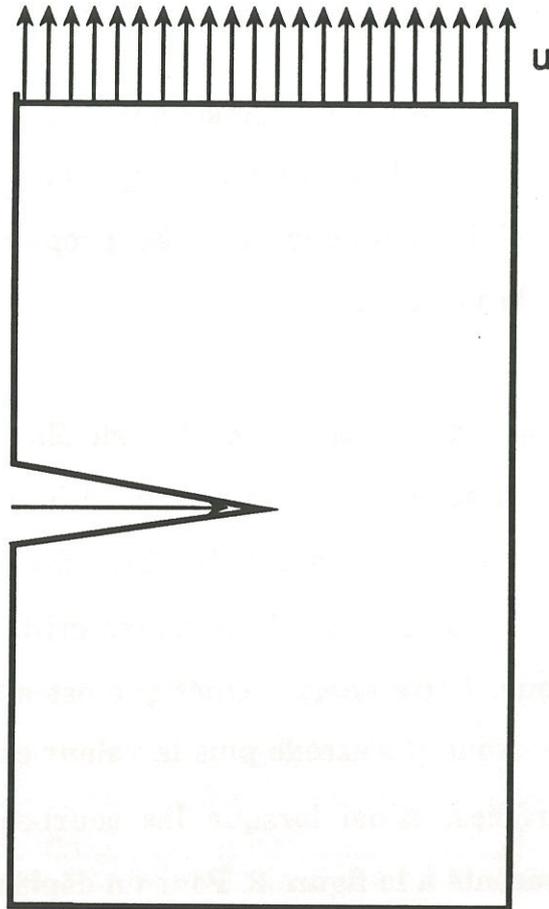


Fig 3: Application d'un critère global à la fissuration d'un système soumis à un déplacement imposé

où A_{\max} représente l'aire totale des surfaces de rupture et $G(a,u)$ est le taux de restitution d'énergie pour un déplacement imposé u , d'une fissure de taille a .

III.1.1.1.b- Détermination du déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle d'un microcomposite

Le déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle peut être déterminé à déplacement imposé, à l'aide soit d'un critère local, soit d'un critère global.

Le choix d'un critère local suppose la prise en compte des défauts initiaux. Pour une taille de défaut initial donné a_0 , ; il y a propagation de la fissure lorsque u atteint la valeur u_m tel que $G(a_0, u_m) = G_{mc}$. Si les courbes $G(a,u)$ sont des fonctions croissantes de a et u , pour le déplacement imposé u_m , il y aura fissuration complète de la matrice, et transformation en énergie cinétique de l'excédent d'énergie libérée par rapport à l'énergie nécessaire à la création des nouvelles surfaces (voir fig. 4).

Un critère global peut également être adopté pour déterminer le déplacement u_m . Dans ce cas u_m sera tel que:

$$\left(\int_0^{e_m} G(a, u_m) 2 \pi (R_m - a) da \right) = G_{mc} \cdot \pi (R_m - R_f)^2 \quad (2)$$

où $G(a, u_m)$ représente le taux de restitution d'énergie pour un déplacement imposé u_m et une fissure de taille a , e_m l'épaisseur de matrice, et G_{mc} le taux critique de restitution d'énergie de la matrice.

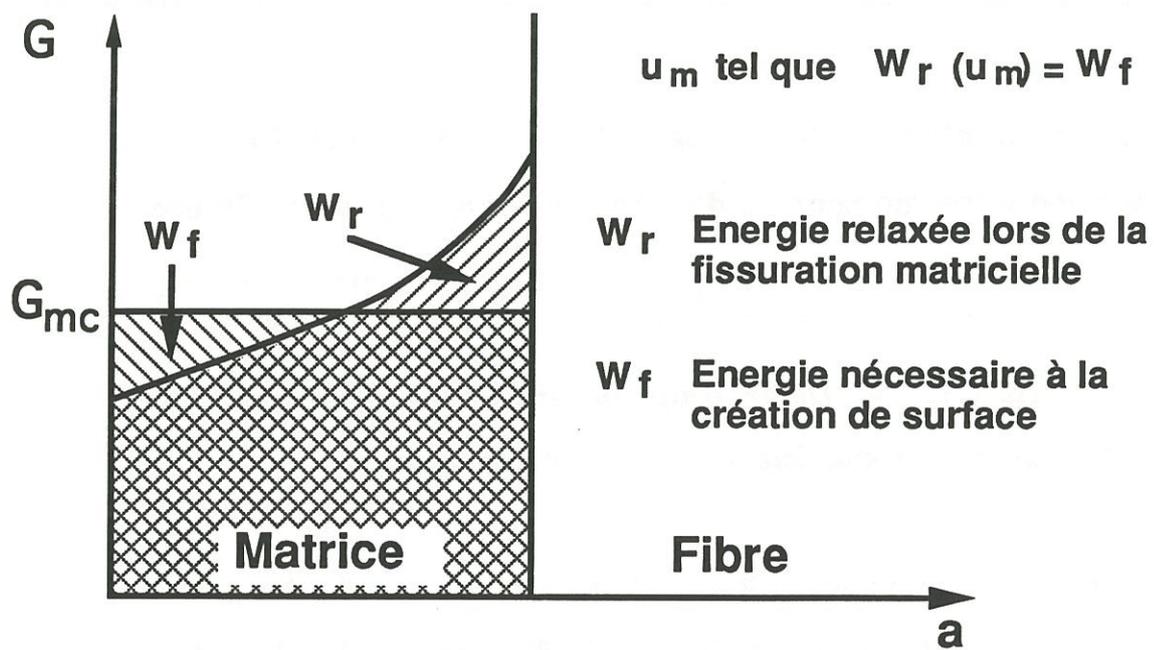


Fig 4: Application d'un critère global à la fissuration matricielle

L'application du critère global à la fissuration matricielle rejoint l'analyse énergétique développé par Aveston, Cooper et Kelly permettant de prédire le retard à la fissuration [2,3].

III.1.1.2- Critères de fissuration d'un système multiphasé

III.1.1.2.a- Paramètre de rupture représentatif

Dans le cas d'un matériau multiphasé, les chemins de fissuration sont multiples. Ainsi la rupture d'un système fibre-matrice schématisé à la figure 5 peut se produire en mode I dans la matrice et la fibre ou/et en mode II à l'interface F/M.

En faisant l'hypothèse que les constituants sont élastiques fragiles, et en considérant les forces de frottement comme des charges extérieures, on peut déterminer, pour une sollicitation donnée et une taille de fissure donnée, le taux d'énergie potentielle relaxable ou la répartition des contraintes en fond de fissure. Ces valeurs, qui sont caractéristiques d'une sollicitation et d'une position du fond de fissure, ont donc une signification locale. Ainsi, on peut comparer localement la valeur caractéristique de l'état du système à la valeur critique intrinsèque au milieu concerné par la propagation de la fissure. Toutefois s'il est acceptable d'utiliser le critère basé sur le facteur d'intensité de contrainte lors de la propagation en mode I dans la matrice ou la fibre, cela ne l'est plus lors de la propagation en mode II le long de l'interface. En effet K_{Ic} est une valeur caractéristique représentative d'un milieu et non d'une frontière entre deux milieux. Cette limitation n'existe pas avec le critère

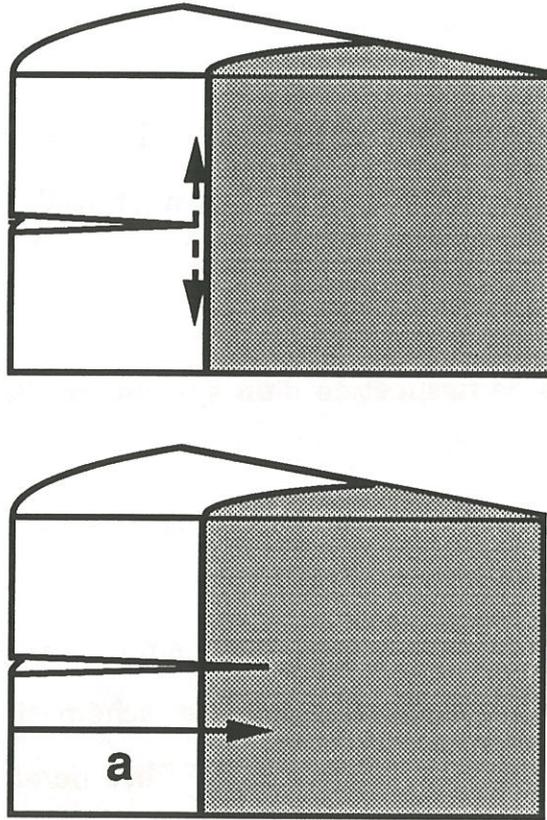


Fig 5: Fissuration d'un système biphasé

énergétique. En effet il est tout à fait envisageable de définir le taux critique de restitution d'énergie G_{ic} d'une interface (sans volume) si l'on admet qu'il correspond à l'énergie de création de surface [4-6]. De plus le taux de restitution d'énergie que l'on peut estimer par un calcul aux éléments finis, dépend peu de la finesse du maillage autour des zones singulières [7].

III.1.1.2.b- Critère de déviation interfaciale

L'application d'un critère énergétique au système matrice, fibre, et interface F/M représenté à la figure 5 peut donc permettre de déterminer s'il y a propagation ou non de la fissure pour chacun des chemins proposés. Toutefois cette approche ne permet pas de prédire quel sera le chemin emprunté par la fissure lorsqu'il existe plusieurs possibilités. Dans ce cas le critère proposé est le suivant : la fissure se propage suivant le mode correspondant à la minimisation de l'énergie potentielle U du système. Si l'on adopte une approche locale conforme à celle de Griffith, le chemin emprunté est celui pour lequel l'écart entre le taux de restitution d'énergie et sa valeur critique est positif et maximal. Aussi la relation

$$G_i - G_{ic} \geq G_f - G_{fc} \quad (3)$$

conduit à une fissuration à l'interface fibre-matrice pour laquelle le taux de restitution d'énergie est G_i , plutôt qu'à une propagation de la fissure dans la fibre de taux critique de restitution d'énergie G_{fc} , et pour laquelle le taux de restitution d'énergie est G_f .

Suivant l'approche globale, le critère de déviation de la fissure à l'interface devient

$$\int_{S_i} G_i dA - G_{ic} S_i \geq \int_{S_f} G_f dA - G_{fc} S_f \quad (4)$$

où S_f représente la section de la fibre et S_i la surface de décohésion à l'interface. L'aire de fissuration à l'interface peut alors être déterminée par le bilan suivant :

$$\int_{S_i} G_i dA - G_{ic} S_i = 0 \quad (5)$$

Le critère global peut alors se mettre sous la forme

$$\int_{S_f} G_f dA - G_{fc} S_f \leq 0 \quad (6)$$

Dans le cas où la quantité (5) ne s'annule pas et reste positive, (l'énergie relaxable est supérieure à celle nécessaire à la fissuration), la fissure supposée se propager le long de l'interface ne s'arrête pas et s'étend sur toute l'éprouvette. L'énergie finale du système correspond alors à l'énergie élastique d'une fibre homogène en traction uniforme.

La condition de déviation de la fissure à l'interface F/M est alors donnée pour un déplacement imposé par la relation suivante:

$$\int_{S_f} G_f dA - G_{fc} S_f \leq \frac{1}{2} \left(\int_s \vec{P} \cdot \vec{u} ds - \int_{S_f} \vec{P} \cdot \vec{u} ds \right) - G_{ic} S_i \quad (7)$$

Toutefois l'écriture d'un tel critère n'est pas satisfaisante car celui-ci est basé sur la comparaison de deux bilans énergétiques correspondant à la fissuration sur des surfaces d'aire différente, dont l'une est constante S_f et l'autre est fonction du bilan énergétique S .

III.1.1.3- Schéma de prédiction de la fissuration d'un microcomposite

III.1.1.3.a- Microcomposite sans interphase

Pour une structure biphasée schématisée à la figure 5 pour laquelle les courbes $\mathcal{G}(a)$ suivent une évolution du type de celle représenté à la figure 6, le schéma de prédiction de la fissuration supposée axisymétrique du microcomposite peut être défini comme suit à partir de critères locaux:

Matrice :

il y a propagation de fissure en mode I dans le plan perpendiculaire à l'axe du microcomposite, jusqu'à l'interface F/M lorsque:

$$\mathcal{G}(a_0, u) = \mathcal{G}_{mc} \quad (8)$$

Interface :

si

$$[\mathcal{G}_f(e_m, u(a_0)) - \mathcal{G}_{fc}] > [\mathcal{G}_i(e_m, u(a_0)) - \mathcal{G}_{ic}] \quad (9)$$

la fissure continue à se propager en mode I dans la fibre.

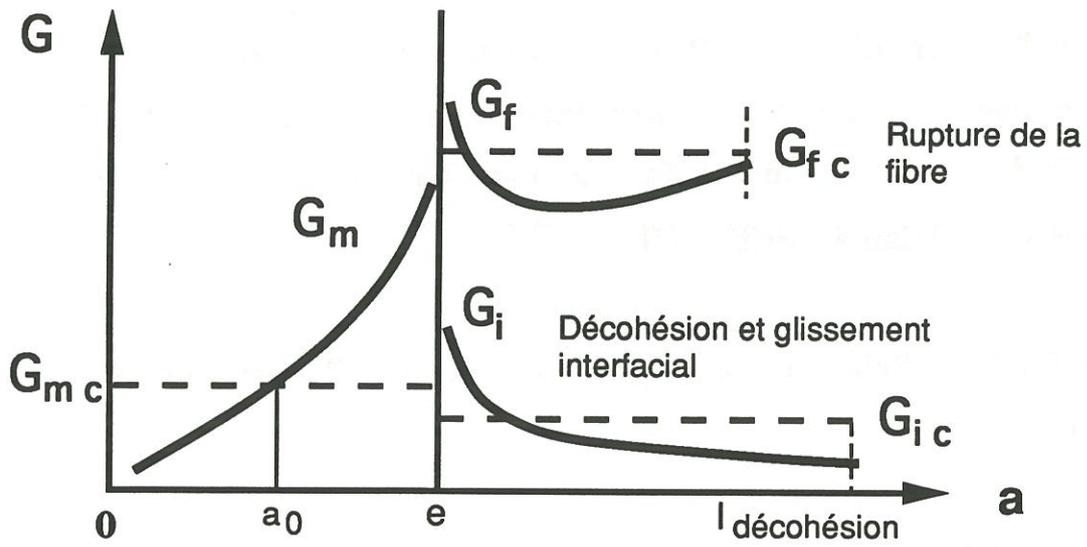


Fig 6: Représentation schématique de l'évolution de G en fonction de a pour un système F/M

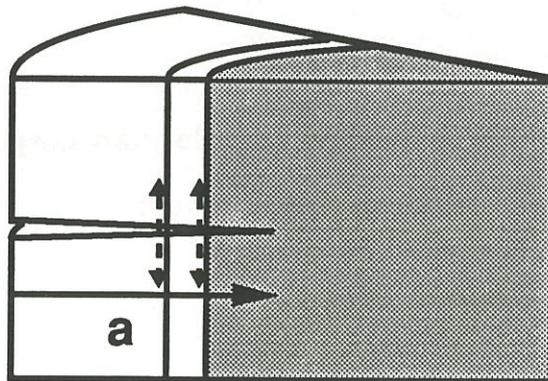


Fig 7: Fissuration d'un microcomposite avec interphase

par contre si

$$[\mathcal{G}_f(e_m, u(a_0)) - \mathcal{G}_{fd}] > [\mathcal{G}_i(e_m, u(a_0)) - \mathcal{G}_{ic}] \quad (10)$$

la fissure se propage mode II, le long de l'interface.

Fibre :

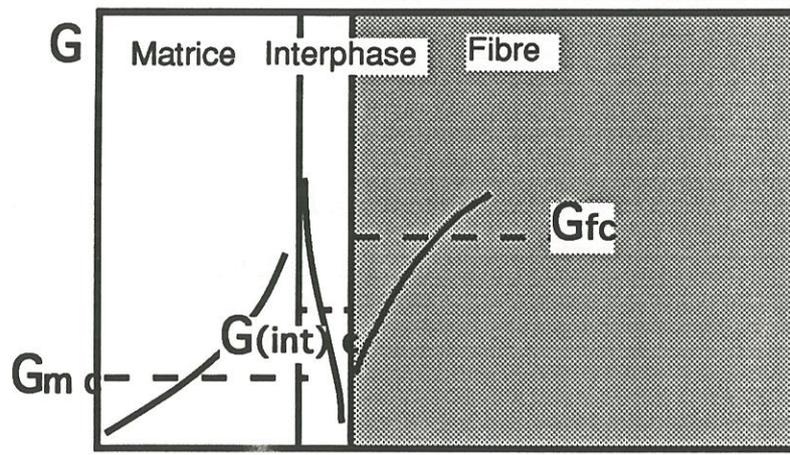
Pour un déplacement imposé u_0 , la fissure se propage jusqu'à consommation totale de l'énergie cinétique accumulée, une augmentation de u peut être nécessaire pour qu'il y ait fissuration complète de la fibre.

Décohésion interfaciale :

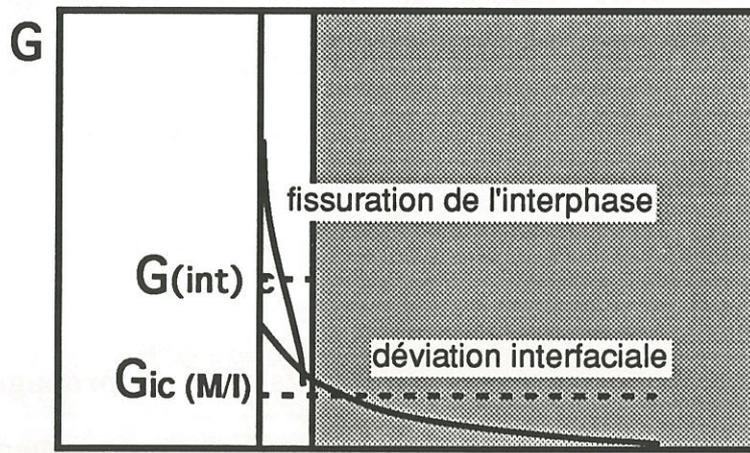
pour un déplacement imposé u_0 , la fissure se propage jusqu'à consommation totale de l'énergie cinétique accumulée ; une augmentation de u peut être nécessaire pour accroître la longueur de décohésion jusqu'à ce que le champ de contrainte atteint dans la fibre soit tel qu'il y ait rupture de la fibre.

III.1.1.3.b - Microcomposite unidirectionnel avec interphase

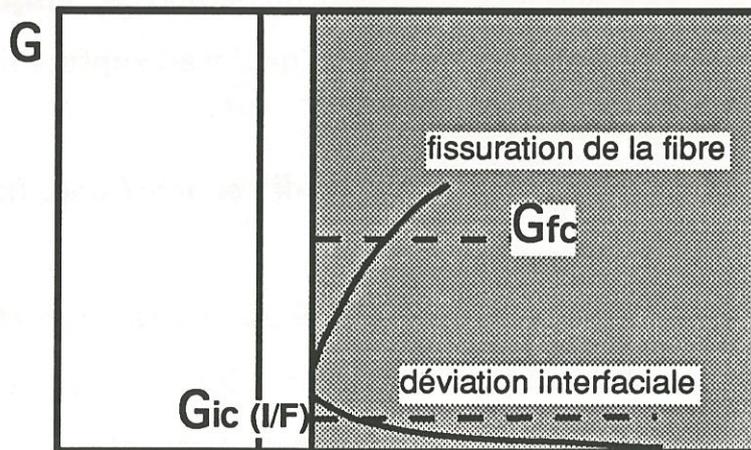
Le microcomposite comprenant une interphase entre fibre et matrice peut être représenté par une structure axisymétrique triphasée dont la fissuration en mode I est supposée annulaire et la fissuration en mode II cylindrique (Fig. 7). Un déplacement uniforme est imposé sur les sections externes de cette structure. Compte tenu de la symétrie de la structure et des sollicitations, l'étude se limitera à une demi-structure axisymétrique. Les chemins de fissuration envisagés sont les suivants :



a



a



a

Fig 8: Représentation schématique de l'évolution de G en fonction de a pour un microcomposite avec interphase

- Dans la matrice, la fissuration est supposée se produire en mode I

- A l'interface matrice - interphase, la fissure matricielle peut se propager dans l'interphase, dans un plan perpendiculaire à l'axe du microcomposite ou le long de l'interface matrice - interphase.

- A l'interface interphase - fibre ; la fissure propagée en mode I dans la matrice et l'interphase peut se propager dans la fibre dans un plan perpendiculaire à l'axe du microcomposite ou le long de l'interface interphase - fibre.

Dans le cas où le matériau d'interphase est lamellaire, il est possible d'envisager une fissuration en mode II au sein même de l'interphase. Dans la configuration la plus simple, cinq possibilités sont donc à envisager et nécessitent le calcul du taux de restitution d'énergie en fonction de la taille de la fissure et sa comparaison avec la valeur critique correspondante. A chaque interface, les écarts entre le taux de restitution d'énergie et la valeur critique correspondante pour les deux chemins de fissuration envisageables doivent être comparés pour déterminer le mode de fissuration du microcomposite au voisinage de l'interface concernée.

L'application de ce schéma de prédiction au système conduit à des évolutions du taux de restitution d'énergie semblables à celles représentées sur les figures 8a, b, c, pour un déplacement imposé. Ces évolutions permettent de prédire le mode de fissuration et les niveaux de sollicitation nécessaires pour amorcer ces fissurations.

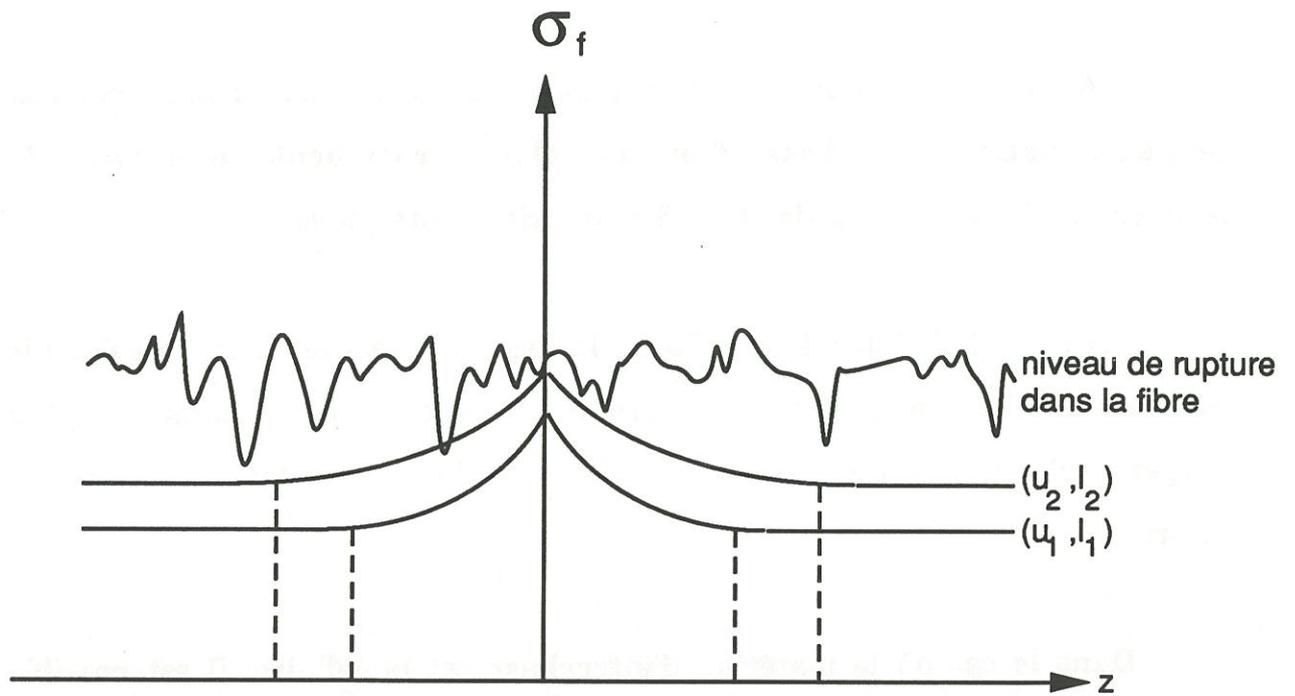


Fig. 9 : Représentation schématique des graphes (contrainte axiale dans la fibre - abscisse) au droit d'une fissure matricielle [8]

Dans le cas illustré à la figure 8, la fissure initiale (ou défaut) de dimension a_0 peut se propager pour un déplacement imposé u_c tel que $\mathcal{G}(a_0, u_c) = \mathcal{G}_c$ (matrice). Après rupture complète de la matrice, la fissuration peut se poursuivre dans l'interphase perpendiculairement à l'axe du microcomposite puis le long de l'interface entre l'interphase et la fibre.

Après consommation de l'énergie cinétique stockée, la fissure se stabilise à la longueur l_d pour le déplacement u_c correspondant à la fissuration matricielle. L'examen des courbes $\mathcal{G}(a)$ pour une fissure interfaciale entre l'interphase et la fibre pour différentes valeurs de déplacement imposé permet de déterminer la longueur de décohésion en fonction de u . Cette décohésion interfaciale peut se poursuivre jusqu'à ce que la sollicitation de la fibre soit telle que sa rupture se produise. En effet, l'accroissement du déplacement imposé et donc de la longueur de décohésion se traduit aussi par une extension de la partie de la fibre surchargée. Or la rupture d'une fibre céramique a lieu d'autant plus tôt que le volume mis en cause est important (voir fig. 9) [8]. La comparaison entre les profils de contrainte dans la fibre et les valeurs moyennes de la contrainte à rupture pour différentes longueurs de décohésion conduit à la détermination du déplacement u et de la longueur de décohésion à rupture du microcomposite.

III.1.2- Calcul du taux de restitution d'énergie

III.1.2.1- Hypothèses

Il est rappelé que le microcomposite, dont un quart de la section longitudinale est schématisé à la figure 10, est une structure axisymétrique

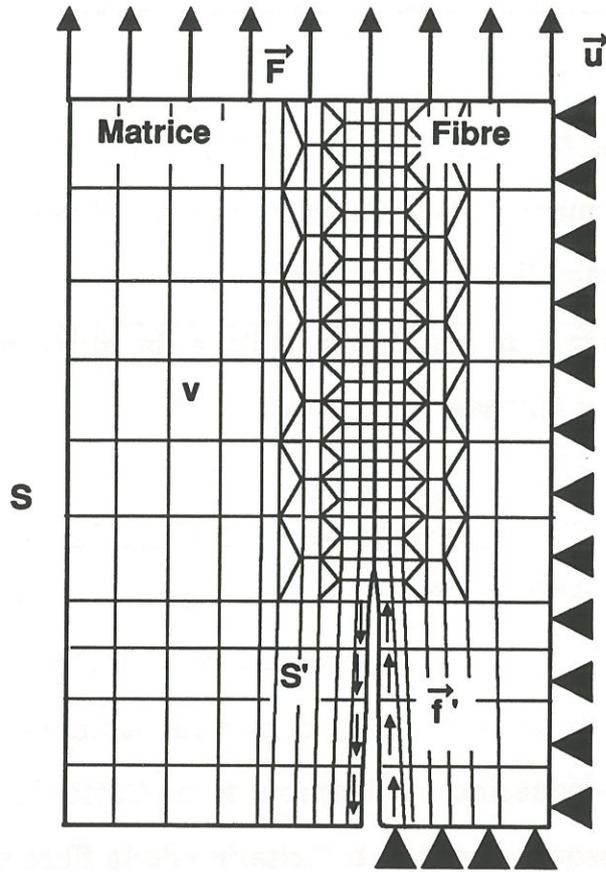


Fig 10: Représentation schématique du système étudié

constituée d'une fibre entourée de sa gaine de matrice entre lesquelles s'intercalent une interface, ou une (des) interphase(s) et des interfaces. Les différents constituants sont supposés parfaitement élastiques et liés entre eux. Après rupture de cette liaison, les interfaces sont frottantes (frottement à seuil fixe ou de type Coulomb). Les efforts de frottement sont considérés comme des efforts extérieurs. Pour une fissure donnée (forme et taille) la non linéarité entre le déplacement imposé (\vec{u}) et l'effort résultant sur cette surface est uniquement dûe aux effets de frottement sur la zone interfaciale fissurée.

III.1.2.2- Calcul de \mathcal{G}

le bilan de puissance du système décrit précédemment s'écrit comme suit :

$$\frac{dK}{dt} + \frac{dI}{dt} = \frac{dW_x}{dt} + \frac{dQ}{dt} + \frac{dW_f}{dt} - \mathcal{G}_c \frac{dA}{dt} \quad (11)$$

où K est l'énergie cinétique du système

I l'énergie interne du système

W_x le travail des forces extérieures (autre que le frottement)

W_f le travail des forces de frottement

Q l'énergie stockée sous forme de chaleur

\mathcal{G}_c l'énergie de création de surface

A l'aire de la fissure

La variation d'énergie interne s'écrivant:

$$\frac{dI}{dt} = \frac{dW_e}{dt} + \frac{dQ}{dt} \quad (12)$$

où W_e est l'énergie élastique emmagasinée par le système, la relation (11) devient:

$$\frac{dK}{dt} = -\frac{dW_e}{dt} + \frac{dW_x}{dt} + \frac{dW_f}{dt} - G_c \frac{dA}{dt} \quad (13)$$

Il y a stabilisation de la fissuration si la variation d'énergie cinétique devient nulle ou négative, soit:

$$\frac{dK}{dt} \leq 0 \quad (14)$$

La relation (13) s'écrit alors:

$$-\frac{dW_e}{dt} + \frac{dW_x}{dt} + \frac{dW_f}{dt} \leq G_c \frac{dA}{dt} \quad (15)$$

ou encore

$$-\frac{dW_e}{dA} \frac{dA}{dt} + \frac{dW_x}{dA} \frac{dA}{dt} + \frac{dW_f}{dA} \frac{dA}{dt} \leq G_c \frac{dA}{dt} \quad (16)$$

$\frac{dA}{dt}$ étant positif puisqu'il ne peut y avoir refermeture complète d'une fissure, l'inégalité précédente devient :

$$-\frac{dW_e}{dA} + \frac{dW_x}{dA} + \frac{dW_f}{dA} \leq G_c \quad (17)$$

En posant

$$\mathcal{G} = -\frac{dW_e}{dA} + \frac{dW_x}{dA} + \frac{dW_f}{dA} \quad (18)$$

la relation (17) représente le critère de fissuration introduit dans le paragraphe III.1.

Les termes de \mathcal{G} peuvent alors être déterminés à l'aide des relations suivantes:

$$W_e = \int_v \frac{1}{2} \sigma : \varepsilon dV \quad (19)$$

$$\frac{dW_f}{dA} = \int_{s'} \vec{f}' \cdot \frac{\partial \vec{u}'}{\partial A} ds' \quad (20)$$

où \vec{u}' représente les déplacements relatifs des points des surfaces frottantes dans la direction z de glissement ($u' = u_{fz} - u_{mz}$).

et
$$\frac{dW_x}{dA} = 0 \quad (21)$$

lorsque la structure est sollicitée à déplacement imposé.

Pour une taille de fissure donnée, le système pouvant être considéré comme linéaire élastique, l'énergie élastique W_e accumulée dans la structure est égale au travail des forces extérieures soit:

$$W_e = \int_v \frac{1}{2} \sigma : \varepsilon dV = \frac{1}{2} \int_s \vec{P} \cdot \vec{u} ds + \frac{1}{2} \int_{s'} \vec{f}' \cdot \vec{u}' ds' \quad (22)$$

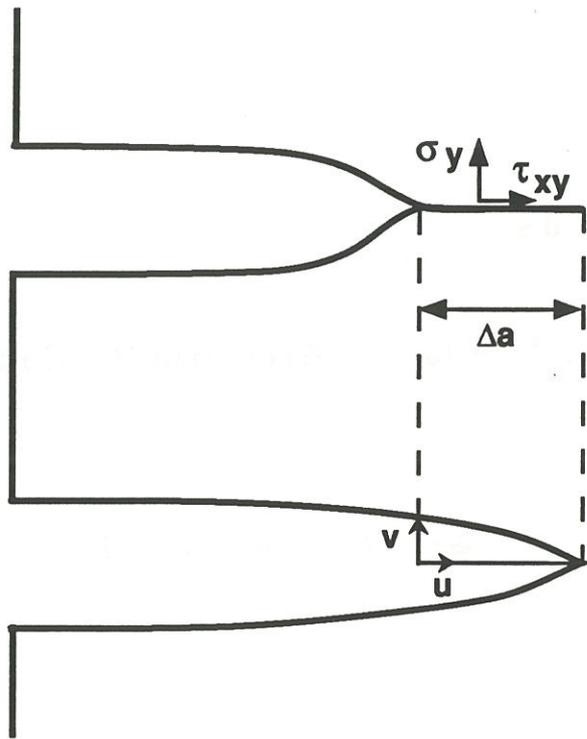


Fig 11: Calcul du travail de refermeture de la fissure

Il en résulte que:

$$\frac{\partial We}{\partial A} = \frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial A} \left[\int_s \vec{P} \cdot \vec{u} \, ds \right] + \frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial A} \left[\int_{s'} \vec{f}' \cdot \vec{u}' \, ds' \right] \quad (23)$$

soit à déplacement imposé:

$$\frac{\partial We}{\partial A} = \frac{1}{2} \int_s \left(\frac{\partial \vec{P}}{\partial A} \cdot \vec{u} + \vec{P} \frac{\partial \vec{u}}{\partial A} \right) ds + \frac{1}{2} \int_{s'} \left(\frac{\partial \vec{f}'}{\partial A} \cdot \vec{u}' + \vec{f}' \frac{\partial \vec{u}'}{\partial A} \right) ds' \quad (24)$$

Le taux de restitution d'énergie \mathcal{G} peut alors s'écrire:

$$\mathcal{G} = -\frac{1}{2} \int_s \left(\frac{\partial \vec{P}}{\partial A} \cdot \vec{u} \right) ds - \frac{1}{2} \int_{s'} \left(\frac{\partial \vec{f}'}{\partial A} \cdot \vec{u}' - \vec{f}' \frac{\partial \vec{u}'}{\partial A} \right) ds' \quad (25)$$

Dans cette expression, nous pouvons distinguer deux termes dont l'un contribue à l'extension de la fissure et l'autre s'y oppose [9].

III.1.2.3- Calcul du travail de refermeture des fissures

Dans le cas d'un système élastique fragile, [Irwin] l'énergie relaxable par extension de la fissure d'une aire ΔA est égale au travail nécessaire à la refermeture de la fissure (retour à la configuration initiale) [5,10-12]. Pour une fissure se propageant en mode I et/ou mode II, le travail de refermeture illustré à la figure 11 peut s'exprimer à l'aide de la relation suivante:

$$\mathcal{G} = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2\Delta A} \int_0^{\Delta a} \sigma_y(x) \cdot v(x) \, dx + \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2\Delta A} \int_0^{\Delta a} \tau_{xy}(x) \cdot u(x) \, dx \quad (26)$$

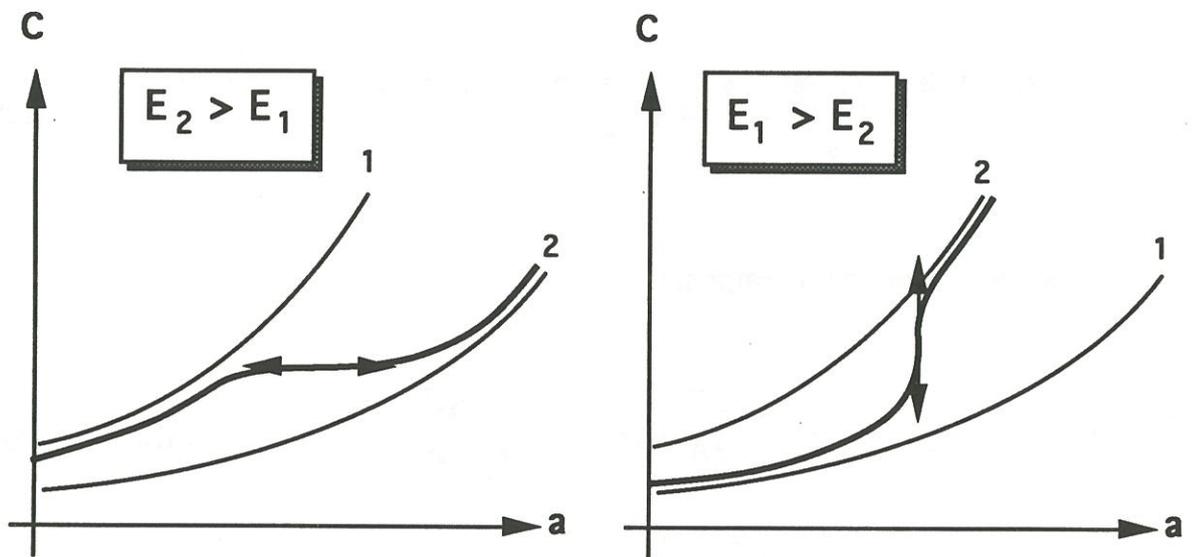


Fig. 12 : Evolution de la complaisance d'un système en fonction de la taille de la fissure

où σ_y et τ_{xy} sont les contraintes au voisinage du fond de fissure, u et v sont les déplacements relatifs suivant x et y des lèvres de la fissure. Le travail de refermeture de la fissure est donc la somme de deux intégrales représentant les taux de restitution d'énergie en mode I et II: $\mathcal{G} = \mathcal{G}_I + \mathcal{G}_{II}$

III.1.3- Discontinuité des paramètres énergétiques aux interfaces

III.1.3.1- Discontinuité des taux de restitution d'énergie aux interfaces

L'expression de \mathcal{G} pour un système biphasé dont l'interface est caractérisée par une discontinuité des propriétés élastiques n'est pas définie en tout point. En effet, suivant la définition de \mathcal{G} , la première intégrale de l'expression (25) n'est pas définie de manière évidente à l'interface. Cette discontinuité des valeurs de \mathcal{G} peut être illustrée de la manière suivante en notant qu'en l'absence de tout frottement à l'interface, \mathcal{G} peut être considéré proportionnel au produit de la dérivée de la complaisance par rapport à la taille de la fissure, par le carré de la charge $G \cong P^2 \frac{\partial C}{\partial a}$. Considérant un système biphasé constitué d'un cylindre de module d'élasticité E_1 entouré d'un tube de section circulaire de module d'élasticité E_2 en partie sectionné par une fissure annulaire, quelle que soit la taille de cette fissure, la complaisance du système biphasé est définie et est comprise entre les valeurs des complaisances des systèmes homogènes de même géométrie de module E_1 (S_1) et de module E_2 (S_2). Lorsque le fond de la fissure est située dans le matériau 1, la fonction $C_S(a)$ est comprise entre $C_{S_1}(a)$ et $C_{S_2}(a)$ et suit une allure comparable à $C_{S_1}(a)$. Lorsque la fissure progresse dans le matériau 2, la fonction $C_S(a)$ tend vers

$C_{S_2}(a)$. A l'interface, la complaisance varie donc rapidement de la fonction $C_{S_1}(a)$ à la fonction $C_{S_2}(a)$. Suivant le rapport des modules E_1 ou E_2 , la dérivée de la complaisance par rapport à la taille de la fissure (a), au niveau de l'interface, sera infinie ou nulle ainsi que le schématise la figure 12 (a,b).

La limite du taux de restitution d'énergie au voisinage de l'interface peut ainsi être infinie lorsque le matériau fissuré est plus rigide que le matériau non fissuré. Ces résultats sont conformes à ceux issus des expressions analytiques proposées par plusieurs auteurs [4,13,14,15,16] ou des calculs effectués à l'aide d'une analyse aux éléments finis [7,17] ou encore de certains résultats expérimentaux [18].

Toutefois bien que la fonction \mathcal{G} ne soit pas définie à l'interface, elle peut être intégrée sur un domaine ayant pour borne l'interface (cf annexe 1). De plus la singularité que présente la fonction $\mathcal{G}(a)$ au voisinage de l'interface est du même ordre, qu'il s'agisse de la propagation perpendiculaire à l'interface ou le long de l'interface.

III.1.3.2- Discontinuité interfaciale et critères de fissuration

La discontinuité de \mathcal{G} aux interfaces n'est pas sans conséquences quant à l'utilisation des critères précédemment proposés.

Lorsqu'il s'agit d'une approche globale, le critère s'applique sur l'intégrale du taux de restitution d'énergie sur le domaine de fissuration qui peut être la section de la matrice, la section de la fibre ou la zone de décohésion

interfaciale. Cette intégrale est définie lorsque l'ordre de la singularité de \mathcal{G} vis à vis de b est strictement inférieure à 1. Ceci est vérifié pour tous les systèmes.

Dans le cas d'une approche locale, la non définition de \mathcal{G} à l'interface interdit l'application stricte du critère proposé (3). Afin de contourner ce problème, He et al., proposent un critère sur le rapport du taux de restitution d'énergie par propagation à l'interface et par propagation en mode I dans la fibre. Ce rapport étant indépendant de la distance b (du fond de fissure à l'interface), il est défini à l'interface. Selon He et al., la fissure sera déviée à l'interface si:

$$\frac{G_i}{G_f} > \frac{G_{ic}}{G_{fc}} \quad (27)$$

La justification apportée au choix de ce critère est la suivante : si $\frac{G_i}{G_f} > \frac{G_{ic}}{G_{fc}}$, alors la condition de propagation à l'interface $G_i \geq G_{ic}$ sera satisfaite pour un niveau de charge plus faible que celui où la condition de propagation en mode I dans la fibre $G_f \geq G_{fc}$ le sera. Mais cette explication est en désaccord avec le fait que si \mathcal{G} tend vers l'infini au voisinage de l'interface, quel que soit le niveau de charge la fissuration se produira, ce qui n'est pas compatible avec la réalité.

Cette analyse permet donc de prédire éventuellement le cheminement de la fissuration le plus probable en terme de restitution d'énergie, mais elle ne fournit pas d'information sur le niveau de charge nécessaire pour qu'il y ait déviation interfaciale ou propagation dans la fibre.

Par contre un critère basé sur la comparaison des écarts entre le taux de restitution d'énergie \mathcal{G} et sa valeur critique pour les deux modes de fissuration

en compétition permet à la fois la prédiction du chemin de fissuration et des niveaux de sollicitation. Certes la quantité $(\mathcal{G} - \mathcal{G}_c)$ n'est pas théoriquement définie à l'interface mais la dépendance de $(\mathcal{G} - \mathcal{G}_c)$ vis à vis de la distance entre le fond de fissure et l'interface b est du même ordre pour les deux modes. Les quantités $(\mathcal{G} - \mathcal{G}_c)$ pour les deux types de chemin de fissuration peuvent donc être comparées entre elles pour des valeurs identiques de b . L'utilisation d'un tel critère pour déterminer le cheminement le plus probable, et évaluer le niveau de contrainte nécessaire à l'un ou l'autre de ces processus de fissuration, est envisageable malgré la discontinuité des valeurs interfaciales de \mathcal{G} lorsque la fissure progresse vers un milieu de plus grande rigidité.

III.1.3.3- Gradients de rigidité au voisinage des interfaces

Les considérations précédentes sur la discontinuité de la fonction \mathcal{G} à l'interface ne valent que par l'hypothèse d'un système biphasé présentant une discontinuité des propriétés élastiques à l'interface. En fait cette situation n'est jamais vérifiée physiquement, en effet tous les systèmes biphasés et plus particulièrement les composites présentent des zones interfaciales d'épaisseur non nulle. Cette zone interfaciale peut être représentée par une variation continue monotone ou non des propriétés élastiques à laquelle correspondent en tout point des valeurs définies de \mathcal{G} [19]. Discrétiser la structure et appliquer le critère (3) pour une valeur de b non nulle est donc compatible avec la réalité physique.

En dépit de la discontinuité théorique du taux de restitution d'énergie au voisinage d'une interface, il est possible d'utiliser cette quantité dans un critère de déviation interfaciale. D'une part dans le cas d'une approche globale,

l'intégrale de \mathcal{G} sur un domaine incluant l'interface est définie dans tous les cas. D'autre part, cette discontinuité de \mathcal{G} n'existe que dans le cas d'une discontinuité des propriétés élastiques à l'interface qui n'est jamais vérifiée physiquement. Or par le biais des fonctions d'interpolation, une modélisation par éléments finis rend compte de la continuité des caractéristiques physiques à l'échelle d'un élément et permet donc l'application d'un critère de déviation interfaciale à caractère local.

III.2- DETERMINATION NUMERIQUE DE \mathcal{G}

III.2.1- Formulation numérique de \mathcal{G}

L'application du critère de fissuration énoncé dans la première partie du chapitre suppose le calcul du taux de restitution d'énergie \mathcal{G} . Dans le cas d'un microcomposite, \mathcal{G} ne peut pas être calculé analytiquement de façon simple.

Aussi, il a été fait appel aux méthodes numériques basées sur la discrétisation du système. Parmi celles-ci, la méthode de calcul par éléments finis repose sur la transformation d'une équation différentielle, décrivant un phénomène physique, en équation matricielle. La résolution de cette équation matricielle conduit à une description discrète du phénomène physique, i.e. les grandeurs intervenant dans cette description ne sont connues que pour un nombre fini de points appartenant au système. Dans le cas d'un solide soumis à des forces extérieures ou des déplacements, l'utilisation d'une telle méthode permet de connaître les valeurs des déplacements et des efforts en différents points du solide définis par un maillage. Les effets de frottement à seuil fixe ou de type Coulomb peuvent être intégrés dans une telle approche.

La résolution d'un problème de calcul des structures par le biais d'un code de calcul par éléments finis en élasticité linéaire obéit au schéma suivant:

- définition d'un maillage
- définition des propriétés du solide
- conditions aux limites (efforts F et déplacements imposés u)
- écriture du système matriciel équivalent
- résolution du système du type $[F] = [k] [u]$

où $[k]$ est la matrice de rigidité

$[u]$ vecteur déplacements aux noeuds

$[F]$ vecteur efforts aux noeuds

Lorsqu'il s'agit d'un calcul plus complexe, faisant intervenir des phénomènes non linéaires tels que la plasticité, un endommagement ou des effets de frottements, la procédure se trouve modifiée et conduit le plus souvent à des calculs itératifs.

La détermination exacte du taux de restitution d'énergie par fissuration d'un microcomposite suppose la connaissance des efforts et des déplacements en tout point non libre de la surface externe ainsi qu'en tout point des surfaces frottantes en fonction de la taille de la fissure. L'utilisation d'un code de calcul par éléments finis incluant les effets de frottement pour deux microcomposites dont la taille de fissure est très proche permet donc d'estimer \mathcal{G} .

Pour un microcomposite comportant une fissure matricielle déviée à l'interface (fig. 10), l'expression analytique de \mathcal{G} est donnée par la relation (25):

$$\mathcal{G} = -\frac{1}{2} \int_S \left(\frac{\partial \vec{P}}{\partial A} \cdot \vec{u} \right) ds - \frac{1}{2} \int_{S'} \left(\frac{\partial \vec{f}'}{\partial A} \cdot \vec{u}' - \vec{f}' \frac{\partial \vec{u}'}{\partial A} \right) ds' \quad (25)$$

où \vec{P} représente l'effort appliqué sur un point de la section S pour obtenir un déplacement \vec{u} , \vec{f}' représente l'effort de frottement en un point de la surface S' de la fibre, \vec{u}' représente le déplacement relatif entre les deux bords de la fissure.

Après discrétisation, l'expression de \mathcal{G} devient

$$\begin{aligned} \mathcal{G}(a+da/2) = & -\frac{1}{2\Delta A} \sum_{i \in S} (\vec{P}_i(a+da) - \vec{P}_i(a)) \cdot \vec{u}_i \\ & - \frac{1}{2\Delta A} \sum_{i \in S'} [[\vec{f}_i(a+da) - \vec{f}_i(a)] \cdot \vec{u}'_i(a+da/2) - \vec{f}'_i(a+da/2) \cdot [\vec{u}'_i(a+da) - \vec{u}'_i(a)]] \end{aligned} \quad (28)$$

où $\vec{X}_i(a)$ représente la valeur de \vec{X} pour le noeud i lorsque la taille de la fissure est a . Après simplification le second terme devient :

$$-\frac{1}{2\Delta A} \sum_{i \in S'} [\vec{f}_i(a+da) \cdot \vec{u}'_i(a) - \vec{f}'_i(a) \cdot \vec{u}'_i(a+da)] \quad (29)$$

De la même façon l'expression numérique du travail de refermeture de la fissure peut être discrétisé. Pour refermer la taille d'une fissure de Δa , le travail à fournir s'écrit (fig. 13) [5,10]:

$$\mathcal{G} = -\frac{1}{2\Delta A} \sum_{i \in S'} [F_{i,r}(a) \cdot u_{i,r}(a+da) + F_{i,z}(a) \cdot u_{i,z}(a+da)] \quad (30)$$

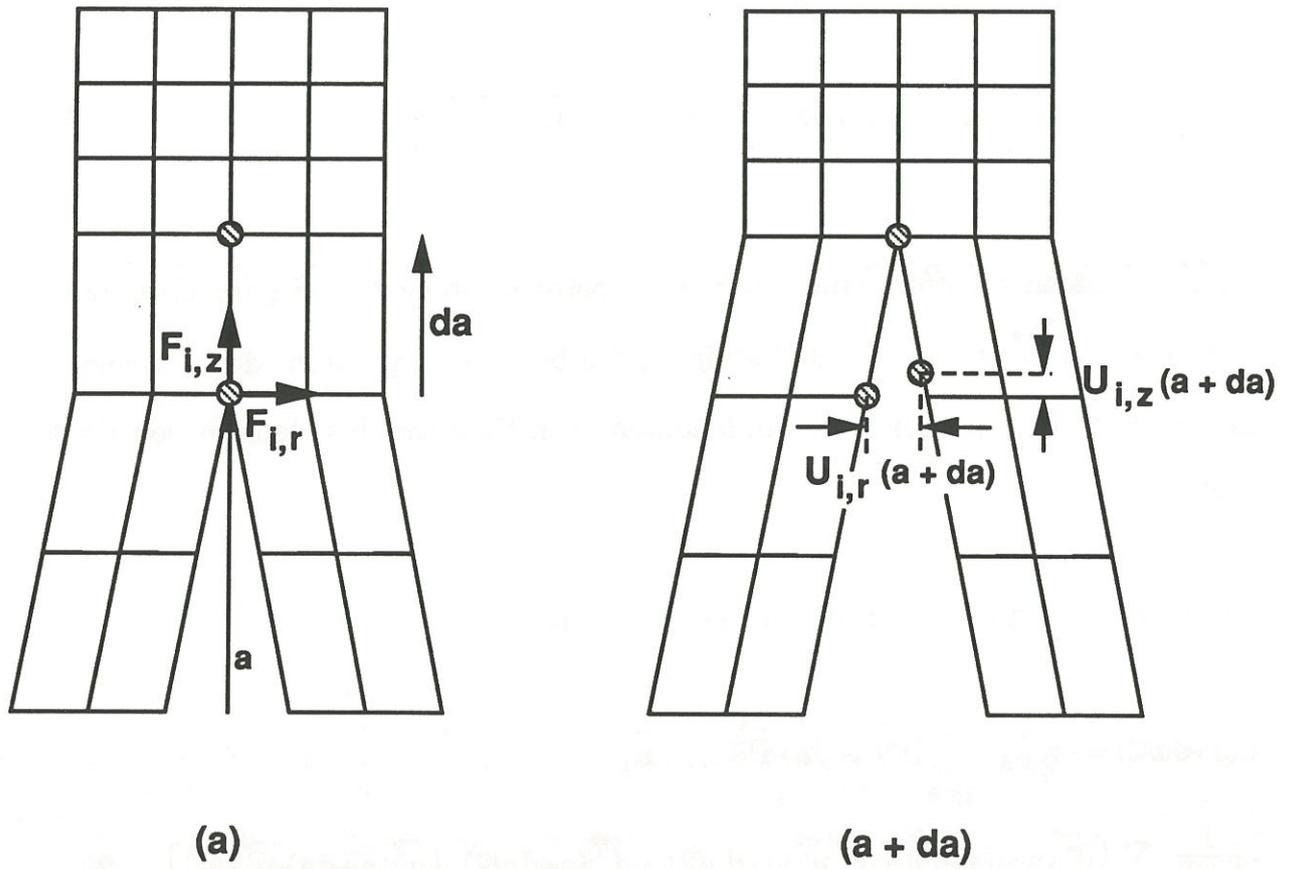


Fig. 13 : Calcul du travail de refermeture d'une fissure

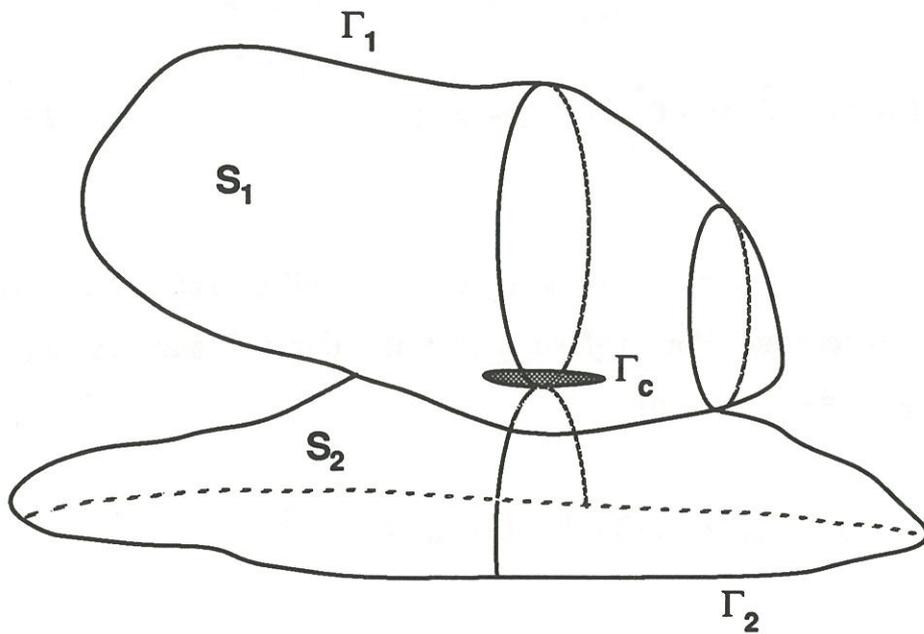


Fig. 14: Système constitué de deux solides dont la frontière commune est soumise à une loi de frottement [20]

$$\text{avec } \mathcal{G}_I = -\frac{1}{2\Delta A} \sum_{i \in S'} F_{i,r}(a) \cdot u_{i,r}(a+da) \quad (31)$$

$$\text{et } \mathcal{G}_{II} = -\frac{1}{2\Delta A} \sum_{i \in S'} F_{i,z}(a) \cdot u_{i,z}(a+da) \quad (32)$$

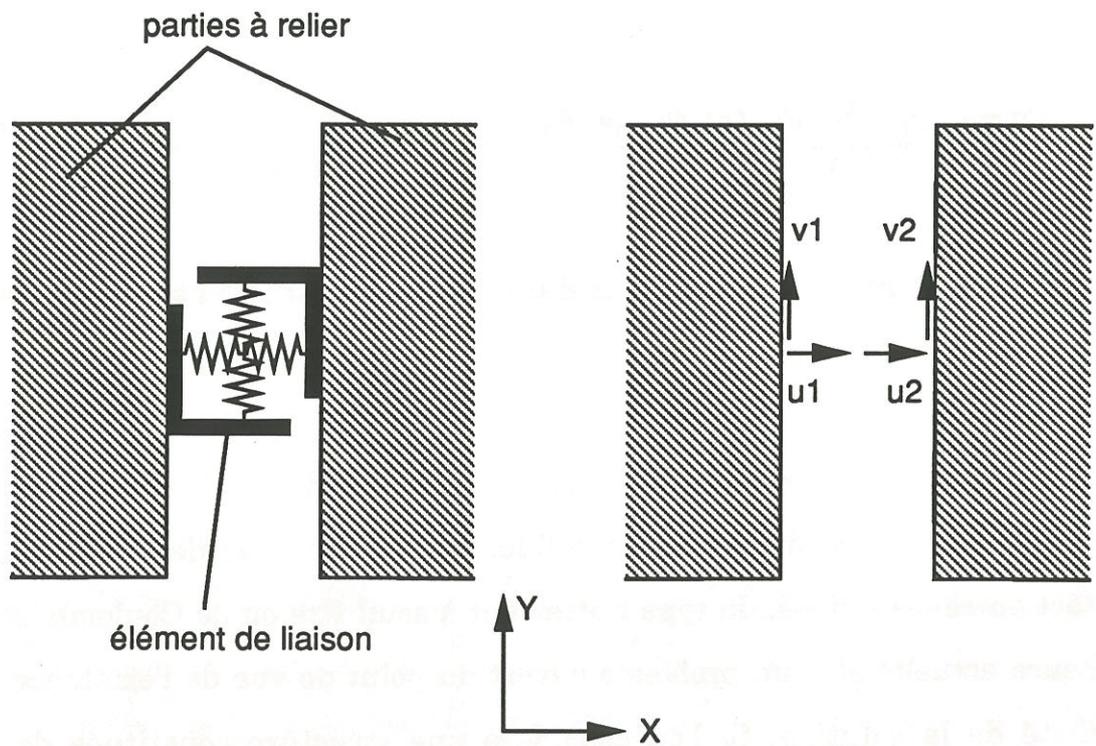
III.2.1- Résolution numérique d'un problème de contact avec frottement de Coulomb

Le calcul des champs de déplacement et de contrainte dans une structure constituée de plusieurs solides élastiques avec des conditions de contact entre les solides, du type frottement à seuil fixe ou de Coulomb, semble à l'heure actuelle être un problème ouvert du point de vue de l'existence et de l'unicité de la solution. Si l'on considère une structure constituée de deux solides élastiques S_1 et S_2 en contact le long d'une partie de leur frontière Γ_c , la frontière Γ_i ($i = 1, 2$) du solide S_i est la réunion de trois parties distinctes $\Gamma_{i,u}$, $\Gamma_{i,f}$ et Γ_c (voir fig. 14). Sur $\Gamma_{i,u}$, on impose des déplacements et sur $\Gamma_{i,f}$, on impose des efforts surfaciques. La frontière Γ_c est soumise à des conditions de contact avec frottements de Coulomb. Ces conditions sur Γ_c s'expriment:

$$\Delta u_n \leq 0 \quad \text{avec } \Delta u_n = u_{n,1} + u_{n,2}$$

où les déplacements $u_{n,1}$ sont définis positifs dans le sens de la normale à $\Gamma_{c,i}$ (extérieur à S_i). Il ne peut y avoir interpénétration des solides mais il peut y avoir ouverture à la frontière

$\sigma_n \leq 0$ sur la frontière de contact, La réaction du solide S_2 sur le solide S_1 ne peut être que compressive.



$$\begin{bmatrix} \tau \\ \sigma \end{bmatrix}^e = \begin{bmatrix} KH & 0 \\ 0 & KV \end{bmatrix}^e \begin{bmatrix} \Delta U \\ \Delta V \end{bmatrix}$$

Fig. 15 : Représentation d'un élément de liaison (Modulef)

S'il y a ouverture ($\Delta u_n < 0$), alors la contrainte de compression est nulle ($\sigma_n = 0$) et si cette réaction est non nulle alors les deux solides restent en contact ($\Delta u_n = 0$) d'où $\sigma_n \Delta u_n = 0$

les conditions sur les efforts et déplacements tangentiels s'écrivent

$\sigma_t \leq -\mu\sigma_n$ où $-\mu\sigma_n$ est le seuil de glissement avec μ : coefficient de frottement

avec si $\sigma_t \leq -\mu\sigma_n \Rightarrow \Delta u_t = 0$

si $\sigma_t = -\mu\sigma_n \Rightarrow \Delta u_t = -\lambda \sigma_t$ avec ($\lambda > 0$)

Dans le cas d'un glissement à seuil fixe, $(-\mu\sigma_n)$ est remplacé par g . Avec de telles conditions aux limites, la recherche du champ de déplacement vérifiant l'équation d'équilibre conduit à une inéquation quasi variationnelle dont l'existence et l'unicité d'une solution ne semblent pas avoir été démontrées.

Toutefois ce problème a fait l'objet d'analyses numériques par le biais d'algorithmes associés à une méthode de calcul par éléments finis [20,21].

Les techniques numériques employées pour traiter ce problème sont diverses. Il peut s'agir d'un chargement incrémental associé à une itération sur l'état du contact à chaque incrément de charge . Panagiotopoulos réalise des itérations alternativement sur les efforts de contact normaux et tangentiels [22]. Des éléments spécifiques ont également été développés. Gaertner utilise le long de la frontière de contact des éléments finis dont les inconnues nodales sont les déplacements et leurs dérivées partielles [23]. Des éléments d'interface sont

également proposés dans le code ABAQUS, ou MODULEF [24-26]. Les conditions de contact sont représentées par deux ressorts (fig 15). L'un parallèle à la surface de contact est caractérisé par k_H qui est le module de réaction au glissement (ce module relie la contrainte d'adhérence τ au glissement relatif ΔU). Le second normal à la surface de contact est caractérisé par le module de la réaction à la dilatance (K_V) reliant la contrainte normale σ au déplacement relatif ΔV (ce ressort a la particularité d'avoir une rigidité infinie à la compression mais faible ou nulle à la traction). La méthode proposée par Degueil et Lancelle repose sur une discrétisation en éléments finis du problème à seuil de glissement fixe couplée à une itération de type point fixe sur le seuil de glissement. Les seules inconnues nodales étant les déplacements, il n'est donc pas nécessaire de faire appel à des éléments finis spéciaux le long de la frontière de contact. Ceci conduit, à chaque itération de point fixe, à la minimisation d'une fonctionnelle non différentiable. Les conditions de contact sont prises sous forme de contraintes sur la solution. A la fin de chaque itération de type point fixe, les actions de contact sont restituées sous forme d'efforts nodaux et le nouveau seuil de glissement est obtenu grâce à une intégration numérique de l'effort normal et multiplication par le coefficient de frottement. Cette méthode a donné lieu au développement d'un programme de calcul permettant de déterminer le champ de contraintes d'un ensemble de solides soumis à un champ de déplacements imposés ainsi qu'à un champ thermique uniforme. Nous avons plus particulièrement utilisé la version axisymétrique de ce programme dans la première partie de notre étude. L'utilisation de cet outil de calcul pour une structure fissurée, pour différentes tailles de la fissure, permet d'obtenir les informations nécessaires au calcul du taux de restitution d'énergie .

III.2.3- Discussion sur le programme fibre

Les critères de fissuration proposés au paragraphe III.1 couplés à un outil de calcul par éléments finis d'une structure multiphasée, incluant des effets de frottement, permettent de proposer une analyse de la fissuration d'un microcomposite.

La première phase de l'application de cette analyse qui a été réalisée au moyen du programme de calcul "Fibre" développé à la SEP par Dagueil et Lancelle, a consisté à i) vérifier numériquement la validité des critères proposés ii) traiter différents cas types déjà abordés par des méthodes analytiques approchées.

III.2.3.1- Fissuration en mode I d'un microcomposite

Le calcul du taux de restitution d'énergie par propagation en mode I d'une fissure annulaire dans une structure axisymétrique a été réalisé pour un système homogène et un système composite. Les conditions aux limites sont représentées à la figure 16. Les calculs effectués sur un système homogène ont permis de mettre en évidence l'influence du maillage. Il s'est avéré nécessaire d'introduire une zone avec un maillage fin en fond de fissure progressant avec la fissure car la taille de ces éléments est également la dimension du pas de fissuration. En effet, on ne peut faire progresser la fissure que par élément entier, bien qu'il s'agisse d'éléments quadratiques, car les premiers calculs ont montré que les résultats différaient suivant la position du noeud considéré en fond de fissure. Il peut se situer à un coin d'élément ou au milieu d'une face

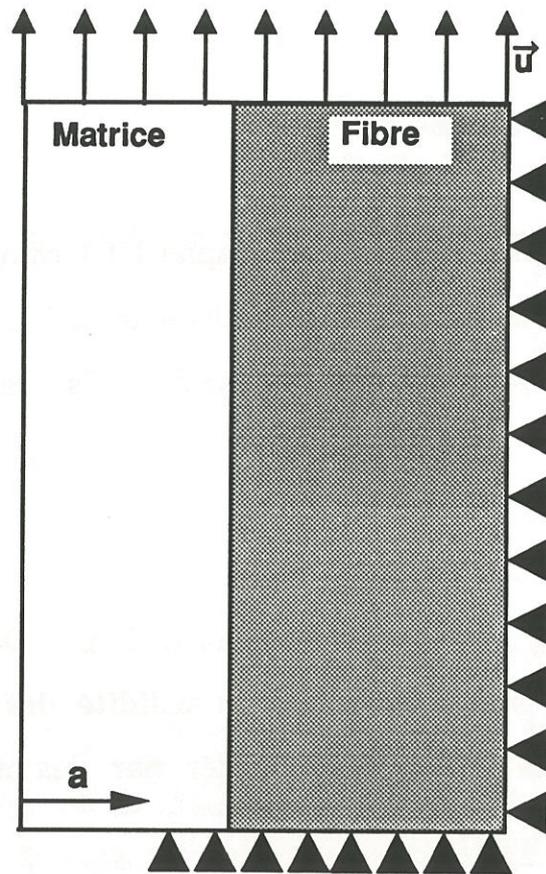


Fig 16: Représentation des conditions aux limites

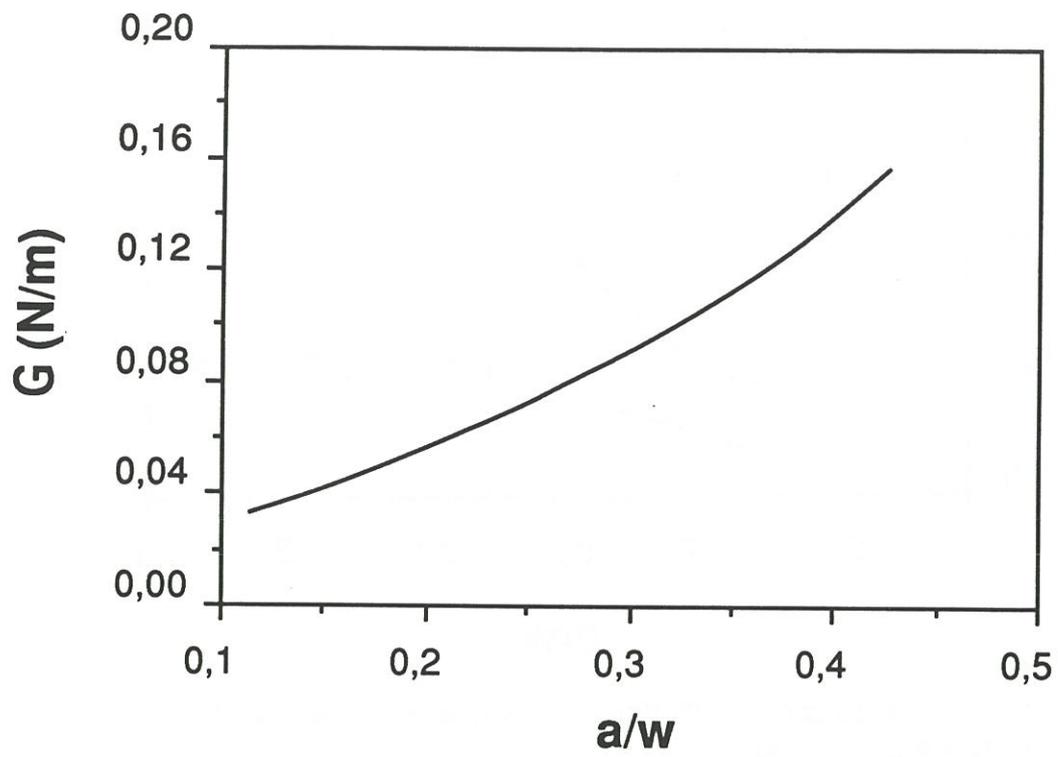


Fig 17: Evolution du taux d'énergie relaxable avec la taille de la fissure pour un matériau homogène

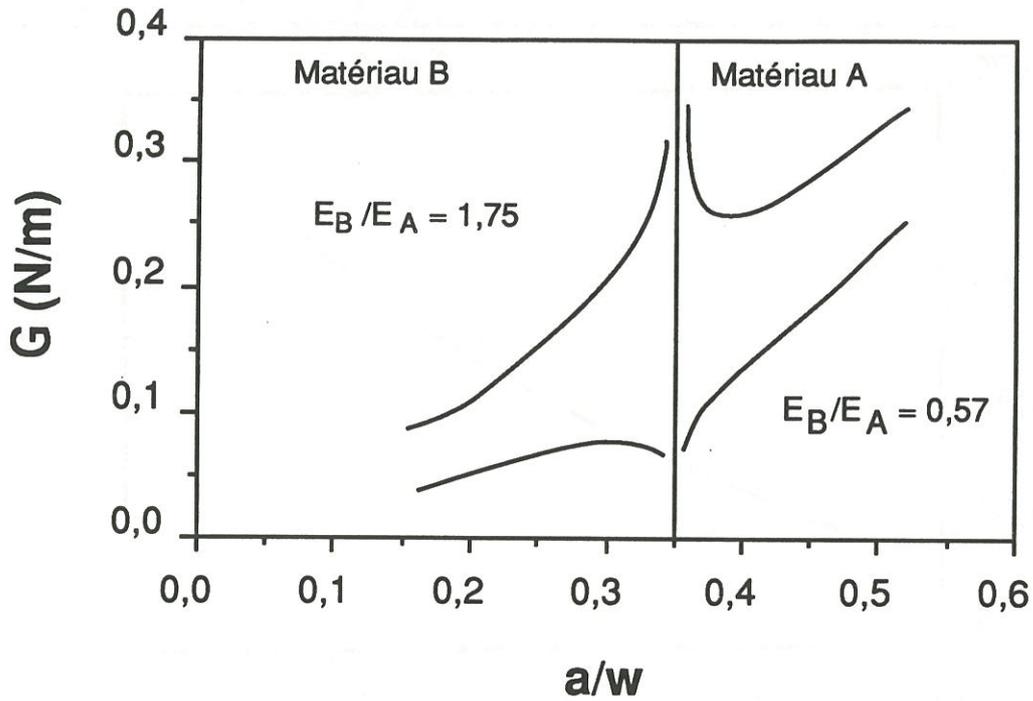


Fig 18: Evolution du taux de restitution d'énergie avec la taille de la fissure dans un bimatériau

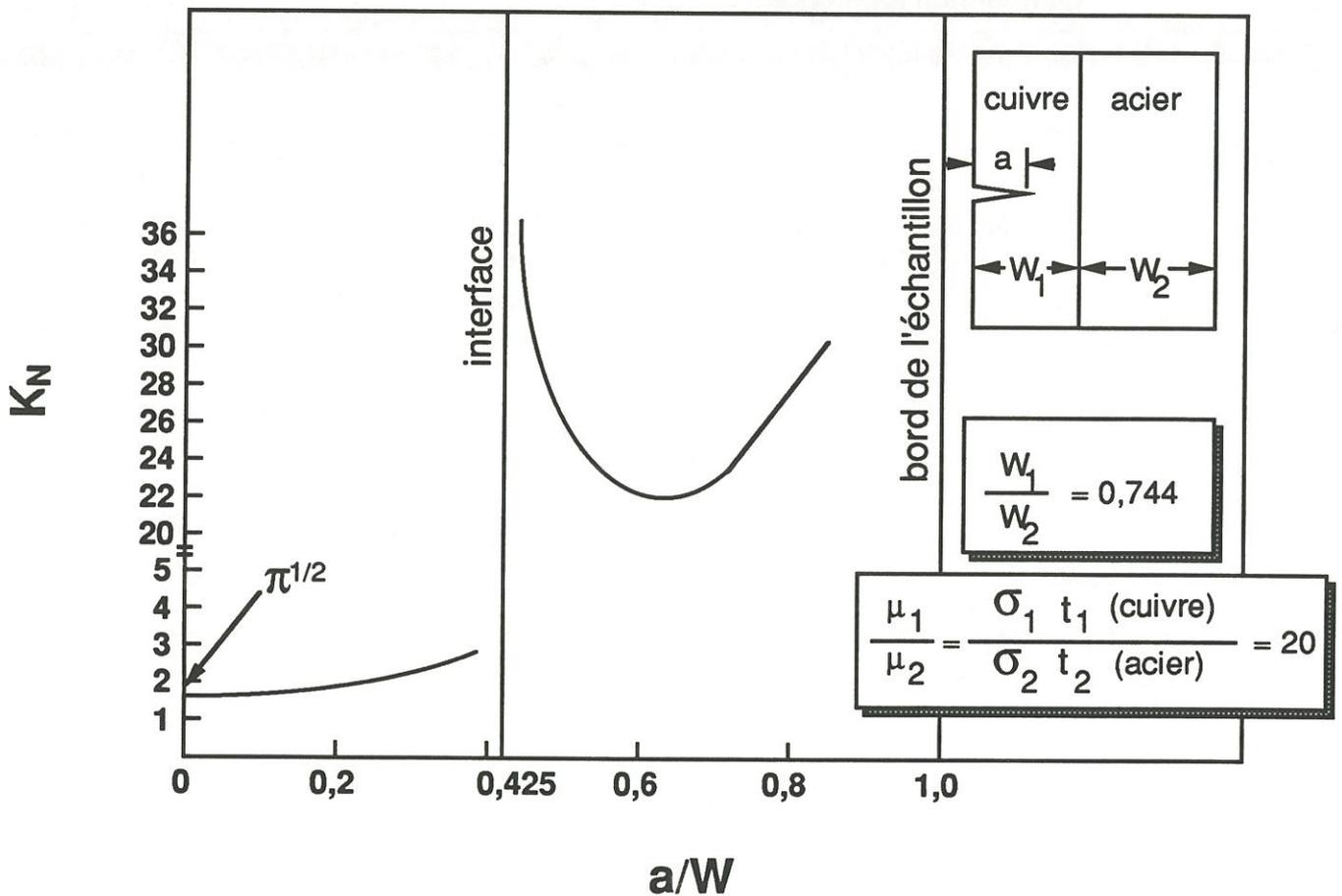


Fig. 19 : Détermination du coefficient de concentration de contraintes au fond d'une fissure traversant une interface. Utilisation de l'analogie électrique [17]

d'élément. Après optimisation du maillage, les calculs réalisés sur une structure homogène mettent en évidence une évolution monotone de \mathcal{G} en fonction de a (fig. 17).

Dans le cas d'une structure biphasée, l'introduction d'une discontinuité des propriétés mécaniques se traduit par une discontinuité de la pente de la courbe \mathcal{G} en fonction de a , dont la nature dépend du rapport des rigidités des matériaux de part et d'autre de l'interface (fig. 18). Si le composant du matériau situé à coeur (la fibre) est plus rigide que le composant situé à l'extérieur (la matrice), on observe une diminution de \mathcal{G} au voisinage de l'interface et une augmentation de la pente moyenne lorsque la fissure se propage du matériau le moins rigide (B) vers le matériau le plus rigide (A). Dans le cas contraire, si la fissure se propage du matériau le plus rigide (B) vers le matériau le moins rigide (A), \mathcal{G} augmente très rapidement au voisinage de l'interface, chute après le passage de l'interface et augmente finalement jusqu'à la fissuration complète du matériau A. Ces tendances sont comparables à celles obtenues par Srinivasan et al [18] (Fig. 19). Srinivasan utilise l'analogie entre les problèmes électriques et mécaniques pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte dans un bimatériau fissuré en mode III. Par analogie, la mesure du potentiel électrique en différents points d'un contour incluant le fond de fissure permet de calculer l'intégrale J reliée à K par $K_N = \frac{1}{\tau} \sqrt{\frac{2\mu J}{a}}$. Il convient de souligner que pour les deux types de système étudiés, les résultats obtenus au voisinage de l'interface sont en accord avec les résultats analytiques obtenus par He et al.

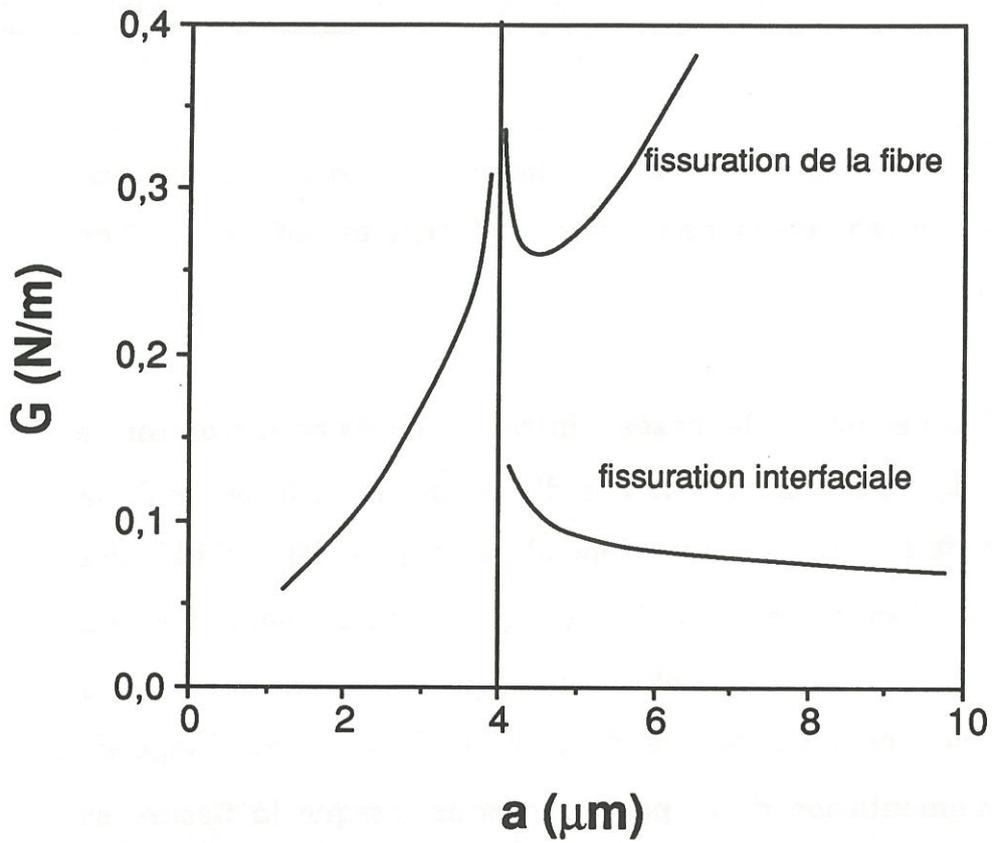


Fig 20: Evolution du taux de restitution d'énergie avec la taille de la fissure pour un microcomposite SiC/SiC

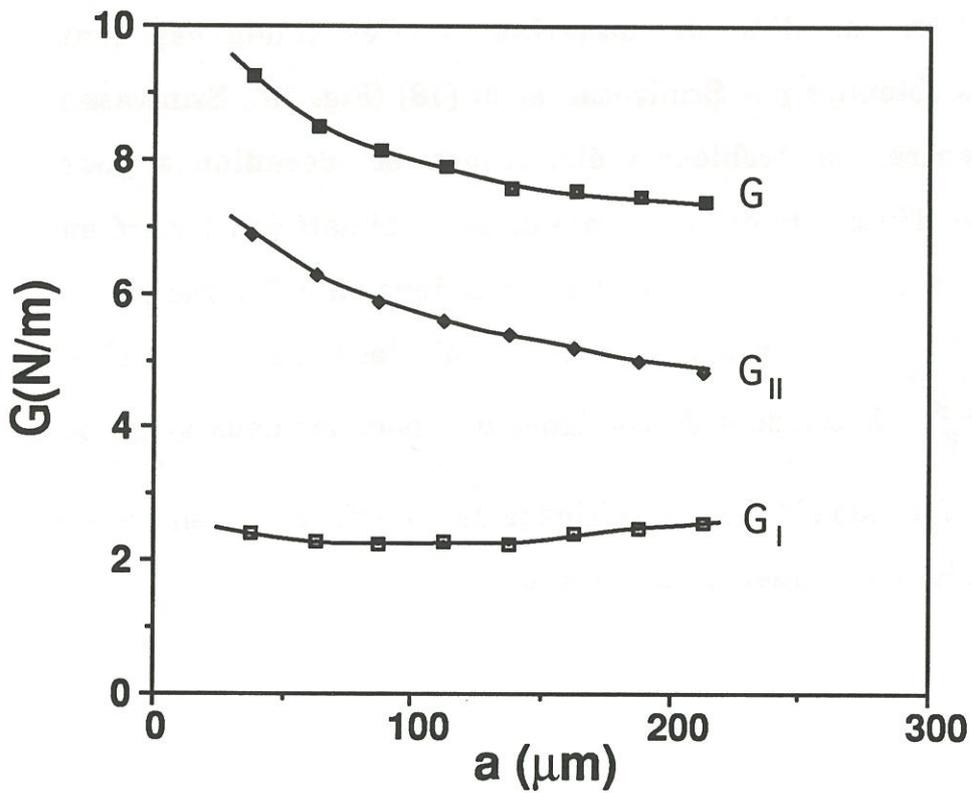


Fig 21: Evolution de G , G_{II} , G_I lors de la fissuration interfaciale d'un bimatériau

Il est enfin remarquable que les valeurs de \mathcal{G} calculées pour la fissuration en mode I sont identiques qu'elles soient obtenues à l'aide des intégrales de surface ou du travail de refermeture de la fissure.

III.2.3.2- Fissuration en mode II d'un microcomposite

Le calcul du taux de restitution d'énergie par propagation le long de l'interface a également été mené à l'aide du programme fibre sur une structure identique à celle étudiée en mode I avec possibilité de frottement à seuil fixe à l'interface. Les résultats présentés à la figure 20 montrent que la déviation de la fissure engendre une diminution très nette du taux de restitution d'énergie, qui évolue ensuite lentement lorsque la fissure se propage le long de l'interface. Les résultats mettent également en évidence l'ouverture des lèvres de la fissure (il n'y a plus contact des noeuds frontières). Ceci est également confirmé dans une autre configuration par les valeurs obtenues pour \mathcal{G}_I et \mathcal{G}_{II} par le calcul du travail de refermeture de la fissure. La valeur obtenue pour \mathcal{G}_I est faible mais n'est pas nulle, elle évolue peu avec la taille de la fissure et représente environ 30% de l'énergie totale relaxée par propagation de la fissure le long de l'interface (fig. 21). Les deux méthodes de calcul de \mathcal{G} fournissent donc à nouveau des valeurs identiques.

III.2.3.3- Déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle

Bien que l'utilisation d'un critère local soit plus conforme à l'analyse de Griffith, l'application du critère global à un microcomposite a permis de déterminer le déplacement critique conduisant à la fissuration matricielle en

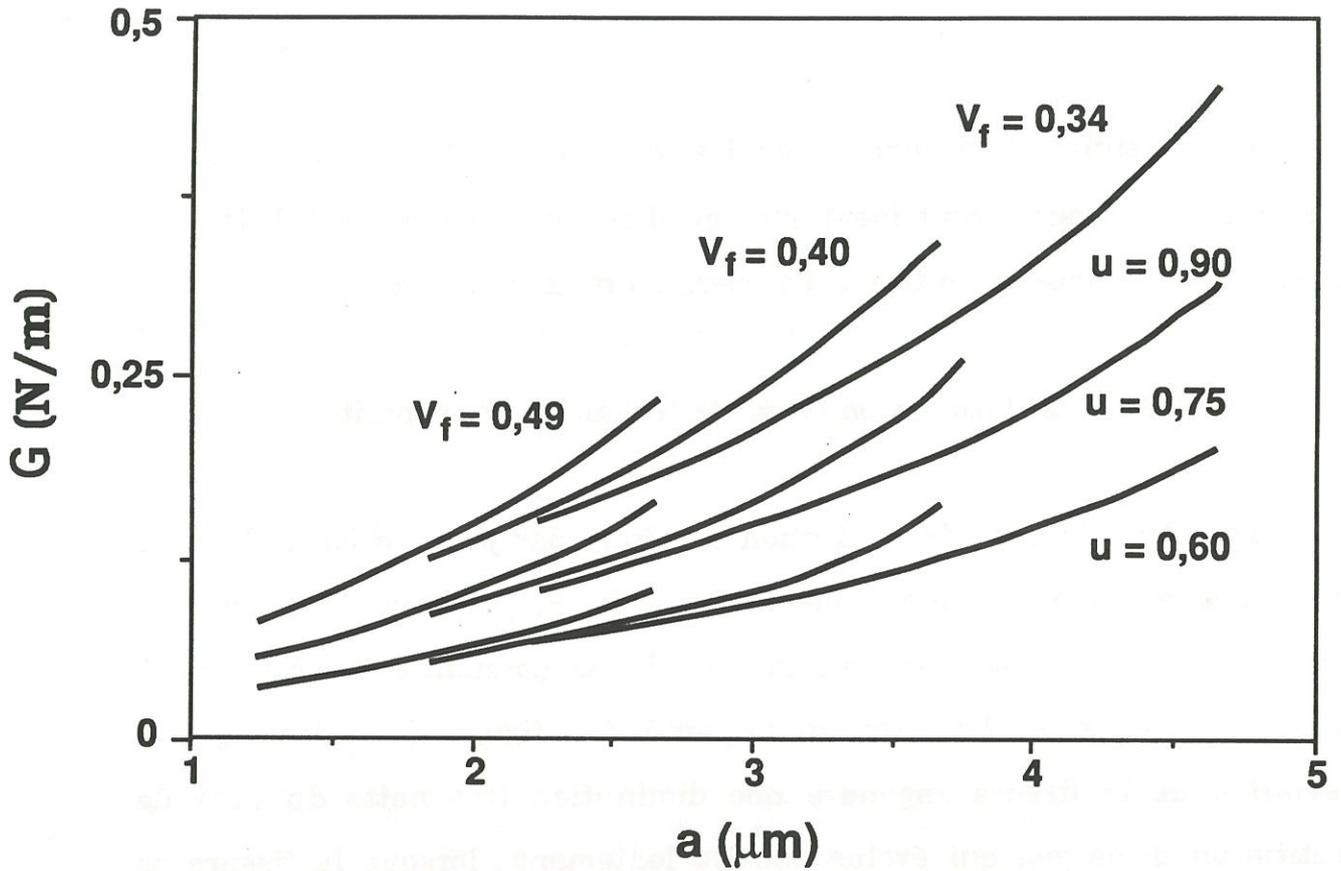


Fig 22: Evolution du taux de restitution d'énergie avec la taille de la fissure pour différentes valeurs de V_f et de u

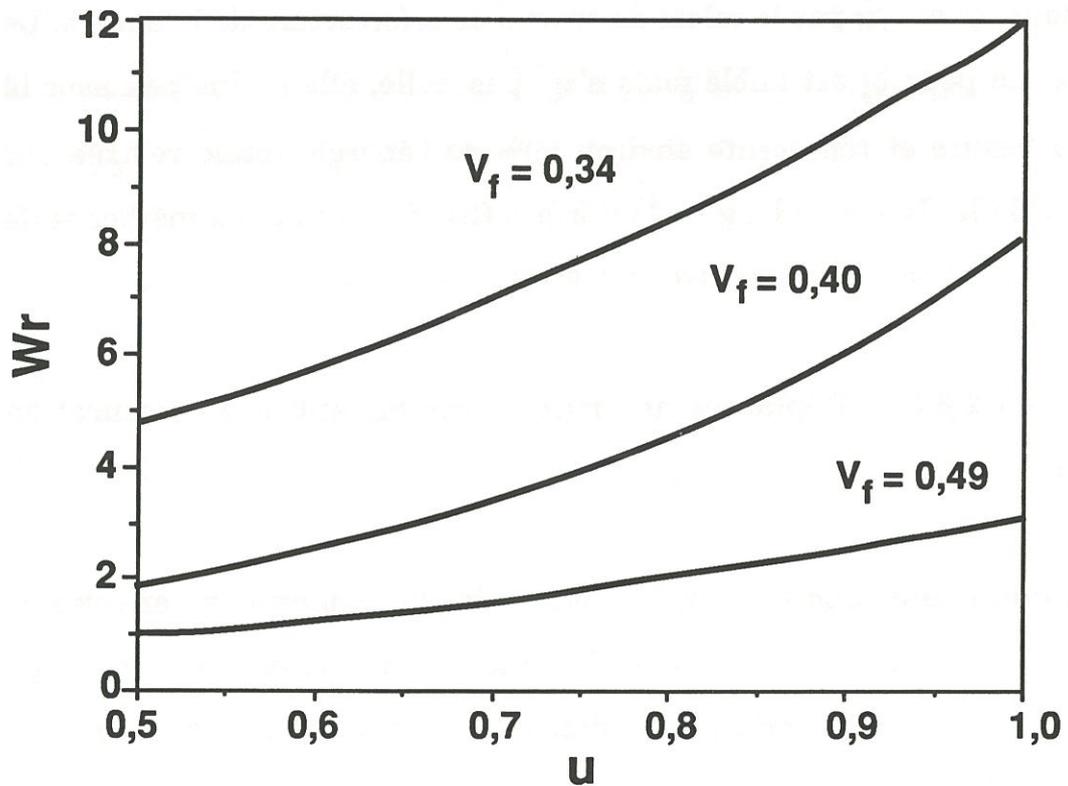


Fig 23: Evolution de l'énergie relaxée lors de la fissuration avec l'allongement imposé pour différentes valeurs de V_f

fonction des caractéristiques géométriques et élastiques et de comparer les résultats obtenus avec ceux déduits d'approches simplifiées, basées sur le même type de critère (fig. 4).

Il est rappelé qu'il y aura fissuration complète de la matrice pour un déplacement imposé u_c tel que l'énergie totale relaxée lors de la fissuration complète de la matrice ($W_r(u)$) soit égale à l'énergie nécessaire à la création de surface (W_f). La détermination de u_c nécessite donc le calcul de $\mathcal{G}(a)$ pour différentes valeurs du déplacement imposé.

Dans un premier temps, afin d'étudier l'influence du taux de fibres sur le seuil de fissuration matricielle et de comparer les résultats obtenus par cette méthode avec ceux obtenus par Aveston, Cooper et Kelly dans une analyse énergétique approchée, des faisceaux de courbes $\mathcal{G}(a)$ pour différentes valeurs de V_f et de u ont été calculés (fig. 22). La variation de V_f est liée à la variation de l'épaisseur de matrice entourant la fibre. Ces résultats mettent en évidence une variation monotone et positive de \mathcal{G} lorsque a et u augmentent et une variation négative lorsque V_f augmente.

L'énergie relaxée lors de la fissuration complète de la matrice $W_r(u)$ est calculée par intégration numérique de la courbe $\mathcal{G}(a)$ (résultant d'une interpolation polynômiale des valeurs ponctuelles calculées). La figure 23 présente l'évolution de W_r lorsque u et V_f varient. L'énergie totale relaxée augmente avec le déplacement imposé u et l'épaisseur de matrice (e_m), alors que l'énergie nécessaire à la création de surfaces est indépendante de u et augmente avec e_m . Pour un taux de fibre et une valeur de \mathcal{G}_{Ic} donnés, la comparaison de $W_r(u)$ et W_f permet de déterminer u_c tel que $W_r(u_c) = W_f$. Ainsi

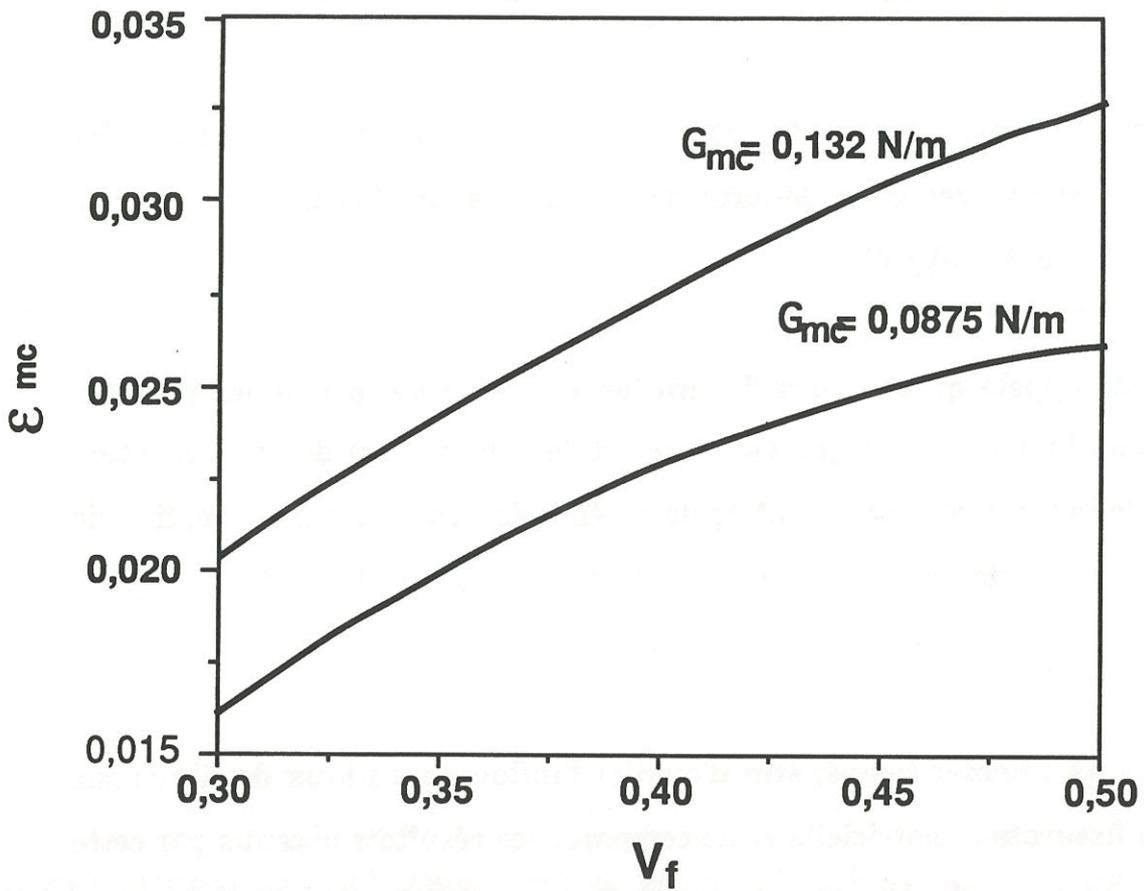


Fig 24: Evolution de l'allongement atteint lors de la fissuration matricielle avec V_f pour différentes valeurs de G_{mc}

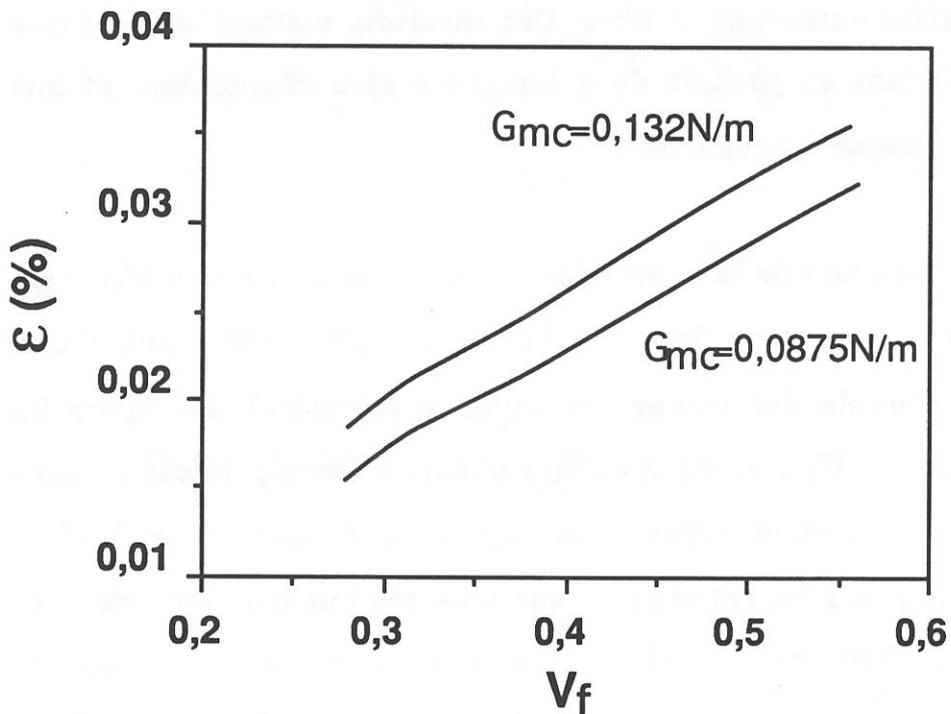


Fig 25: Evolution de la déformation atteint lors de la fissuration matricielle d'après l'analyse d'ACK

nous obtenons l'évolution de l'allongement à atteindre pour provoquer la fissuration complète de la matrice en fonction du taux critique de restitution d'énergie G_{mc} (fig. 24). La relation obtenue est comparable à celle obtenue par l'analyse d'Aveston, Cooper et Kelly qui conduit à l'égalité suivante

$$\epsilon_{mu} = \left(\frac{12 \tau \gamma_m E_f V_f^2}{E_c E_m^2 r_f (1 - V_f)} \right)^{1/3} \quad (33)$$

Seules les variations de u_c en fonction des paramètres V_f et γ_m ont été examinés mais les tendances obtenues par notre approche coïncident avec celles provenant de l'analyse d'ACK (fig. 25).

Toutefois, le programme n'ayant pas été développé pour cette application, plusieurs problèmes se posent : (i) le maillage est manuel et représente une étape longue et fastidieuse puisqu'elle se répète à chaque pas de fissuration ; (ii) les possibilités de maillage sont limités par le choix des éléments : seul des quadrangles peuvent être utilisés ; (iii) la sollicitation thermique ne peut être appliquée indépendamment de la sollicitation mécanique alors qu'en réalité ces événements interviennent successivement, ce qui conduit à des résultats différents lorsque des phénomènes non linéaires, tels que le frottement, interviennent. (iv) le dépouillement et l'exploitation des résultats ne sont pas aisés. Ces raisons nous ont conduit à envisager la réalisation d'un nouvel outil de calcul.

III.2.4- Mise en oeuvre d'un outil de calcul

Les premières applications numériques de l'approche de la fissuration d'un microcomposite ont été effectuées avec le programme "fibre". Toutefois, celui-ci a été écrit pour des utilisations ne nécessitant pas le calcul d'un champ de contrainte thermique initial. Celui-ci ne peut être pris en compte que par superposition des charges, ce qui conduit à des résultats différents en raison de la non linéarité des phénomènes de frottement. Compte tenu des limites de ce programme (liées à la prise en compte des contraintes initiales, au maillage, à l'exploitation des résultats), l'écriture d'un nouvel outil de calcul, plus adapté à nos besoins, a été entreprise par le biais d'une collaboration avec le LGM (Laboratoire de Génie Mécanique de Talence - E. Martin).

III.2.4.1- Description générale du programme

Ce programme a été réalisé avec l'aide de la bibliothèque MODULEF et suivant les règles imposées par la structure de ce code (annexe 2). Ceci permet de bénéficier de nombreux sous-programmes correspondant aux différentes étapes de la résolution d'un problème d'élasticité classique : création du maillage, choix de l'interpolation, calcul des matrices élémentaires, assemblage, résolution, sortie des résultats. Il convient donc d'y adjoindre des modules spécifiques à notre problème (modification du maillage avec la taille de la fissure, prise en compte du frottement, calcul de \mathcal{G}) ainsi qu'un fichier de commandes permettant l'enchaînement des différentes séquences pour un trajet de fissuration choisi. Deux programmes distincts ont donc été réalisés. Le premier appelé "CALG 1" permet de calculer le taux de restitution d'énergie par propagation perpendiculairement à l'axe d'une structure composite axisymétrique d'une fissure annulaire (annexe 3). CALG 2 traite le

cas de la propagation d'une fissure le long d'une interface entre deux des constituants d'une structure axisymétrique. (annexe 3).

III.2.4.2- Paramètres de la structure étudiée et du maillage

Les caractéristiques géométriques de la structure étudiée sont sa longueur L , le rayon de la fibre R_F , le rayon extérieur de l'interphase, et le rayon extérieur de la gaine de matrice. Chacun des matériaux composant le microcomposite est caractérisé par les paramètres suivants : Module d'Young, coefficients de Poisson et coefficients de dilatation thermique (cas isotrope et anisotrope). L'écart de température imposé à la structure et le déplacement imposé, la taille initiale de la fissure, le nombre des incréments de fissuration sont également des paramètres de la simulation. Enfin le maillage est fonction de quelques paramètres ajustables permettant de faire varier la dimension de chacune des zones (zone autour de la fissure, zone de transition, et zone maillée plus grossièrement) ainsi que le nombre et la taille des éléments de ces zones.

III.2.4.3- Prise en compte du frottement

La prise en compte du frottement à l'une des interfaces a nécessité l'écriture d'un algorithme spécifique. Les lois de frottement qui peuvent être utilisées sont les suivantes : seuil fixe, seuil de coulomb ou seuil mixte

La direction des forces de frottement est contraire à la direction du déplacement relatif des lèvres de la fissure. La loi de frottement introduisant un processus non linéaire, il est nécessaire, lors de la progression de la fissure, d'employer une méthode incrémentale au cours de laquelle chaque étape tient compte de la précédente (le calcul réalisé pour une taille de fissure $(a + da)$ tient compte des résultats obtenus pour une taille de fissure a). Pour une taille de fissure donnée, la détermination des conditions d'équilibre (déplacement, efforts normaux et tangentiels à l'interface fissuré) est itérative afin d'assurer la convergence entre les efforts tangentiels imposés et les efforts normaux solutions [27].

L'algorithme peut donc s'écrire de la façon suivante :

ETAPE N°i DU PROCESSUS INCREMENTAL : (taille de fissure $a+da$)

- Récupération de la configuration $[C_{i-1}]$ à l'étape précédente (taille de fissure: a)

état des noeuds: contact/ouvert ; glissant/bloqué
valeur des efforts de frottement

- Résolution du nouveau système obtenu avec l'ancienne configuration + un nouveau noeud fissuré (contact, bloqué ou glissant suivant l'option choisie). $[C_i(0)]$

- Recherche des noeuds en contact (nouvelle configuration $[C_i(1)]$)

$j = 1$

Boucle de recherche d'équilibre:

- Résolution à partir de la nouvelle configuration $[C_i(j)]$

Si la loi de frottement n'est pas vérifiée pour un noeud glissant nouvelle itération de résolution sans modifier l'état des noeuds, mais seulement la valeur des efforts de frottement *.

- Test de convergence sur la configuration

$$[C_i(j)] = [C_i(j-1)] ?$$

Non - Nouvelle boucle avec $j = j+1$

Oui - Equilibre, calcul de \mathcal{G}

$$[C_i] = [C_i(j)]$$

étape n° $i+1$

* Ces itérations sont en nombre limité: il s'agit d'ajuster les efforts de frottement pour avoir une bonne convergence de la loi de frottement ; on s'assure ainsi que la loi de frottement est vérifiée pour les noeuds glissants et donc que l'évaluation de la nouvelle configuration est effectuée sur des bases saines.

CONCLUSION

La détermination numérique des énergies relaxables au cours de la fissuration d'un système multiphasé, et la comparaison de ces valeurs à celles des énergies critiques caractéristiques de chacun des chemins de fissuration permet donc de simuler le comportement à la rupture d'un microcomposite. La discontinuité théorique du taux de restitution d'énergie \mathcal{G} au voisinage

d'une interface n'est pas un obstacle à l'application d'un critère de déviation interfaciale sur \mathcal{G} , à caractère global ou local. L'intégration de cette approche dans un programme de calcul par éléments finis, a permis de réaliser quelques simulations destinées à vérifier numériquement l'approche proposée. Les premiers résultats obtenus sont conformes aux résultats analytiques ou expérimentaux rencontrés dans la bibliographie et justifient le développement d'un outil de calcul plus adapté à nos besoins. Avant d'être utilisé pour étudier le cas d'un microcomposite avec interphase, ce programme fera l'objet d'une validation expérimentale.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] A.A. Griffith, " The phenomenon of rupture and flaw in solids, Phil. Trans. Roy. Soc. London, A221, pp 163-198, (1921)
- [2] J. Aveston, A. Kelly, "Theory of multiple fracture of fibrous composites", J. Mater. Sci., Vol. 8, pp 352-362, (1973)
- [3] J. Aveston, G.A. Cooper, A. Kelly, "Single and multiple fracture", " The properties of fibre composites" - Conference proceedings-National Physical Laboratory (IPC Science and Technology Press ldt), (1971)
- [4] F. Erdogan, "Fracture problems in composite materials", Eng. Frac. Mech., Vol 4, pp 811-840, (1972)
- [5] M. Toya, "Fracture Mechanics of Interfaces", JSME International Journal, Vol 33, n°4, pp 413-424, (1990)
- [6] C. T. Sun, C.J. Jih, "On strain energy release rates for interfacial cracks in bimaterial media", Eng. Frac. Mech., Vol 28, n°1, pp 13-20, (1987)
- [7] S. Lescure, " Etude des critères de propagation droite ou déviée d'une fissure dans un bimatériau - Application numérique à des cas de tests" Rapport interne HI/4567-07, E.D.F - Département mécanique et modèles numériques, Clamart, (1983)

- [8] D. Rouby, G. Navarre, M. R'Mili, "Mécanismes d'extraction de fibres dans les composites à matrice céramique. Modélisation théorique et analyse expérimentale." , *Matériaux composites pour applications à hautes températures*. édité par R. Naslain, J. Lamalle et J.L. Zulfian. (AMAC/CODEMAC, Paris, Bordeaux), pp 69-80, (1990)
- [9] S. Shibata, T. Mori, T. Mura, " Crack arrest by strong short fibers in a composite", *Proceedings of the fourth Japan -U.S.Conference on Composites Materials*, Technomic Publishing Compagny (Lancaster), pp 975-980, (1989)
- [10] E. F. Rybicki, M.F. Hanninen, " A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral", *Eng. Frac. Mec.*, Vol 9, n°9, pp 931-938, (1977)
- [11] J. R. Yeh, "The mechanics of multiple transverse cracking in composites laminates", *Int. J. Solids Structures*, Vol 25, n°25, pp 1445-1455, (1989)
- [12] M. G. Manoharan, C. T. Sun, " Strain energy release rates of an interfacial crack between two anisotropic solids under uniform axial strain", *Composites Science Technology*, Vol 39, pp 99-116, (1990)
- [13] F. Erdogan, V. Biricikoglu, "Two bonded half planes with a crack going through the interface" *Int. J. Eng. Sci.*, Vol 11, pp 745-766, (1973)
- [14] M.Y. He, J.W. Hutchinson, "Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials",*Int. J. Solids Structures*, Vol 25, n°9, pp 1053-1068, (1989)

- [15] K. Y. Lin, J.W. Mar, " Finite element analysis of stress intensity factors for cracks at a bimaterial interface", *Int. J. Fracture*, Vol 12, n°4, pp 521-531, (1976)
- [16] A.R. Zak, M.L. Williams, "Crack point stress singularities at a bi-material interface", *J. Appl. Mech.*, Vol. 30, pp 142-143, (1963)
- [17] D. Leguillon, "Calcul du taux de restitution de l'énergie au voisinage d'une singularité", *C.R. Acad. Sci. Paris*, 309, série II, pp 945-950, (1989)
- [18] G. V. Srinivasan, A. V. Virkar, " Application of the electrical analog technique in fiber-reinforced composites ", *Eng. Frac. Mec.*, Vol 32, n°3, pp 479-492, (1989)
- [19] P.S. Theocaris, T.P. Philippidis, "Influence of the mesophases on the mechanical properties of three-phase composites", *J. Mater. Sci.*, Vol. 22, pp 3407-3415, (1987)
- [20] A. Degueil, " Quelques idées sur le problème de frottement", *Premières journées Tendances actuelles en calculs de structures*, DRET/SDR, Arcueil, (1977)
- [21] A. Degueil, J. Lancelle, " Résolution du problème de contact avec frottement de Coulomb par la méthode des éléments finis", *Deuxièmes journées Tendances actuelles en calculs de structures*, DRET/SDR, Sophia-Antipolis, (1983)

[22] P.D. Panagiotopoulos, " a non linear approach to the unilateral contact, and friction boundary value problem in the theory of elasticity", *Ingenieur-Archiv*, Vol 44, pp 421-432, (1975)

[23] R. Gaertner, "Résolution de problèmes de contact élastique avec frottement en utilisant des variables nodales appropriées" *Jour. Méc. Appl.*, Vol 1, n°3, (1977)

[24] N. Takorabet, "Les éléments de liaison en élasticité linéaire pour la bibliothèque Modulef", *Service d'études des structures du C.E.B.T.P.*, (1988)

[25] F. Hugo, *Thèse INSA Lyon-* (1991)

[26] B. Aksel, C-Y. Hui, D.C. Lagoudas, "Effects of a frictional interface on the load diffusion from a broken filament embedded in an elastic medium", *Int. J. Solids Structures*, Vol. 27, N°7, pp 833-847, (1991)

[27] S.A. Georgiadis, G.E. Stavroulakis, E.K. Koltsakis, P.D. Panagiotopoulos, " Interfacial debonding in composites via mathematical programming methods ; the material problem for lubricated and non-lubricated interfaces.", *Computers and Structures*, Vol. 34, N° 5, pp 735-752, (1990)

CHAPITRE IV
VALIDATION EXPERIMENTALE

INTRODUCTION	138
IV.1- PRINCIPE DE L'EXPERIENCE.....	138
IV.2- DESCRIPTION DU SYSTEME CHOISI.....	139
IV.3- MESURE DES DEFORMATIONS DU TUBE DE SILICE	143
IV.3.1- Collage des jauges.....	144
IV.3.2- Correction des mesures.....	144
IV.3.2.1- Prise en compte des effets thermiques.....	144
IV.3.2.2- Prise en compte de la courbure de la surface	144
IV.4- COMPARAISON ENTRE LES RESULTATS EXPERIMENTAUX	
ET NUMERIQUES	147
IV.4.1- Résultats expérimentaux.....	147
IV.4.2- Résultats numériques.....	149
CONCLUSION	151

INTRODUCTION

L'outil de calcul nécessaire pour la simulation de la fissuration d'un système multiphasé fait appel à la méthode des éléments finis, mais présente une particularité: il prend en compte les phénomènes de frottement sur les surfaces de contact. Compte-tenu de cette particularité, il est nécessaire de procéder à une validation expérimentale même si celle-ci s'avère très délicate.

IV.1- PRINCIPE DE L'EXPERIENCE

La structure considérée est un bimatériau axisymétrique constitué de deux matériaux possédant des propriétés thermomécaniques différentes. Les deux matériaux sont en contact sans adhésion à la température initiale. Le système est soumis à une variation de température conduisant à un frottement. Les écarts de coefficient de dilatation entre les deux matériaux sont susceptibles de provoquer des glissements avec frottement à l'interface entre ces deux matériaux. Suivant l'intensité du frottement et les caractéristiques de frottement de l'interface, la zone de glissement pourra être limitée aux deux extrémités du bimatériau ou étendue à toute la longueur de la structure (Fig. 1).

L'état de contraintes dans la structure, ainsi que le déplacement relatif "u" (du matériau A par rapport au matériau B) est donc fonction des caractéristiques des deux matériaux, de la loi de frottement à l'interface et de la variation de température. La mesure des déformations sur la surface externe du matériau B en fonction de la température devrait donc donner accès

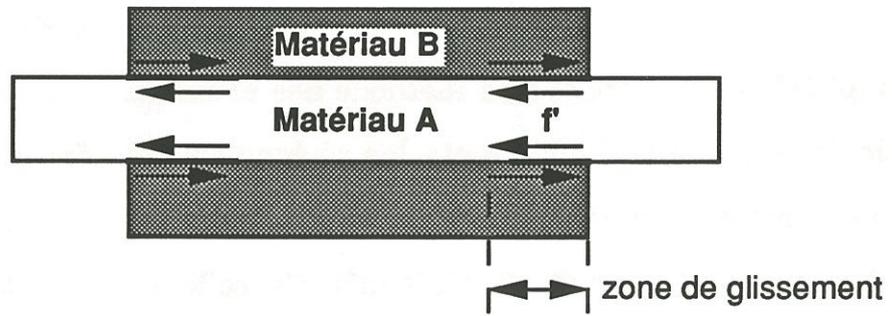


Fig.1 : Représentation du système étudié

à la loi de frottement à l'interface tout en permettant la validation des modèles ou simulations numériques représentatifs du couplage F/M..

IV.2- DESCRIPTION DU SYSTEME CHOISI

Les choix techniques liés à la réalisation pratique d'une telle expérience reposent sur plusieurs critères. Tout d'abord, il est nécessaire que l'écart entre les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux soit suffisamment important, pour conduire à un frettage tel que les efforts de frottement ne soient pas négligeables. L'état des contraintes résultant de cet écart doit également être compatible avec les contraintes à rupture des deux matériaux. La limite supérieure des contraintes dans l'ensemble du bimatériau peut être déterminée en supposant le contact parfait entre les deux matériaux et la longueur de la structure infinie. Ce problème présente certaines similitudes avec celui d'un cylindre creux soumis à une pression interne P et à une pression externe nulle. En tenant compte de la symétrie du problème et en faisant l'hypothèse d'un état de déformation plane, l'équilibre du système conduit aux relations suivantes:

$$P = \Delta\alpha\Delta T \frac{\frac{(v_m - v_f)E_f}{E_f - \frac{V_f - 1}{V_f}E_m} + (1 + v_f)}{\frac{(v_f - 2v_m v_f + 1)(1 + v_m)}{E_m(1 - V_f)} + \frac{(1 - 2v_f)(1 + v_f)}{E_f} + \frac{2(v_m - v_f)^2}{E_f - \frac{V_f - 1}{V_f}E_m}}$$

$$\sigma_{zz}^m = \frac{E_m E_f (\Delta\alpha\Delta T) + 2PE_m(v_f - v_m)}{E_f - \frac{V_f - 1}{V_f}E_m} + 2v_m P \frac{V_f}{1 - V_f}$$

$$\sigma_{zz}^f = \frac{E_f^2(\Delta\alpha\Delta T) + 2PE_f(v_f - v_m)}{E_f - \frac{V_f - 1}{V_f}E_m} - 2v_f P - E_f(\Delta\alpha\Delta T)$$

$$\sigma_{\theta\theta}^m = P \frac{V_f - 1}{V_f} \left(\frac{R_m^2 + r^2}{r^2} \right)$$

D'autre part, il est souhaitable d'utiliser des matériaux ayant un comportement le plus proche possible du comportement élastique fragile. Enfin ces matériaux doivent être faciles à mettre en œuvre et/ou à usiner.

Les aspects dimensionnels sont également très importants car ils ont une influence sur le champ de contraintes, plus particulièrement l'écart entre le diamètre extérieur de la tige et le diamètre intérieur du tube. Il est donc nécessaire de pouvoir accéder à des tolérances très étroites pour ces deux matériaux. Sur la base de ces critères, les matériaux choisis sont l'acier pour le matériau A et la silice pour le matériau B. (Tab. 1)

	E (GPa)	ν	α
Verre de silice	72	0,16	$0,54 \cdot 10^{-6}$
Acier	210	0,285	$13 \cdot 10^{-6}$

Tableau 1: Caractéristiques des matériaux

Les propriétés thermomécaniques de ces matériaux sont telles que le frettage de la tige d'acier par le tube de silice augmente avec la température. Les deux pièces doivent donc être ajustées à la température ambiante où à une température inférieure (e.g. dans l'azote liquide). Lors de la montée en température, le diamètre de la tige d'acier augmente plus rapidement que le

diamètre intérieur du tube de silice et vient en contact avec celui-ci à une température T_1 . A partir de la température T_1 , toute augmentation de température ne peut qu'entraîner une augmentation des contraintes dans l'acier la silice et à l'interface ainsi que des glissements avec frottement aux extrémités du bimatériau. Cette évolution sera suivie grâce à des jauges collées sur la surface externe du tube de silice parallèlement à l'axe du cylindre.

Pour le système considéré, le calcul des valeurs maximales atteintes par la contrainte radiale à l'interface et les contraintes axiales dans la tige et le tube, conduit aux résultats reportés dans le tableau 2, pour une variation de température de 50°C au dessus de la température de contact et une fraction volumique d'acier R_a comprise entre 0,1 et 0,8.

R_a	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8
σ_{rr} (interfacial)	32,5	28,7	25,1	21,5	18,4	14,5	10,9	7,4
σ_{zz} (acier)	-115	-89	-69	-53	-40,3	-29,6	-20,6	-12,8
σ_{zz} (silice)	12,8	22,2	29,5	35,4	40,3	44,5	48,1	51,3
$\sigma_{\theta\theta}$ (silice)	7,2	14,3	21,5	28,7	36,8	43,5	51,1	58,9

Tableau 2 : Valeurs des contraintes dans un bimatériau acier/silice

Compte tenu de la résistance à rupture de la silice (50 MPa), il convient de limiter les valeurs des contraintes dans la silice, en choisissant un système ayant une fraction volumique d'acier assez faible. De plus, le frettage doit être suffisant pour induire des efforts de frottement . Ainsi pour un système tel que $R_a = 0,4$, on ne pourra excéder une variation de 50°C à partir de la température de contact sans risquer la rupture du tube. Toutefois on ne peut obtenir des

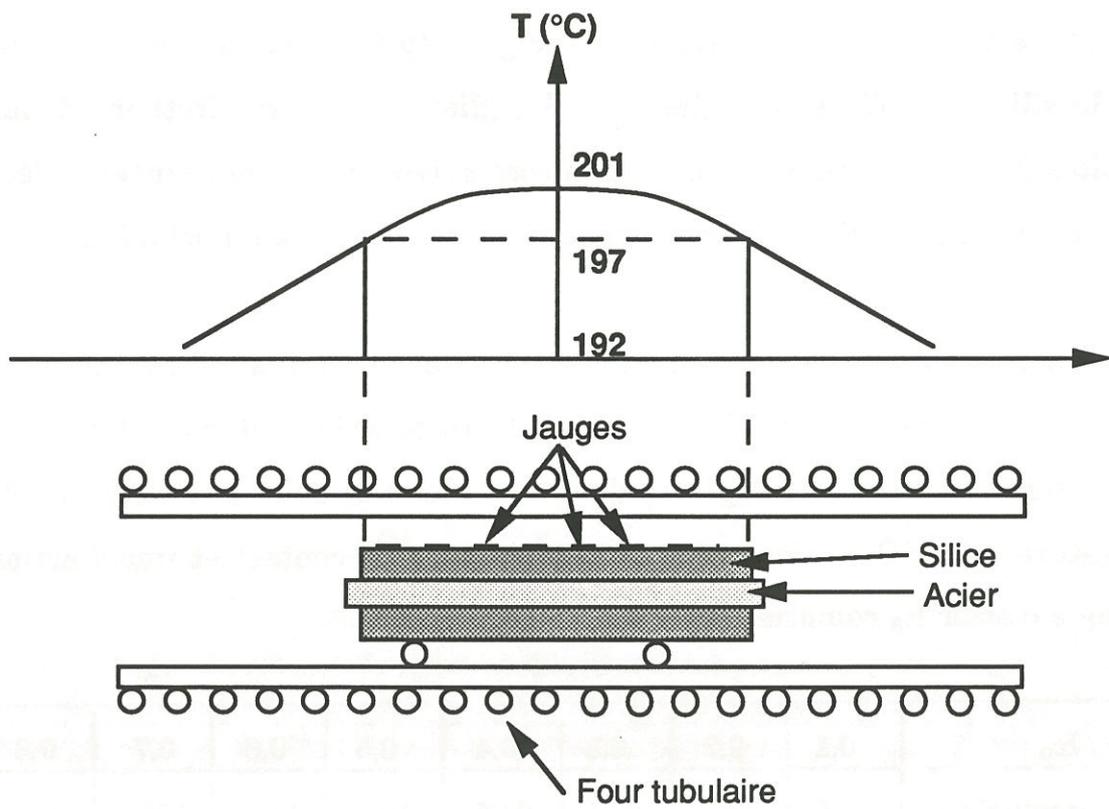


Fig.2 : Schéma du dispositif expérimental

valeurs de R_a inférieures à 0,4 compte tenu des épaisseurs maximales des tubes de silice fabriqués.

La difficulté essentielle de cette expérience réside dans la précision nécessaire à l'ajustement des deux pièces. En effet, pour une tige d'acier d'un diamètre de 8mm, une variation de température de 200°C se traduit par une variation de diamètre d'environ 20 μm . Il en résulte que les tolérances acceptables (écarts entre le diamètre moyen mesuré et le diamètre nominal) sur le diamètre de la tige et le diamètre intérieur du tube de silice doivent être inférieures à 5 μm de façon à observer le contact entre les deux pièces pour une variation de température inférieure à 100°C par rapport à la température de contact présumé. En ce qui concerne les variations de diamètre le long de l'axe, elles doivent être inférieures à 2 μm de façon à obtenir le contact sur toute la longueur dans une plage de température inférieure à 40°C. Pour atteindre ces tolérances, il est nécessaire de porter un soin particulier à la réalisation des deux pièces. Pour la tige d'acier, une telle tolérance est obtenue par un usinage de précision au moyen d'une rectifieuse sans centre. Après contrôle, la pièce ne présente pas de variation de diamètre supérieure à 2 μm et le diamètre moyen mesuré est de 7,551 mm pour un diamètre nominal de 7,555 mm. Pour le tube de silice, il a été nécessaire de rectifier l'intérieur puisque les variations de diamètre observées sur un tube obtenu par étirage sont de l'ordre de 200 μm sur une longueur de 200 mm. Les tubes ont donc été rôdés sur machine à rôder à l'aide de pierres à rôder jusqu'à l'obtention de tubes parfaitement cylindriques et ne présentant pas de variation de diamètre supérieure à 5 μm sur une longueur de 250 mm. Après élimination des deux extrémités légèrement évasées par le rodoir, la variation de diamètre se trouve réduite à 2 μm . Afin de réduire encore ces variations de diamètre, le rodage a été

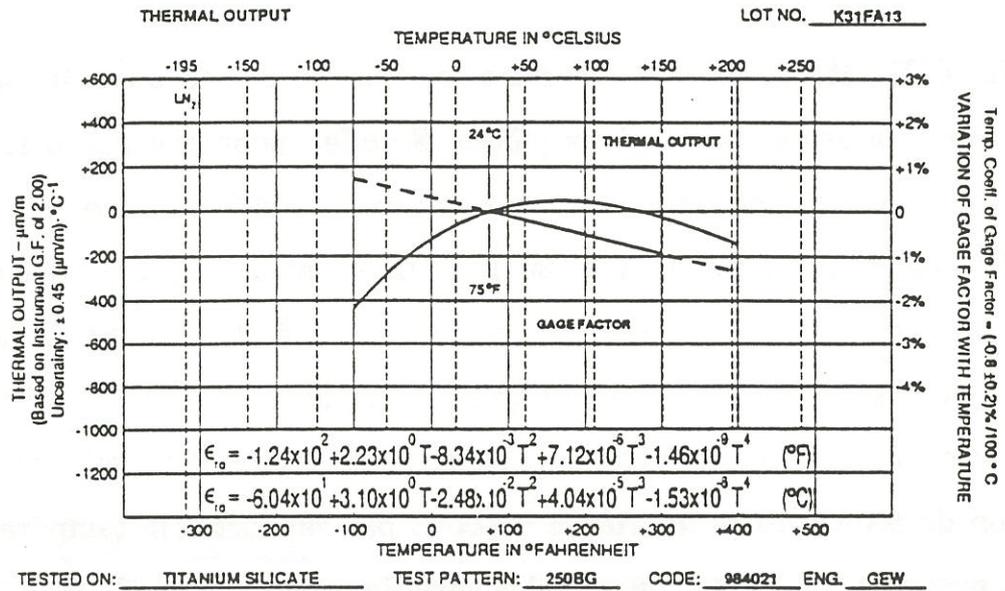


Fig 3: Courbes expérimentales (fournisseur) représentant les déformations apparentes mesurables à l'aide de jauges pour différentes températures et valeurs du coefficient de dilatation thermique.

poursuivi manuellement au moyen d'une tige d'acier parfaitement calibrée (d'un diamètre légèrement plus faible) enduite de pâte à roder d'une granulométrie de $0,25\ \mu\text{m}$. Les variations mesurées n'excèdent alors pas le micron. La tige d'acier est également rôdée manuellement avec la pâte à $0,25\ \mu\text{m}$ afin d'améliorer l'état de surface et de modifier le coefficient de frottement.

IV.3- MESURE DES DEFORMATIONS DU TUBE DE SILICE

Après réalisation des deux pièces, des jauges de déformation ont été collées le long d'une génératrice du tube à intervalles réguliers afin d'évaluer le profil de déformation du tube suivant z en fonction de la température. Les jauges sont collées et câblées à température ambiante avant ajustement des deux pièces afin de les calibrer à déformation nulle. Après ajustement, les deux pièces sont placées dans un four tubulaire présentant une zone isotherme de 200 mm (Fig. 2).

IV.3.1- Collage des jauges

L'utilisation des jauges de déformation pour une structure soumise à des variations de température et collées sur une surface courbe soulève quelques problèmes nécessitant des précautions particulières détaillées en annexe 4.

IV.3.2- Correction des mesures

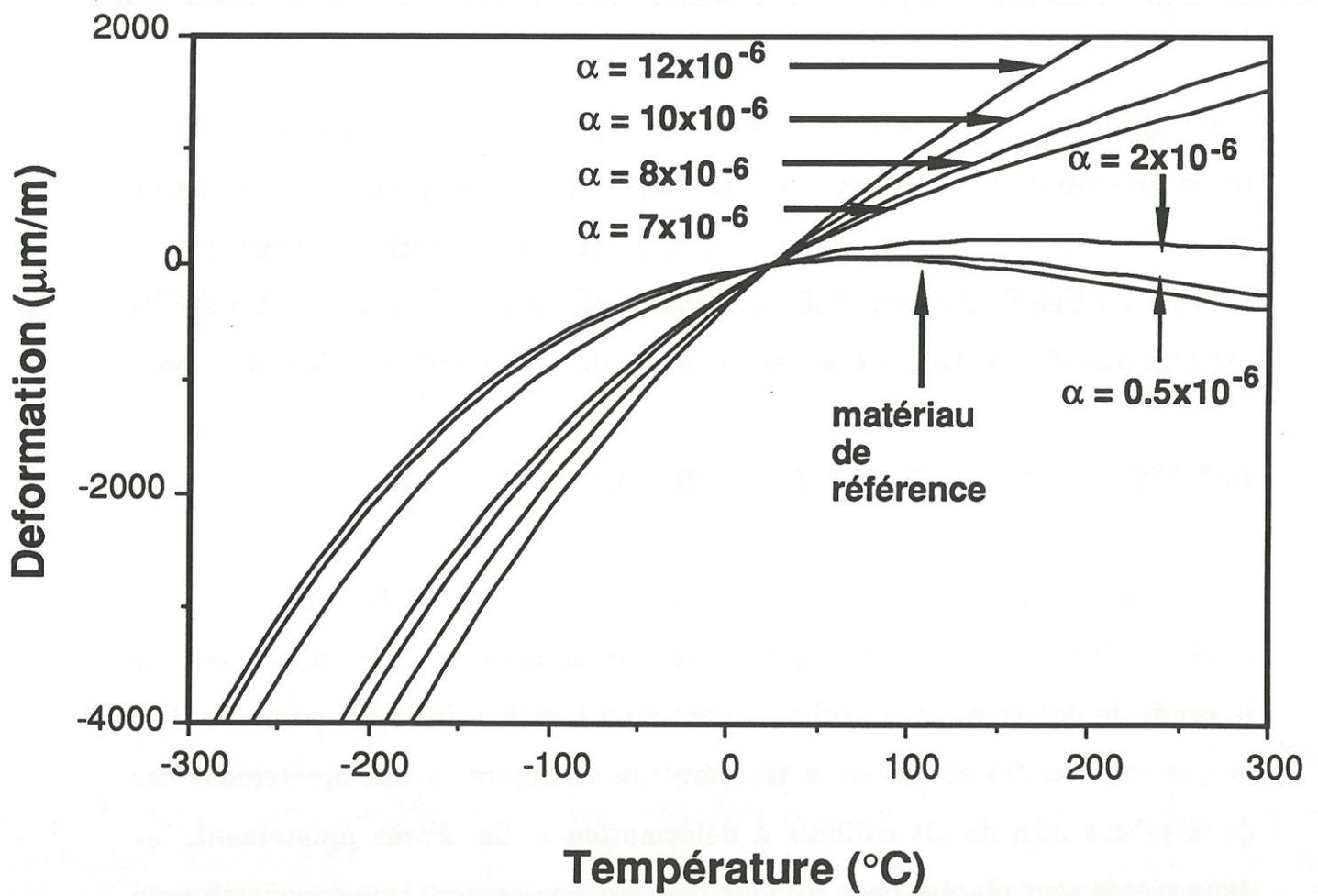


Fig 4: Courbes théoriques représentant les déformations apparentes mesurables à l'aide de jauges pour différentes températures et valeurs du coefficient de dilatation thermique

IV.3.2.1- Prise en compte des effets thermiques:

Lorsqu'une jauge est collée sur un matériau déterminé soumis à des variations de température en l'absence de contrainte, elle subit des effets propres ainsi que la dilatation du métal (déformation qui localement n'est pas créatrice de contrainte). Ces deux phénomènes doivent être pris en compte pour obtenir des mesures représentatives. Ils ont fait l'objet d'une attention particulière suivant la procédure décrite en annexe 5 et illustrée par les figures 3 et 4.

IV.3.2.2- Prise en compte de la courbure de la surface:

La courbe de déformation apparente d'une jauge est quelque peu différente lorsque la surface testée présente une courbure importante (rayon de courbure inférieur à 10 mm). La prise en compte de cette seconde correction, développée à l'annexe 6, modifie légèrement les courbes de déformation apparente comme on peut le remarquer sur la figure 5 pour un rayon de courbure de 4 mm.

Ces corrections peuvent également être déterminées expérimentalement en mesurant la déformation indiquée par la jauge positionnée sur le matériau à tester, à différentes températures et en l'absence de toute sollicitation extérieure. Ces différentes mesures permettent de tracer la courbe des déformations apparentes expérimentales en tenant compte de la courbure de la surface. Ces courbes expérimentales présentent une incertitude moindre à celle indiquée par le constructeur. Cette dernière est de 0,45 microdéformation par degré et conduit à une erreur de $\pm 45 \mu\text{def}$ pour une variation de

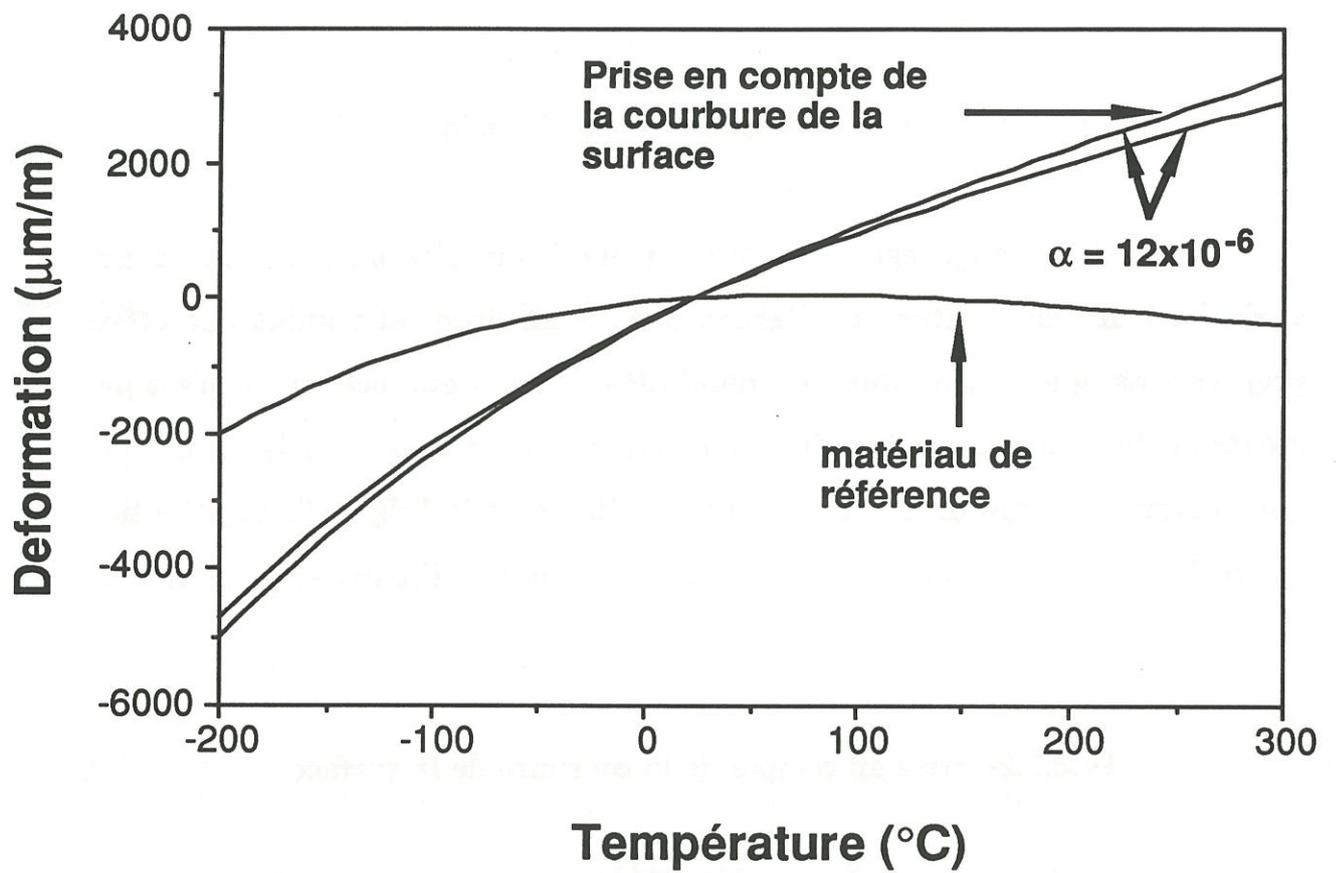


Fig 5: Courbes théoriques représentant les déformations apparentes mesurées en tenant compte ou non de la courbure de la surface.

température de 100°C alors que les différentes courbes obtenues pour une même jauge présentent un écart par rapport à la courbe moyenne d'environ 10 μdef pour un ΔT de 100°C. Toutefois la comparaison des courbes de déformations apparentes mesurées pour différentes jauges met en évidence un écart plus important d'environ $\pm 0,3 \mu\text{def}/^\circ\text{C}$. L'incertitude de mesure de la déformation apparente d'une jauge est donc de 0,1 $\mu\text{def}/^\circ\text{C}$ alors que l'incertitude relative à l'estimation analytique de la déformation apparente inclut des variations dues au collage de la jauge ainsi que des variations de fabrication des jauges au sein d'un même lot.

La comparaison entre les courbes de déformations apparentes théoriques et celles obtenues expérimentalement a été réalisée pour différents échantillons. Dans le cas d'un échantillon plan de verre de silice et d'une tige d'acier, les allures des courbes expérimentales et théoriques sont identiques. Toutefois, pour le verre de silice, la coïncidence est obtenue pour $\alpha = 8 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ alors que le coefficient de dilatation mesuré par un dilatomètre est d'environ $10 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ (Fig. 6). De la même façon, pour la tige d'acier, les points expérimentaux et les courbes théoriques présentent une adéquation satisfaisante pour un coefficient de dilatation thermique $\alpha = 10,5 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ alors que la valeur attendue est voisine de $13 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ (Fig. 7). Il semble donc qu'il y ait un décalage entre les courbes théoriques et expérimentales.

Ce décalage peut avoir différentes origines. Tout d'abord, les courbes théoriques résultent de la somme d'une courbe de référence donnée par le fournisseur et d'une expression analytique correspondant à la déformation provoquée par l'écart de coefficient de dilatation entre le substrat réel et le substrat de référence. Or la courbe de référence est une courbe moyenne pour

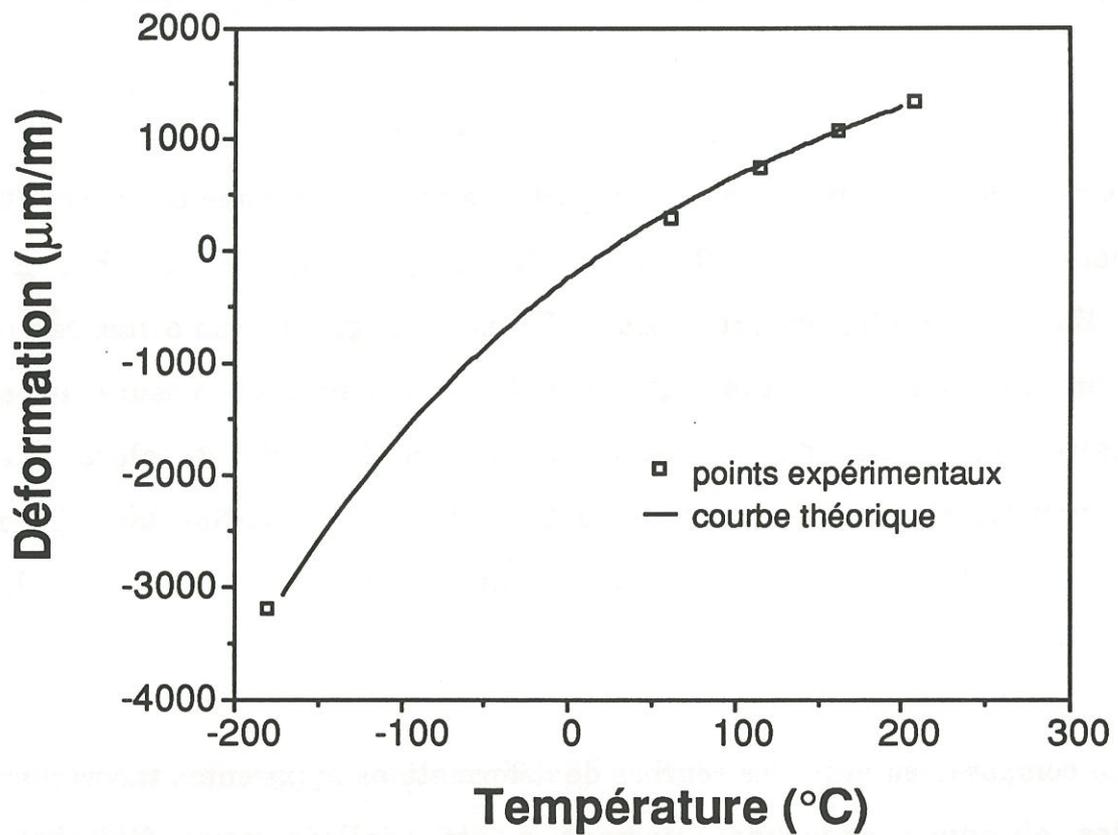


Fig 6: Comparaison entre résultats théoriques et expérimentaux pour une plaquette de silice

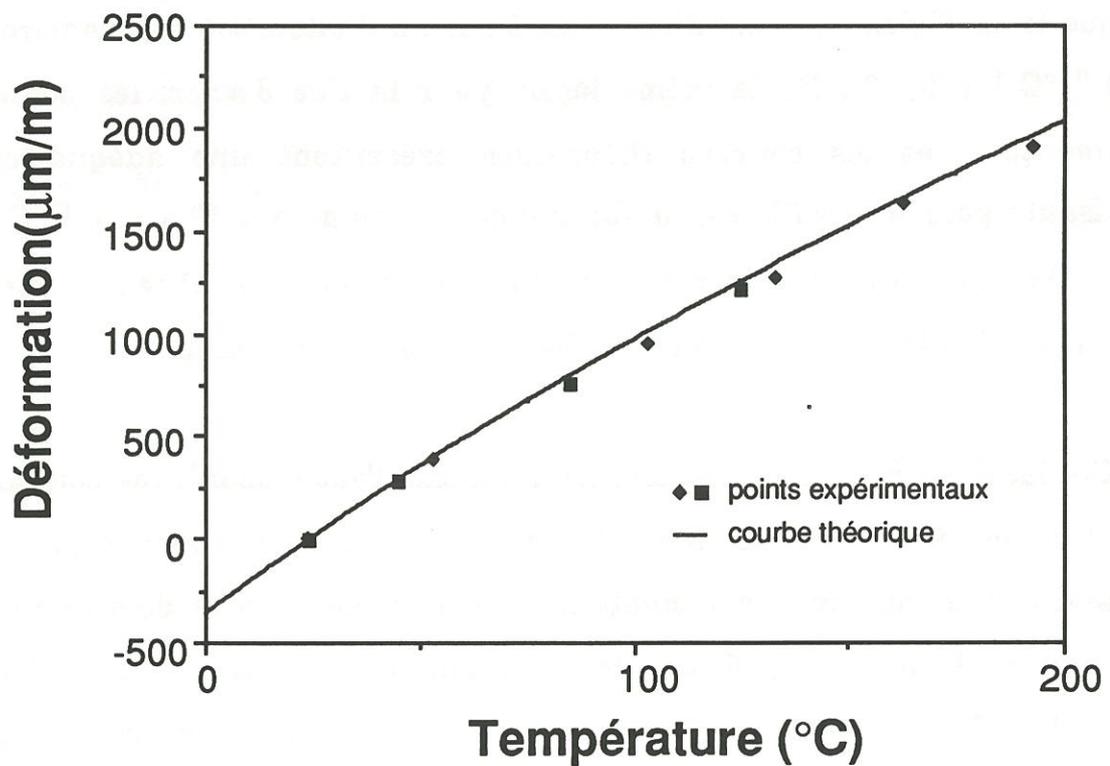


Fig 7: Comparaison entre résultats théoriques et expérimentaux pour une tige d'acier

l'ensemble des jauges provenant d'un même lot et l'incertitude indiquée par le fabricant est de $\pm 0,45 \mu\text{def}/^\circ\text{C}$. Cette incertitude conduit à une incertitude de $\pm 0,45 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ sur le coefficient de dilatation estimé à partir de la courbe des déformations apparentes expérimentales. Il convient de souligner également que les conditions expérimentales ne sont pas rigoureusement identiques à celles prévues par le fabricant. En effet, il est difficile de reproduire les conditions de collage utilisées pour le tracé de la courbe de référence. Or, l'épaisseur de colle intervient lors de la correction liée à la courbure de la surface. Notons également que dans notre cas l'ensemble -colle, jauge encapsulée, barettes de liaison et revêtement protecteur- constitue une perturbation non négligeable susceptible de modifier la mesure de la déformation.

Le préalable à toute mesure de déformation d'une structure sollicitée mécaniquement et thermiquement est donc la détermination de la courbe de déformation apparente de chacune des jauges placée sur la structure soumise à des variations de température en l'absence de toute contrainte (Fig. 8).

IV.4- COMPARAISON ENTRE LES RESULTATS EXPERIMENTAUX ET NUMERIQUES

IV.4.1- Résultats expérimentaux

Après réalisation d'un tube de silice calibré et instrumenté, d'une longueur de 140 mm, et de la tige d'acier correspondante, les déformations apparentes des différentes jauges ont été mesurées pour des températures comprises entre l'ambiante (24°C) et 180°C . La courbe obtenue par interpolation des différents points de mesure au cours d'une dizaine de cycles de

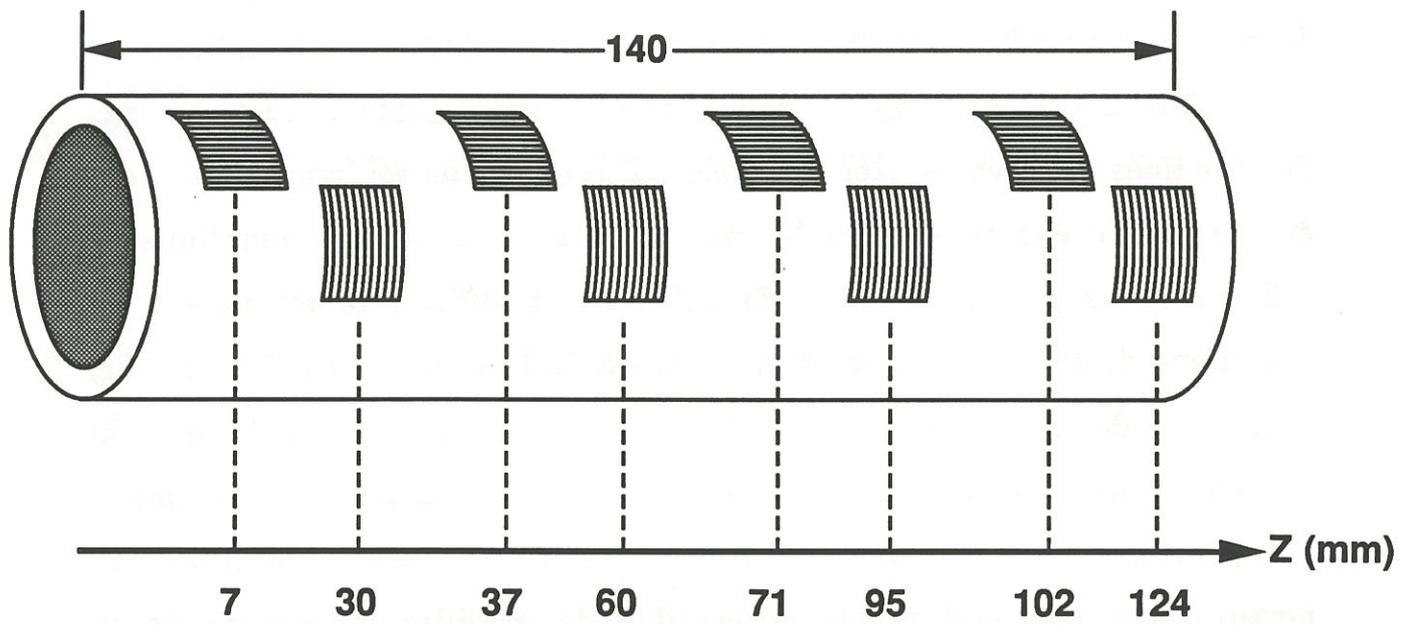


Fig 8: Schéma du tube de silice instrumenté

température permet de déterminer la correction à apporter lors des mesures ultérieures.

Le contrôle des pièces après rectification et rôdage permet de prédire la température de contact. A température ambiante, le diamètre de la tige d'acier est compris entre 7,449 mm et 7,551 mm et le diamètre intérieur du tube de silice est compris entre 7,562 mm et 7,563 mm. On peut donc prévoir une température de contact entre 135°C et 165°C. En dépit d'un jeu supérieur à 10 μm à 24°C, il a été nécessaire de refroidir la tige d'acier pour faciliter l'ajustement des deux pièces. Deux séries d'expériences ont été réalisées avec ce système. Dans le premier cas, le tube de silice était brut de rectification (pas de rôdage à la pâte diamantée) et présentait donc un état de surface assez rugueux. Dans le second cas, l'état de surface avait été amélioré par le rôdage manuel.

Lors des cyclages en température effectués avec le tube et la tige bruts de rectification, les mesures corrigées des jauges de déformation n'indiquent une valeur non nulle qu'à partir d'une température entre 110°C et 130°C pour les jauges longitudinales et pour une température comprise entre 80° et 120°C pour les jauges circonférentielles (Fig.9 et 10). Après rôdage manuel des deux pièces, il est nécessaire d'atteindre 140°C pour que l'on observe une déformation longitudinale corrigée non nulle. La température de contact pour les différentes jauges circonférentielles est alors comprise entre 100°C et 125°C (Fig.11 et 12). Le rôdage manuel se traduit donc par une augmentation du jeu entre les deux pièces et donc une augmentation de la température de contact mais aussi par une diminution des écarts de diamètre le long de l'axe du tube. Par ailleurs, le décalage entre les températures de début d'accroissement des

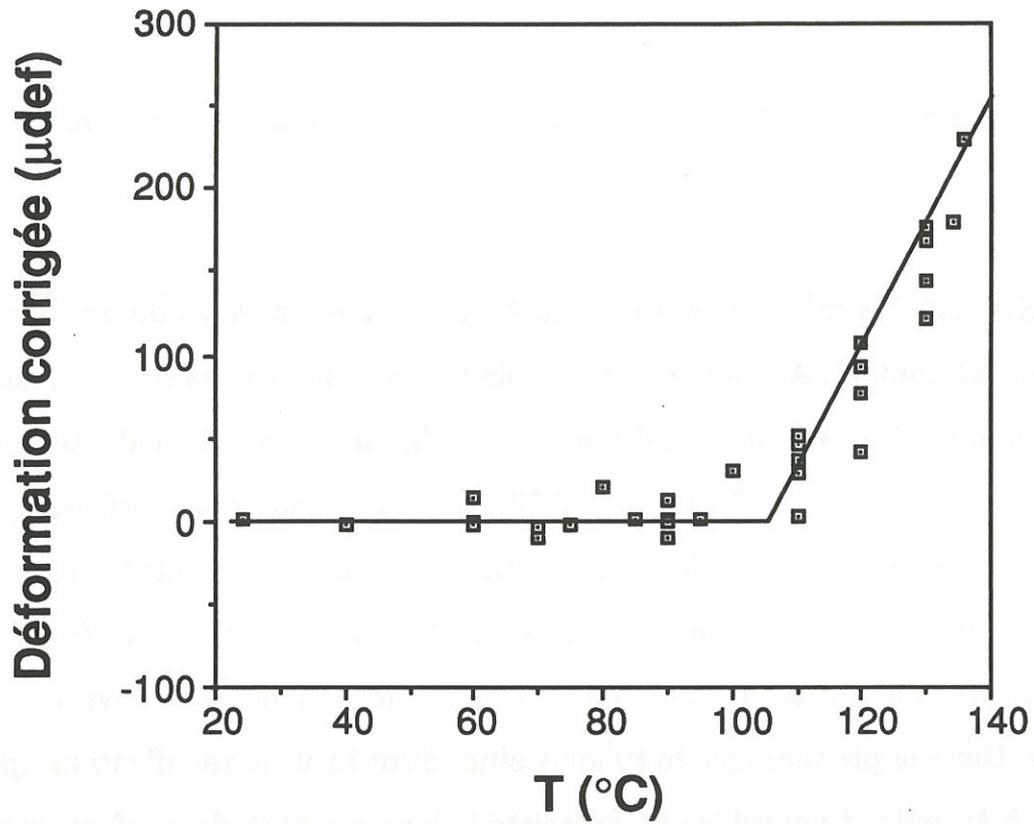


Fig 9: Déformation axiale corrigée en fonction de la température (jauge 4)

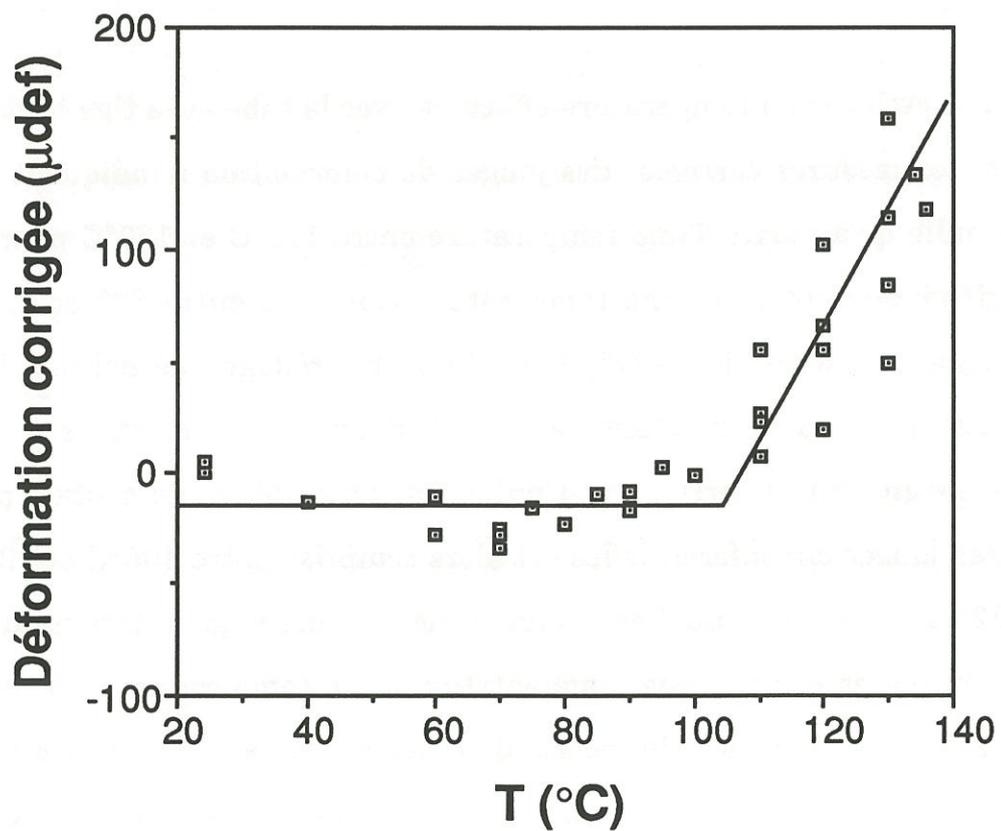


Fig 10: Déformation circonférentielle corrigée en fonction de la température (jauge 6)

déformations ϵ_{zz} et $\epsilon_{\theta\theta}$ (140 et 125°C) montre que l'amélioration de l'état de surface facilite le glissement permettant une relaxation partielle des contraintes longitudinales.

Dans les deux cas, le profil des déformations axiales et circonférentielles en fonction de z est du même type (Fig. 13 et 14). Les déformations circonférentielles sont en partie perturbées par les imperfections géométriques des deux composants du bimatériau, mais il est remarquable que les variations $\epsilon_{\theta\theta}$ en fonction de la température sont à peu près constantes le long de l'axe de la structure, à partir du moment où il y a contact entre le tube de silice et la tige d'acier (Fig 15). Par contre les déformations axiales augmentent linéairement avec la distance z par rapport à l'extrémité du tube et présentent donc une symétrie par rapport au milieu du tube. Les positions des points expérimentaux sur la figure 13 peuvent être interprétées à l'aide des courbes dont les allures révèlent les zones de contact, de glissement et de blocage.

Le calcul de la pente du graphe des déformations axiales ϵ_{zz} en fonction de z permet de mettre en évidence l'évolution du taux de frettage en fonction de la température. Cette évolution dépend de l'intensité du frottement. Afin de comparer l'intensité du frottement avant et après rodage manuel, nous avons porté sur un même graphe les points représentant la valeur de la variation de la déformation axiale le long de l'axe $\epsilon_{zz}/\Delta z$, en fonction de la déformation circonférentielle $\epsilon_{\theta\theta}$ pour les deux séries d'expériences. Dans les deux cas, la relation entre la pente $\Delta\epsilon_{zz}/\Delta z$ et $\epsilon_{\theta\theta}$ est linéaire, mais la pente de la droite varie de façon importante (Fig. 16). Une même déformation circonférentielle est associée à une température plus importante dans le cas où l'état de surface est de meilleure qualité, ce qui traduit une diminution significative du coefficient

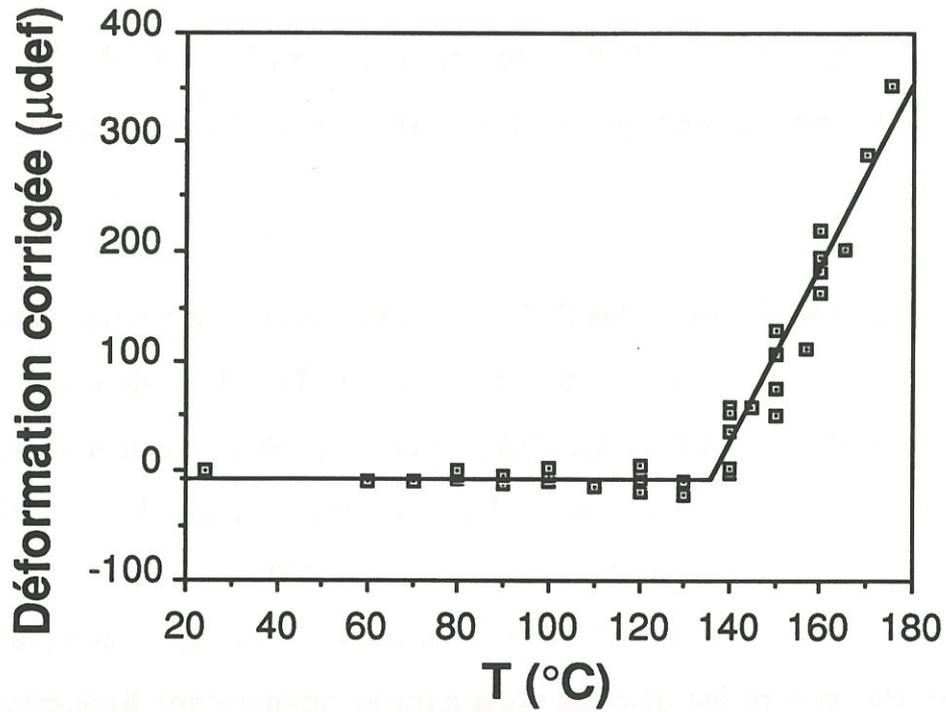


Fig 11: Déformation axiale corrigée en fonction de la température (jauge 2)

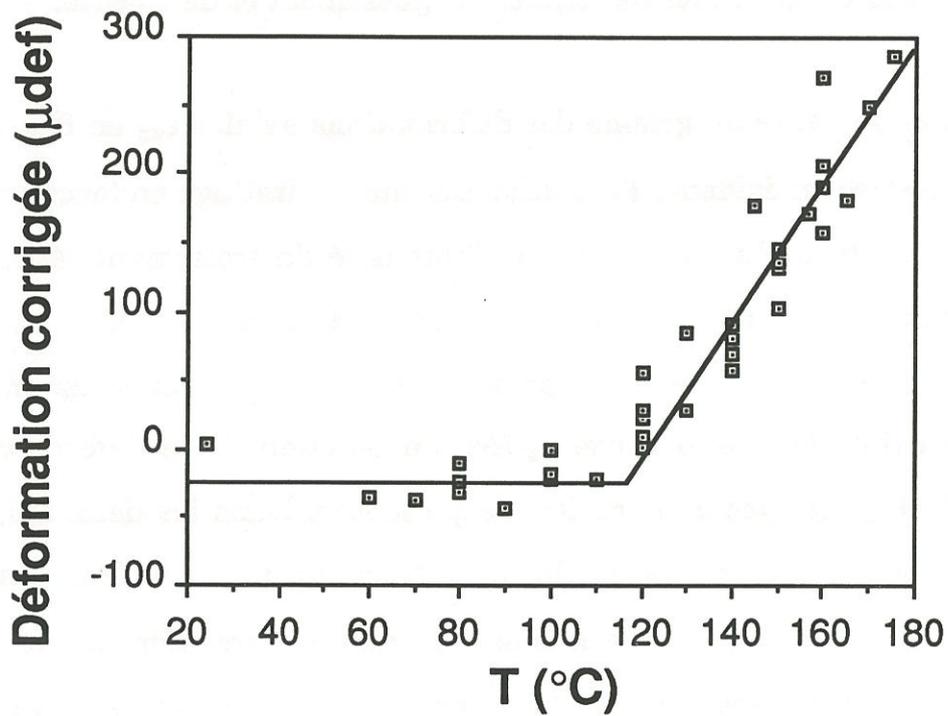


Fig 12: Déformation circonférentielle corrigée en fonction de la température (jauge 6)

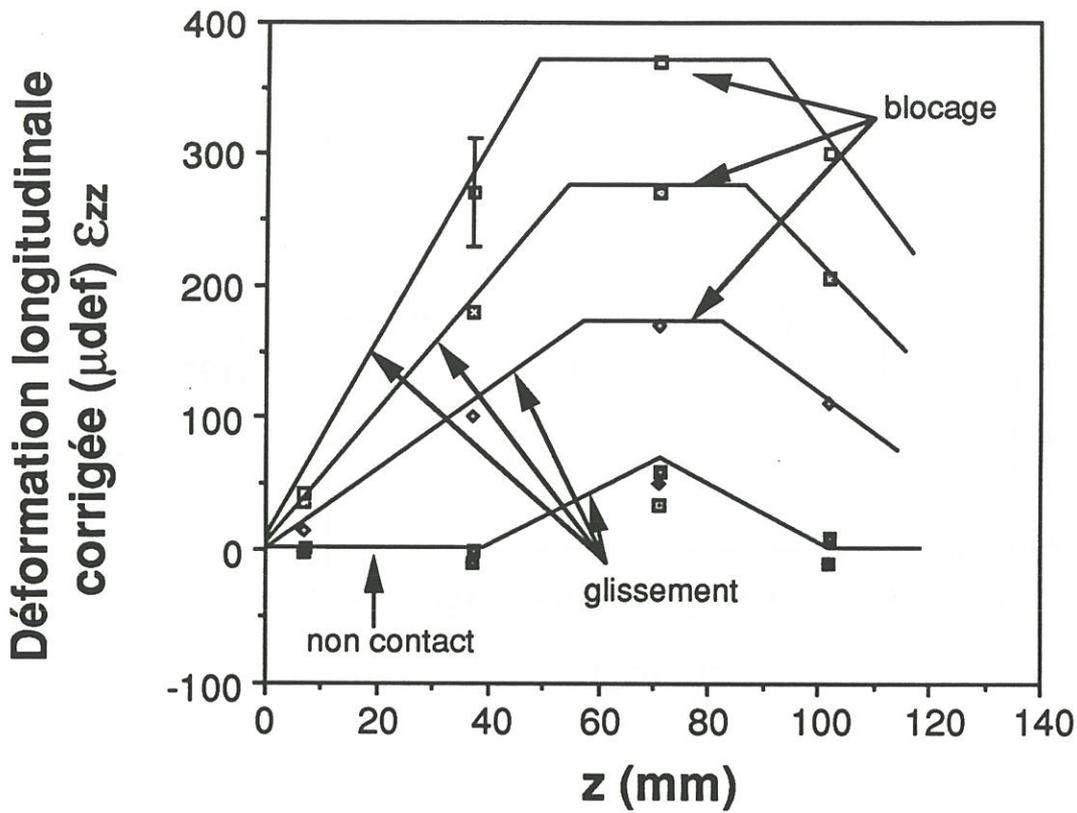


Fig 13: Déformation axiale corrigée en fonction de la position z sur la longueur du tube

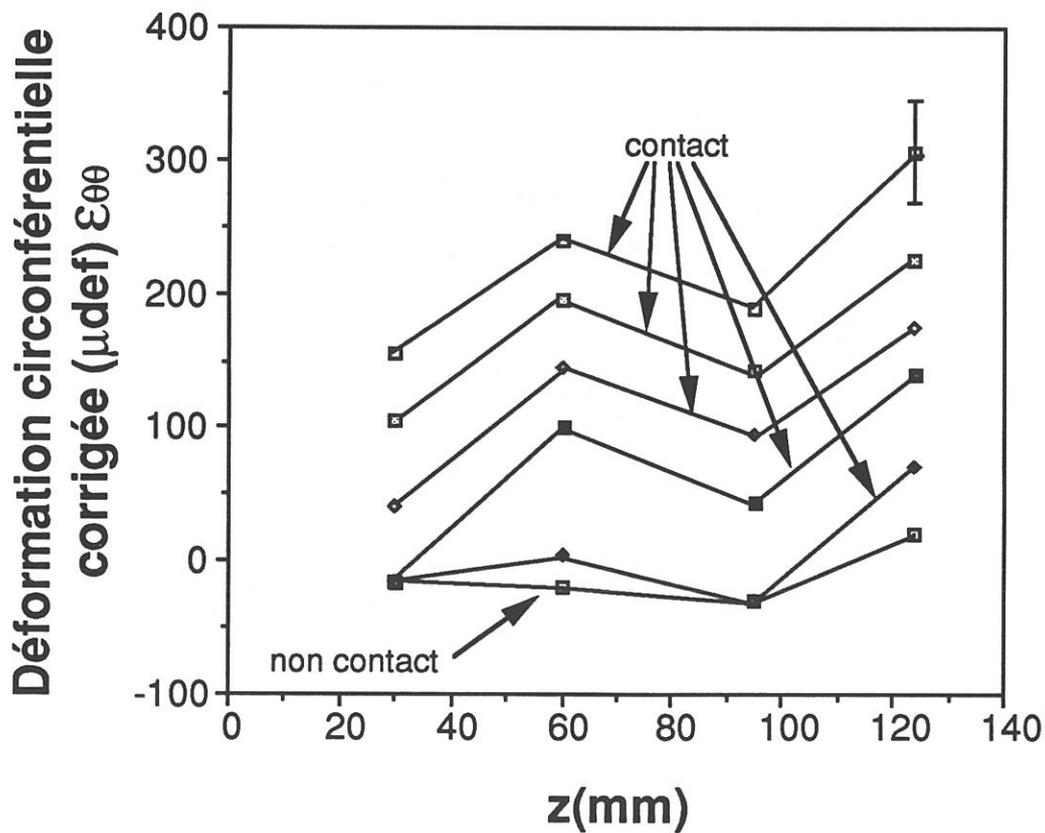


Fig. 14: Déformation circonférentielle corrigée en fonction de la position z sur la longueur du tube

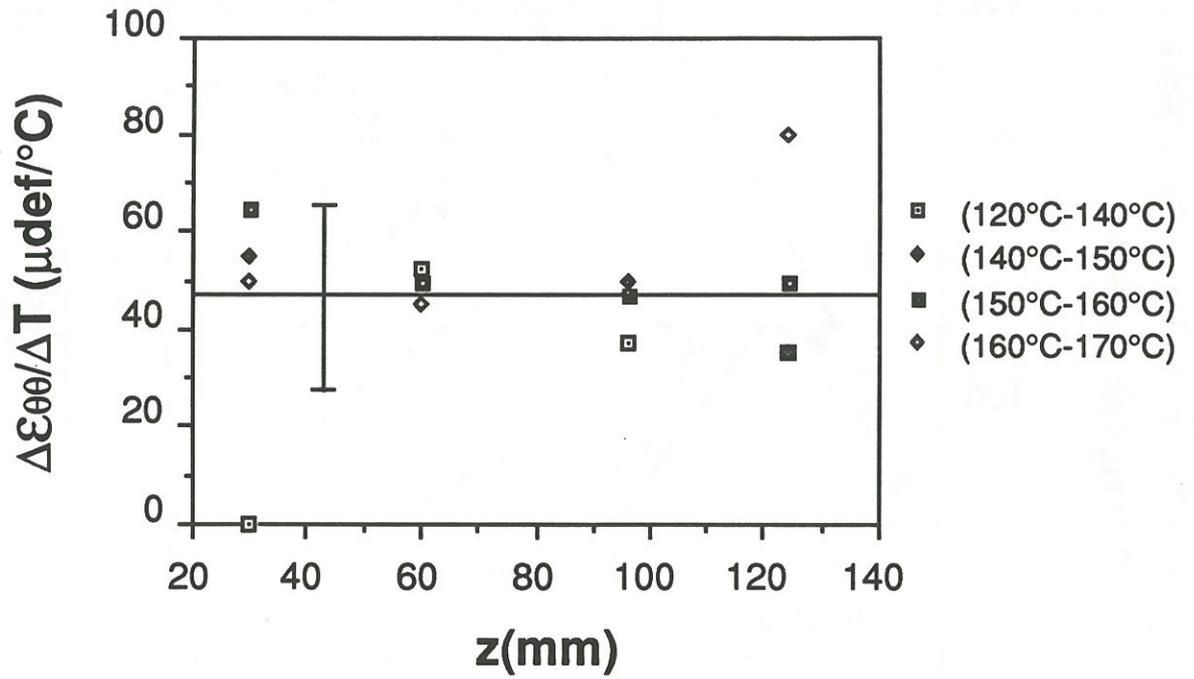


Fig. 15: Variation de déformation circonférentielle $\Delta \epsilon_{\theta\theta} / \Delta T$ le long de l'axe du tube

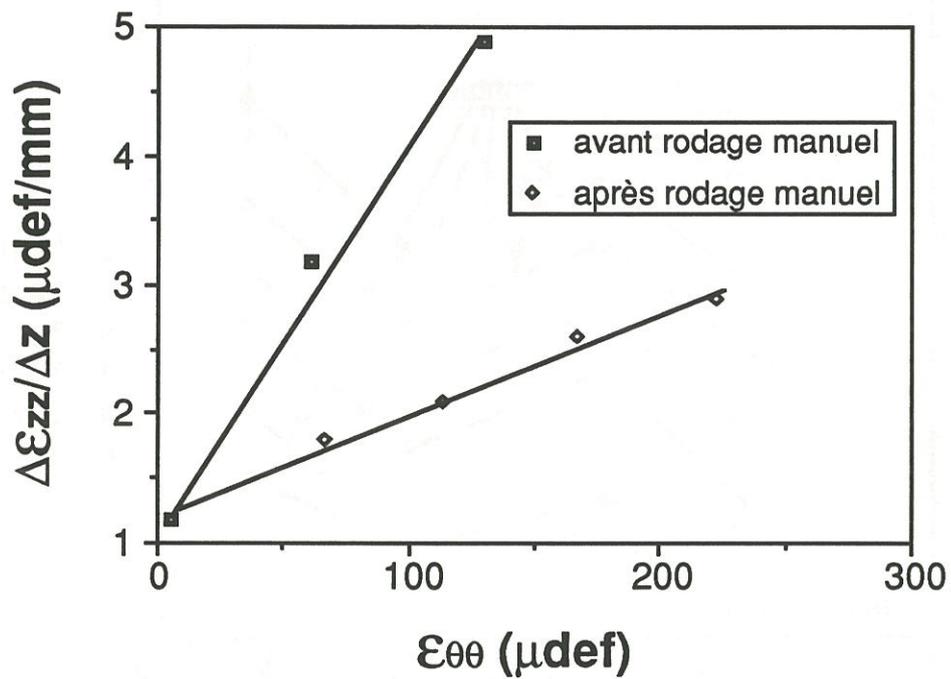


Fig. 16: Evolution de l'accroissement de déformation ϵ_{zz} le long du tube en fonction des déformations circonférentielles correspondantes

de frottement. L'ensemble de ces résultats expérimentaux est qualitativement conforme à ce qui pouvait être prévu. Il convient désormais de les comparer à ceux obtenus par simulation numérique.

IV.4.2- Résultats numériques

Les caractéristiques géométriques et thermomécaniques de ce système ont été introduites dans le programme de calcul intégrant les effets de frottement à l'interface afin de comparer les résultats issus de ce programme aux résultats expérimentaux. Compte tenu de la symétrie du système, le calcul a été effectué sur une demi-structure avec les conditions aux limites représentées à la figure 17. A partir de l'extrémité libre, la déformation axiale augmente linéairement avec la distance z , puis atteint un palier correspondant au blocage du glissement entre les composants (Fig. 18). Il y a glissement avec frottement sur la première zone. Les déformations circonférentielles peuvent être considérées comme à peu près constantes en fonction de z (Fig. 19). Les variations observées à l'extrémité libre sont dues aux effets Poisson, mais sont trop faibles pour être observées expérimentalement. La valeur de la déformation circonférentielle est principalement influencée par la température, les propriétés élastiques et thermiques des matériaux, et très peu influencée par l'intensité du frottement à l'interface ; l'effet Poisson est en effet très limité. La taille de la zone de glissement et la pente $\Delta\varepsilon_{zz}/\Delta z$ sont liées à l'intensité du frottement, donc aux propriétés thermomécaniques du système et au coefficient de frottement de l'interface verre-acier. Le tracé du graphe $\Delta\varepsilon_{zz}/\Delta z$ en fonction de $\varepsilon_{\theta\theta}$ conduit à des résultats similaires à ceux observés expérimentalement. $\Delta\varepsilon_{zz}/\Delta z$ est proportionnel à $\varepsilon_{\theta\theta}$, et la pente de la droite issue de ces points augmente avec le coefficient de frottement (Fig. 20). On

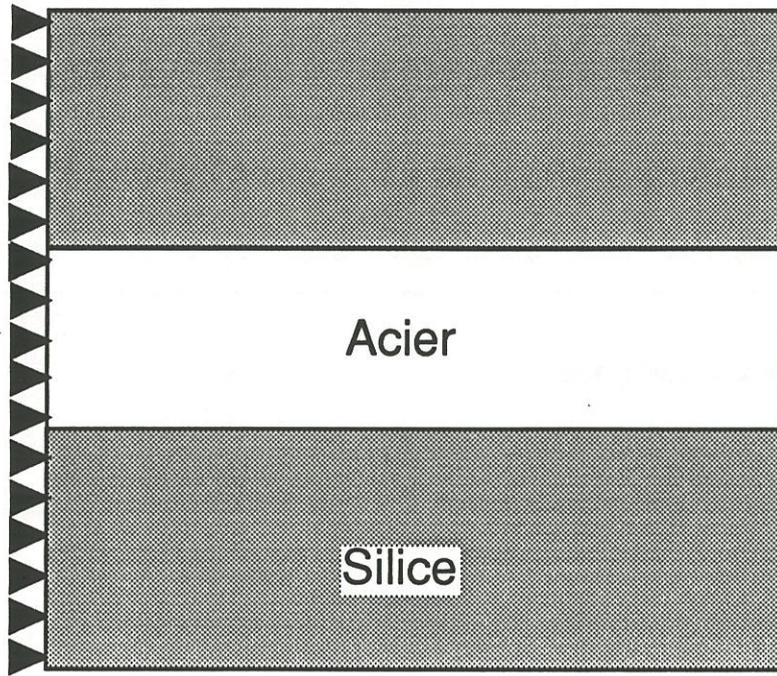


Fig 17: Représentation des conditions aux limites

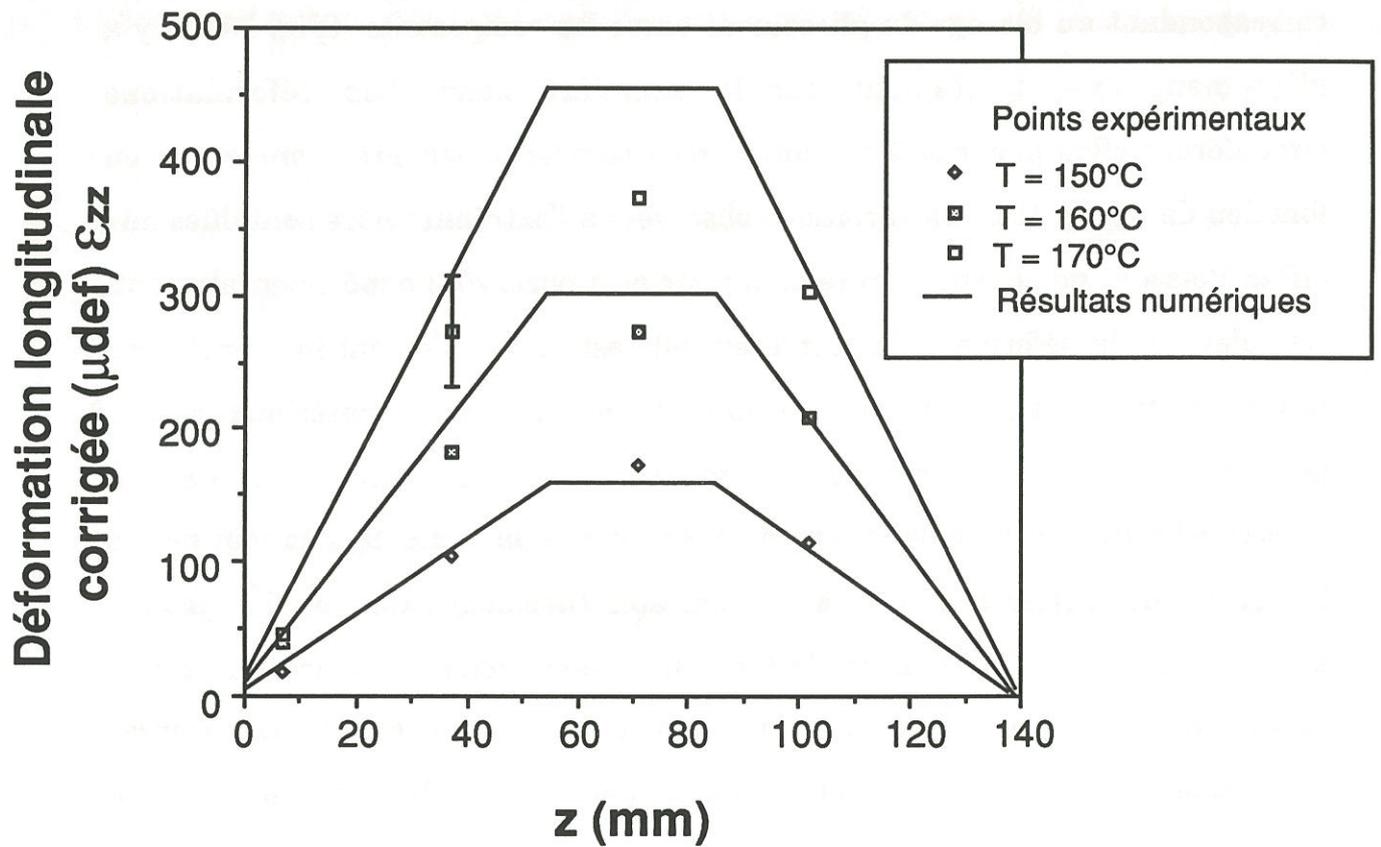


Fig 18: Déformation axiale corrigée en fonction de la position z sur la longueur du tube, comparaison des résultats numériques aux résultats expérimentaux.

constate à nouveau quel peut être l'influence du rôdage manuel des deux pièces correspondant à la variation du coefficient de frottement silice/acier (0,10 à 0,04). L'écart observé entre les droites expérimentales et les droites calculées résultent de l'écart existant entre le modèle du cylindre parfait introduit dans le calcul et la géométrie réelle des deux pièces. En effet, les tolérances obtenues pour les deux pièces conduisent à un écart possible sur le jeu de 3 μm . Un tel écart conduit d'une part à des écarts sur la température de contact et d'autre part à des variations en fonction de z de la déformation circonférentielle non prévues par le calcul (pour le système considéré, un écart de 3 μm conduit à des variations de $\epsilon_{\theta\theta}$ d'environ 150 μdef).

CONCLUSION

L'objectif de cette étude expérimentale était de valider l'outil de calcul nécessaire à la simulation de la fissuration d'un système multiphasé. En effet, ce programme de calcul par éléments finis intègre les effets de frottement sur les surfaces de contact. La validation porte donc sur la prise en compte du frottement entre deux solides déformables. A cet effet, une expérience mettant en jeu des phénomènes de frottement a été conduite sur une structure axisymétrique constituée de deux pièces ayant des coefficients de dilatation et des propriétés élastiques différentes telles qu'une variation de température positive induise un frettage d'une pièce par l'autre. Afin d'obtenir des grandeurs mesurables, l'expérience a été faite à l'échelle macroscopique avec un système acier/silice. Ce dispositif a été instrumenté de jauges de déformation afin d'évaluer le champ de déformation dans le tube de silice et de le comparer aux résultats obtenus numériquement dans des conditions

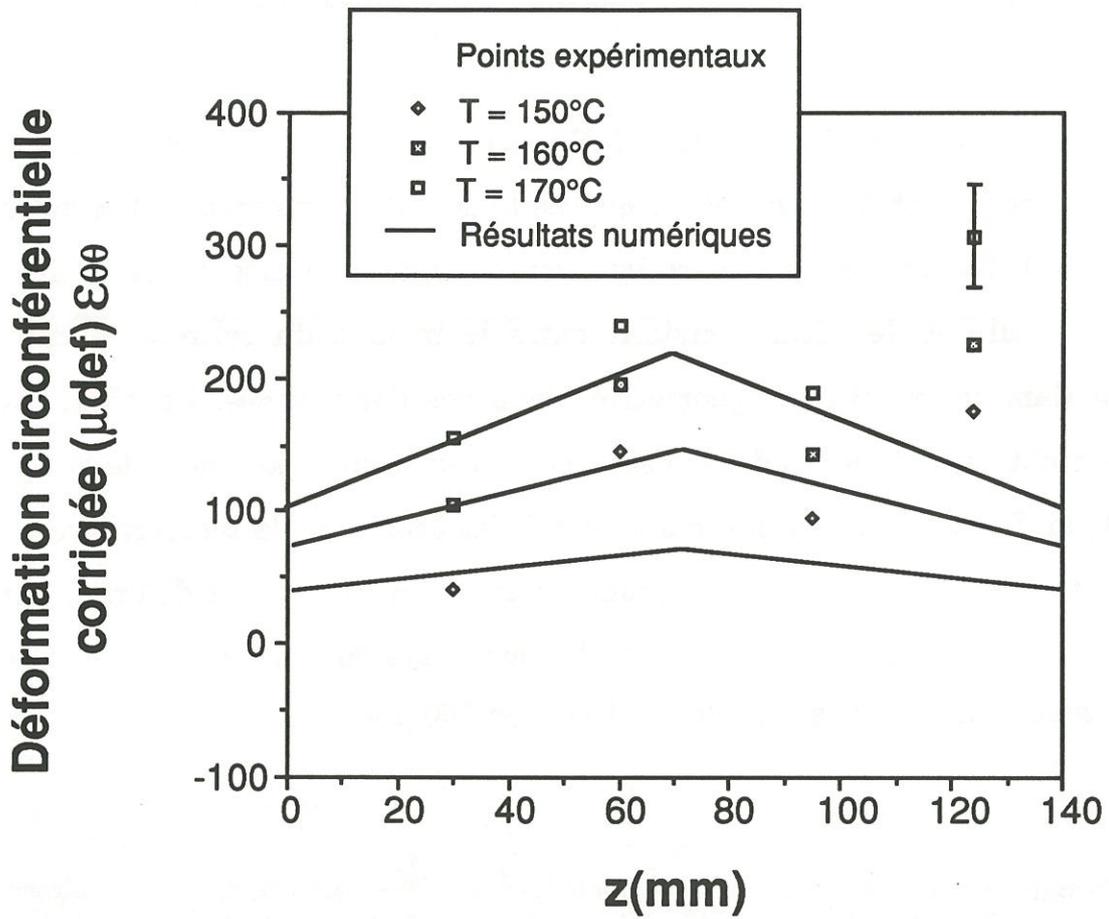


Fig. 19: Déformation circonférentielle corrigée en fonction de la position z sur la longueur du tube, comparaison des résultats numériques aux résultats expérimentaux.

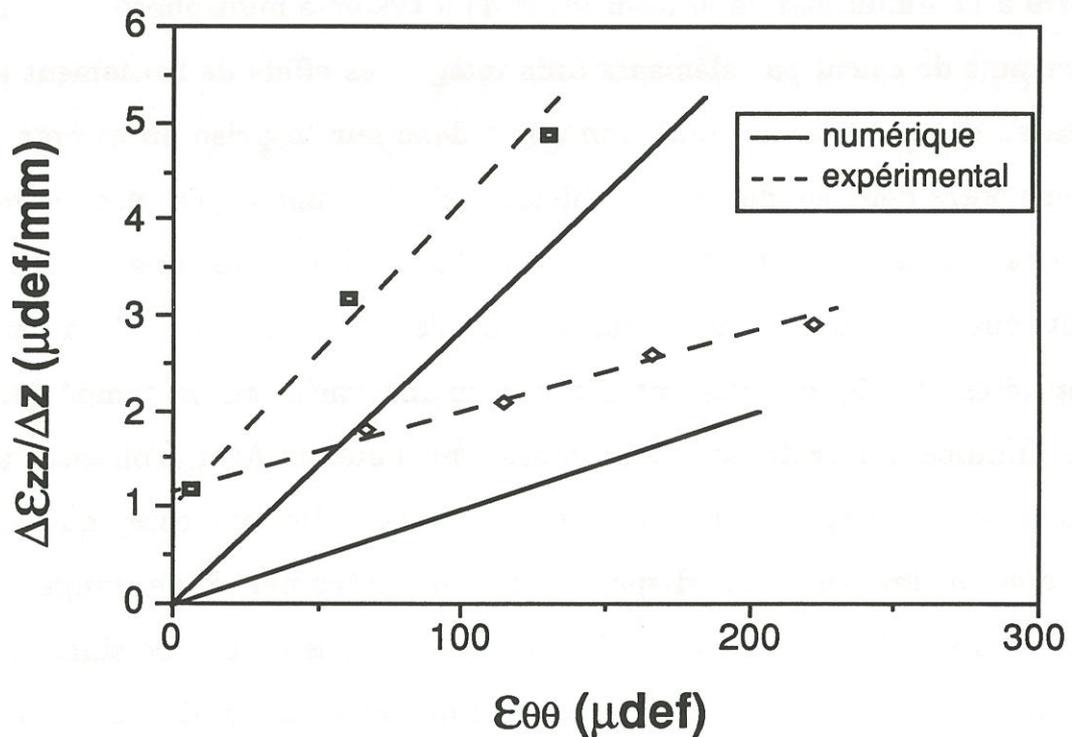


Fig. 20: Comparaison des évolutions de l'accroissement de déformation ϵ_{zz} le long du tube en fonction ses déformations circonférentielles correspondantes

identiques. En ce qui concerne les profils de déformation le long du tube, on a pu observer un accord qualitatif des résultats et expliquer le cas échéant les écarts entre les résultats expérimentaux et les résultats numériques. En faisant varier l'état de surface des pièces, on a pu mettre en évidence l'évolution du profil de déformation longitudinale le long du tube avec le coefficient de frottement. Les évolutions observées expérimentalement et numériquement concordent. Toutefois, une plus grande précision des mesures aurait été souhaitable pour pouvoir qualifier "d'incontestable" cette expérience de validation expérimentale du programme de calcul. Pour cela, l'expérience aurait pu être conduite sur un système de plus grande dimension et constitué de matériaux beaucoup moins rigides.

CHAPITRE V

ANALYSE DE LA FISSURATION D'UN MICROCOMPOSITE SiC-SiC

INTRODUCTION	152
V.1 - COMPORTEMENT A LA RUPTURE D'UN MICROCOMPOSITE NE CONTENANT PAS D'INTERPHASE	152
V.1.1 - Influence de la température.....	153
V.1.2 - Influence du coefficient de frottement.....	155
V.2 - COMPORTEMENT A LA RUPTURE D'UN MICROCOMPOSITE COMPORTANT UNE INTERPHASE.....	157
V.2.1 - Application du critère de déviation interfaciale.....	157
V.2.2 - Influence de la rigidité de l'interphase	160
V.2.3- Influence de l'anisotropie du matériau d'interphase.....	164
V.2.4- Influence de l'épaisseur	166
CONCLUSION	168
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	170

INTRODUCTION

L'objectif initial de cette étude était de mieux cerner les effets du ou des matériaux d'interphase sur le comportement à la rupture d'un matériau composite par le biais d'une modélisation de la fissuration d'un microcomposite. Aussi après avoir i) proposé une approche théorique de la fissuration d'un système multiphasé, ii) procédé à quelques vérifications théoriques et numériques, iii) développé l'outil de calcul, iv) validé partiellement celui-ci, nous allons appliquer cette approche à l'étude d'un microcomposite SiC/SiC contenant une interphase en explorant les domaines de variation possible des principaux paramètres caractéristiques de la zone interfaciale.

V.1 - COMPORTEMENT A LA RUPTURE D'UN MICROCOMPOSITE NE CONTENANT PAS D'INTERPHASE

Les simulations réalisées avec les programmes "Calg1" et "Calg2" avaient tout d'abord pour principal objectif de confirmer les résultats obtenus avec le programme "Fibre" dans le cas d'un système fibre/matrice puis d'examiner les paramètres qui n'avaient pu être étudiés avec ce programme.

Dans le cas où la fissure se propage perpendiculairement à l'axe du microcomposite, les valeurs obtenues pour G , pour différentes tailles de la fissure et différents taux de fibre sont identiques avec les deux programmes de calcul. Lorsque la fissure se propage le long de l'interface en l'absence de frottement, les résultats fournis par les deux outils présentent la même évolution générale et les mêmes résultats pour des maillages similaires.

Toutefois, les possibilités offertes par le programme de maillage de "Calg2" permettent d'affiner les résultats de façon importante.

Compte tenu du nombre important de paramètres influents et de la difficulté d'exploitation des résultats, certains paramètres ont été étudiés sur un système simple fibre/matrice: c'est le cas de la température et de l'intensité du frottement.

V.1.1 - Influence de la température

Les paramètres invariants des simulations numériques permettant la mise en évidence de l'influence de la température sont les suivants:

- Rayon de la fibre: $7\mu\text{m}$
- Epaisseur de la matrice: $5\mu\text{m}$ ($V_f = 0,34$)
- Ecart de température entre la température d'élaboration et la température ambiante: -1000°C
- Caractéristiques mécaniques de la fibre:
 $E = 200 \text{ GPa}$, $G = 80 \text{ GPa}$, $\nu = 0,25$
- Coefficient de dilatation de la fibre: $\alpha = 3 \cdot 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$
- Caractéristiques mécaniques de la matrice:
 $E = 350 \text{ GPa}$, $G = 135 \text{ GPa}$, $\nu = 0,3$
- Coefficient de dilatation de la matrice: $\alpha = 4,6 \cdot 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$
- Caractéristiques de frottement : 0,2
- Déformation imposée: ϵ critique

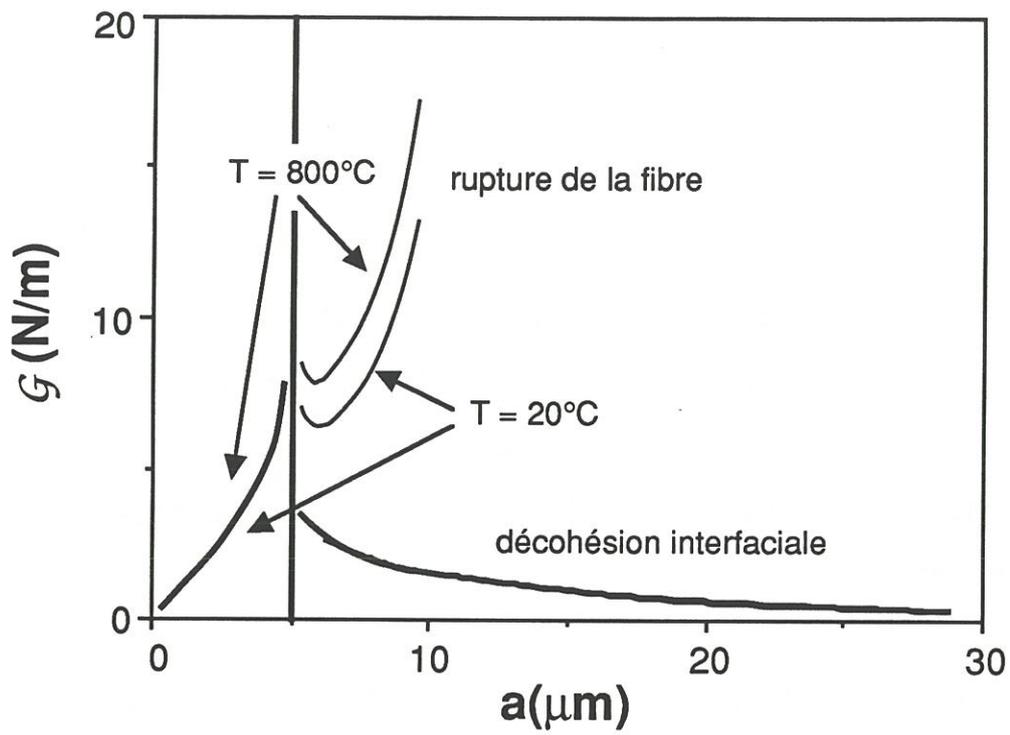


Fig. 1: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour un système SiC-SiC à différentes températures

Lors de l'exploitation des courbes $\mathcal{G}(a)$, nous supposons que les valeurs critiques des taux de restitution d'énergie relatifs à la fibre, à la matrice ainsi qu'à l'interface ne varient pas. Les comparaisons des courbes de taux de restitution d'énergie par propagation dans la fibre et à l'interface seront effectuées pour un déplacement conduisant à la fissuration matricielle pour un défaut initial identique. Cette condition est obtenue pour un déplacement imposé qui doit être à haute température supérieur à celui nécessaire à température ambiante.

L'évolution du taux de restitution d'énergie en fonction de la taille de la fissure à différentes températures est représenté à la figure 1. Le taux de restitution d'énergie par fissuration transverse du microcomposite croît avec la température. Toutefois, lorsque la fissuration est supposée se développer le long de l'interface, \mathcal{G} n'est pas influencé par la température d'essai. L'augmentation de \mathcal{G} avec la température, lors de la fissuration transverse, est attribuable à l'augmentation de l'énergie élastique emmagasinée en raison de l'écart des coefficients de dilatation thermique. En effet lorsque la température augmente pour se rapprocher de la température d'élaboration, la dilatation a pour effet d'atténuer le champ de contraintes résultant du refroidissement. Compte tenu des coefficients de dilatation respectifs de la fibre et de la matrice ($\alpha_m > \alpha_f$), à température ambiante la matrice est soumise à une extension axiale et la fibre à une compression axiale. La compensation de ce champ de contraintes initial par la température se traduit donc par une diminution de l'énergie élastique emmagasinée et une augmentation du déplacement imposé pour obtenir la même quantité d'énergie élastique emmagasinée.

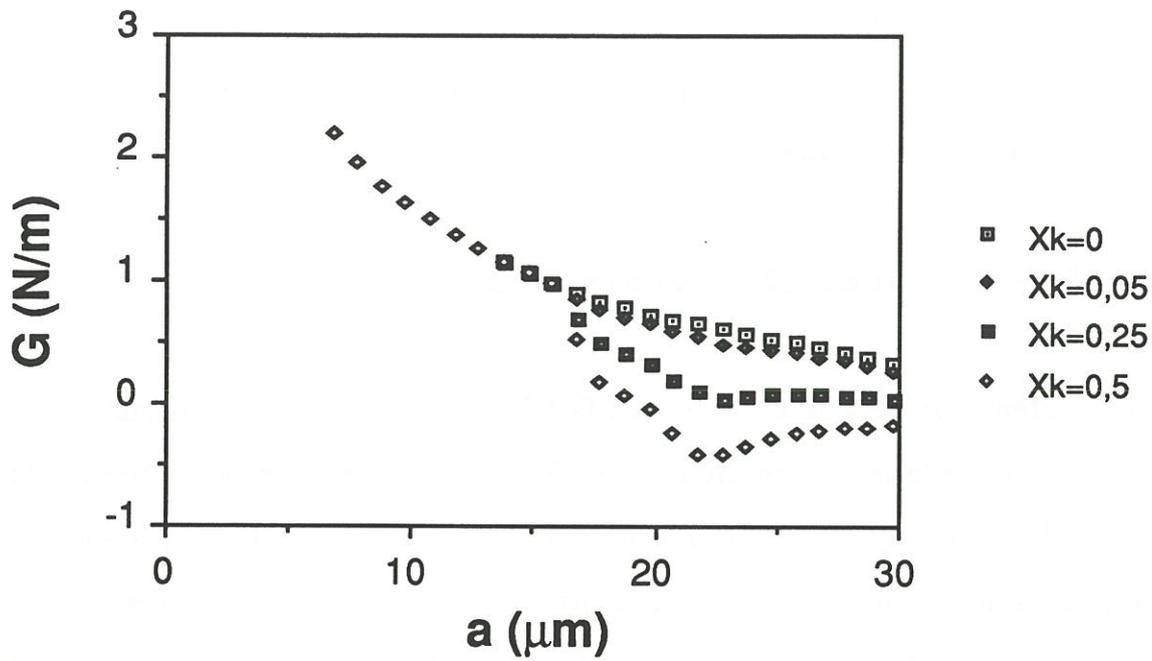


Fig. 2: Evolutions des taux de restitution d'énergie par propagation le long de l'interface pour un système SiC-SiC avec différents coefficients de frottement.

L'application à ce système d'un critère local (cf chap III) conduit à constater que si l'interface de ce système permet à température ambiante une fissuration à l'interface F/M, la rupture de la fibre par fissuration en mode I est plus probable à haute température.

V.1.2 - Influence du coefficient de frottement

Le système précédent a également fait l'objet de simulations numériques pour différentes valeurs du coefficient de frottement. Les caractéristiques de frottement à l'interface affectent l'évolution du taux de restitution d'énergie par propagation le long de l'interface. Ainsi les résultats présentés sur la figure 2 mettent en évidence une diminution de \mathcal{G} d'autant plus accentuée que le coefficient de frottement est élevé. Sur ces différentes courbes, on peut constater que la première partie de la courbe (pour des longueurs de fissure faibles) n'est pas modifiée par le coefficient de frottement. En effet, lors de la propagation de la fissure le long de l'interface, la fissure a tout d'abord tendance à s'ouvrir se propageant en mode mixte I et II. Ce n'est qu'ensuite, à partir d'une certaine taille, que, la matrice se refermant sur la fibre, des phénomènes de frottement apparaissent. La refermeture a lieu tout d'abord au droit de la fissure matricielle, la matrice peut alors se recharger légèrement, la refermeture se propageant jusqu'à atteindre le fond de fissure (Fig. 3). Les phénomènes de frottement constituent une dissipation d'énergie, il n'est donc pas surprenant de constater au moment où ils se manifestent, une diminution du taux d'énergie relaxable.

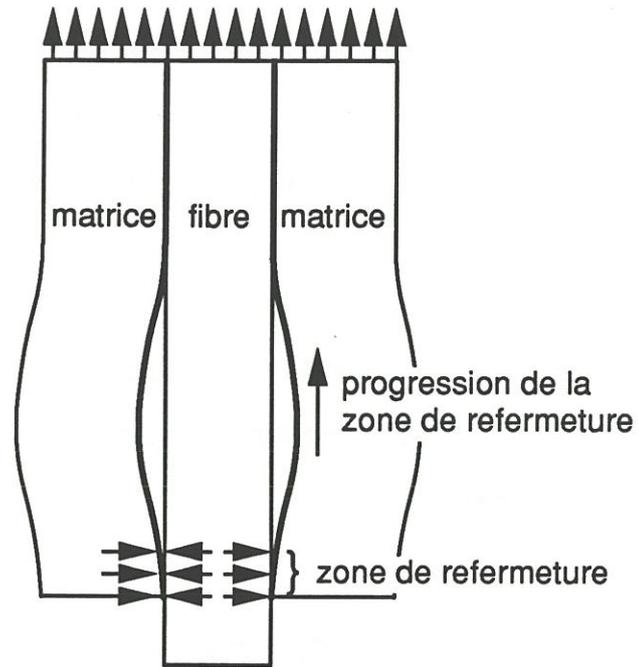


Fig. 3 : Représentation de la zone de refermeture lors de la fissuration interfaciale

Pour les valeurs les plus élevées du coefficient de frottement, la dissipation d'énergie par frottement peut être supérieure à l'énergie élastique libérée et conduire à une valeur de \mathcal{G} négative (Fig. 2).

En l'absence de tout frottement, et si le taux critique de relaxation d'énergie de l'interface \mathcal{G}_{ic} est nul, la fissure se propage à l'infini à l'interface. Lorsque \mathcal{G}_{ic} n'est pas nul, la longueur de décohésion l_d peut être obtenue à l'aide de la relation suivante:

$$\int_0^{l_d} \mathcal{G}_i dl - \mathcal{G}_{ic} l_d = 0$$

Pour un déplacement imposé, la longueur de décohésion l_d atteinte décroît lorsque le coefficient de frottement μ croît.

La détermination de cette longueur de décohésion est importante puisqu'elle représente la longueur de fibre soumise à une concentration de contrainte pouvant conduire à la rupture de la fibre. Sachant que la résistance à la rupture de la fibre est d'autant plus élevée que la longueur sollicitée est réduite, la résistance à la rupture du microcomposite sera, pour un effet de concentration de contrainte identique, d'autant plus élevée que la longueur de décohésion sera faible.

Il serait par ailleurs intéressant de simuler le cas où, les conditions aux limites étant modifiées de manière à représenter plus exactement un élément microcomposite au sein même d'un matériau, le frottement concernerait l'ensemble de la surface de décohésion et de glissement.

	E (GPa)	G (GPa)	v
Fibre	200	80	0,25
Matrice	350	140	0,25
Interphase			
- isotrope souple	80	31	0,3
- isotrope rigide	1000	385	0,3
- isotrope intermédiaire	275	106	0,3
- anisotrope souple	$E_z = 80$ $E_r = 8$	$G_{zr} = 1$	$v_{zr} = 0,3$ $v_{rq} = 0,10$
- anisotrope rigide longitudinalement	$E_z = 1000$ $E_r = 30$	$G_{zr} = 2,5$	$v_{zr} = 0,34$ $v_{rq} = 0,16$
$r_f = 7 \mu\text{m}$	$r_{\text{tot}} = 11 \mu\text{m}$	$e_{\text{int}} = 0,4 ; 0,8 ; 1,2 ; 1,5 \mu\text{m}$	

Tableau 1: Caractéristiques des microcomposites étudiés

V.2 - COMPORTEMENT A LA RUPTURE D'UN MICROCOMPOSITE COMPORTANT UNE INTERPHASE

L'objectif principal de l'approche proposée étant non seulement de pouvoir tenir compte de l'interface en tant que discontinuité mais également de prendre en compte l'interphase en tant que milieu continu comprenant une ou plusieurs interphases, des simulations ont été réalisées pour un microcomposite comportant une interphase. Ces simulations ont été effectuées pour différents types d'interphase (isotrope ou anisotrope) de rigidités et d'épaisseurs variables. Les caractéristiques des microcomposites étudiés sont présentées au tableau 1 où r_f , r_{tot} représentent respectivement le rayon de la fibre et le rayon du microcomposite, et e_{int} l'épaisseur d'interphase.

Les résultats mettent en évidence une très grande sensibilité du taux de restitution d'énergie à la prise en compte de l'interphase. L'introduction de l'interphase modifie l'évolution de \mathcal{G} dans la matrice et dans la fibre de façon différente suivant les caractéristiques élastiques du matériau d'interphase. L'examen et la discussion de ces résultats sont développés dans les paragraphes V.2.2, V.2.3, et V.2.4. Toutefois au préalable, quelques remarques importantes concernant l'application d'un critère de déviation interfaciale et la nature des discontinuités aux interfaces, sont développées au paragraphe V.2.1.

V.2.1 - Application du critère de déviation interfaciale

L'utilisation d'un critère local de déviation interfaciale tel qu'il a été défini dans la chapitre III s'avère délicate en l'absence de précision sur la

zone interfaciale c.a.d. sur les valeurs limites du taux de restitution d'énergie aux interfaces. Nous avons vu en effet que cette discontinuité de \mathcal{G} n'est liée qu'à l'hypothèse de discontinuité des propriétés élastiques (chap III) et qu'ainsi les valeurs limites de \mathcal{G} sont directement dépendantes des gradients de propriétés élastiques au voisinage des interfaces.

Lorsque la zone interfaciale est limitée et lorsque l'écart entre les propriétés de part et d'autre de cette zone est important, l'interface est qualifiée de fortement discontinue. Il s'en suit une variation importante de \mathcal{G} au voisinage des interfaces (un "pic" ou un "creux" important). Dans le cas contraire, lorsque cette zone est étendue et lorsque l'écart entre les propriétés est faible, l'interface est qualifiée de continue et les "pics" ou les "creux" sont moins marqués.

En ce qui concerne le taux de restitution d'énergie par propagation le long d'une interface, dans le cas d'un matériau homogène, le rapport $\mathcal{G}_i/\mathcal{G}_I$ est voisin de 0,25 dans un large domaine des écarts de propriétés élastiques des matériaux situés de part et d'autre de l'interface (cf fig 14 - chapitre I) [1-2]. Dans ce cas, le critère de déviation interfaciale $\mathcal{G}_I - \mathcal{G}_i \leq \mathcal{G}_{Ic} - \mathcal{G}_{ic}$ devient:

$$\mathcal{G}_I - 0,25.\mathcal{G}_I \leq \mathcal{G}_{Ic} - \mathcal{G}_{ic}$$

$$\text{soit } \mathcal{G}_I \leq 1,33 \Delta\mathcal{G}_c$$

où $\Delta\mathcal{G}_c$ représente l'écart entre les taux critiques de restitution d'énergie par propagation transverse et par propagation le long de l'interface. Dans ce

cas, la comparaison de G_I avec l'écart des G_c suffit pour déterminer le mode de fissuration le plus probable suivant le critère local.

En présence d'une discontinuité des propriétés élastiques, le rapport G_I/G_I augmente avec le paramètre α représentatif de cette discontinuité [3]:

$$\alpha = \frac{\mu_1 (1-\nu_2) - \mu_2 (1-\nu_1)}{\mu_1 (1-\nu_2) + \mu_2 (1-\nu_1)}$$

Si α varie entre -0,3 et 0,3, le rapport G_I/G_I varie dans l'intervalle [0,25 ; 0,4] et le critère $G_I \leq 1,33 \cdot \Delta G_c$ reste donc valable.

De même si l'on considère la variation du rapport G_I/G_I avec l'angle Φ entre la fissure et l'interface, il augmente lorsque Φ diminue. Donc la valeur $1,33 \cdot \Delta G_c$ constitue bien une limite supérieure de G_I pour qu'il y ait déviation interfaciale.

Il est également à noter que si la propagation transverse est une propagation en mode I pur, la propagation le long d'une interface n'est pas en mode II pur, mais a lieu dans un mode qui est une combinaison des modes I et II. Le taux critique de restitution d'énergie à l'interface à considérer est donc une combinaison de $G_{i,Ic}$ et $G_{i,IIc}$ qui va contribuer à diminuer ΔG_c . Cette remarque, ainsi que les précédentes, confirme la validité du critère local de déviation interfaciale que nous nous proposons d'utiliser:

$$G_I \leq 1,33 \cdot \Delta G_c$$

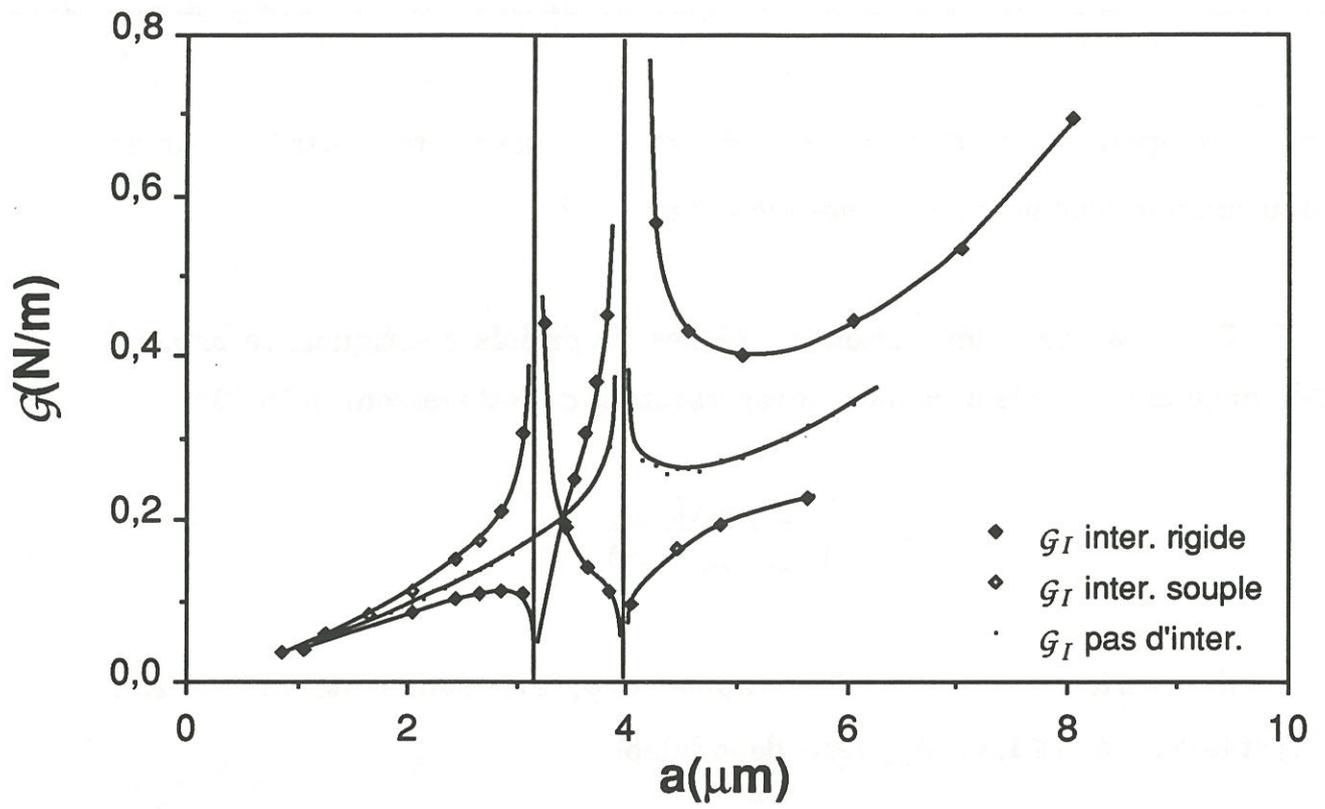


Fig. 4: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour un système SiC-SiC avec une interphase isotrope - influence de la rigidité

V.2.2 - Influence de la rigidité de l'interphase

La figure 4 représente l'évolution de \mathcal{G} pour une propagation transverse (\mathcal{G}_I) pour un microcomposite sans interphase et pour des microcomposites où une interphase isotrope est interposée entre la fibre et la matrice. L'allure des courbes obtenues au voisinage des interfaces est conforme aux analyses théoriques [3]. Lorsque la fissure progresse vers un matériau moins rigide, on observe "un pic" du taux de restitution d'énergie. Inversement, lorsque la fissure progresse vers un matériau plus rigide, \mathcal{G} diminue et forme "un creux". Alors que l'expression analytique de \mathcal{G} tend, au voisinage de l'interface, vers l'infini dans le premier cas (la fissure progressant du matériau le plus rigide vers le matériau le moins rigide), elle tend vers zéro dans le cas contraire. On peut donc schématiquement conclure qu'une interface du type rigide/souple favorise la propagation de la fissure en mode I alors qu'une interface du type souple/rigide favorise l'arrêt de la fissure ou éventuellement la propagation en mode II suivant le critère proposé dans le paragraphe précédent.

La courbe obtenue dans le cas d'une interphase peu rigide est comparable à celle obtenue par Srinivasan par analogie entre problèmes électriques et mécaniques (Fig. 5) [4]. Ces résultats le conduisent à conclure qu'une fissure a tendance à s'arrêter lorsqu'elle arrive à une interface de type souple/ rigide alors qu'elle tend à se propager lorsqu'elle atteint une interface de type rigide/souple. En appliquant cette analyse aux matériaux renforcés par des fibres rigides, il remarque que les fissures s'arrêtent souvent à des interfaces matrice/fibre, mais jamais à des interfaces fibre/matrice. Dans le cas des matériaux composites où la matrice est très rigide tels que les

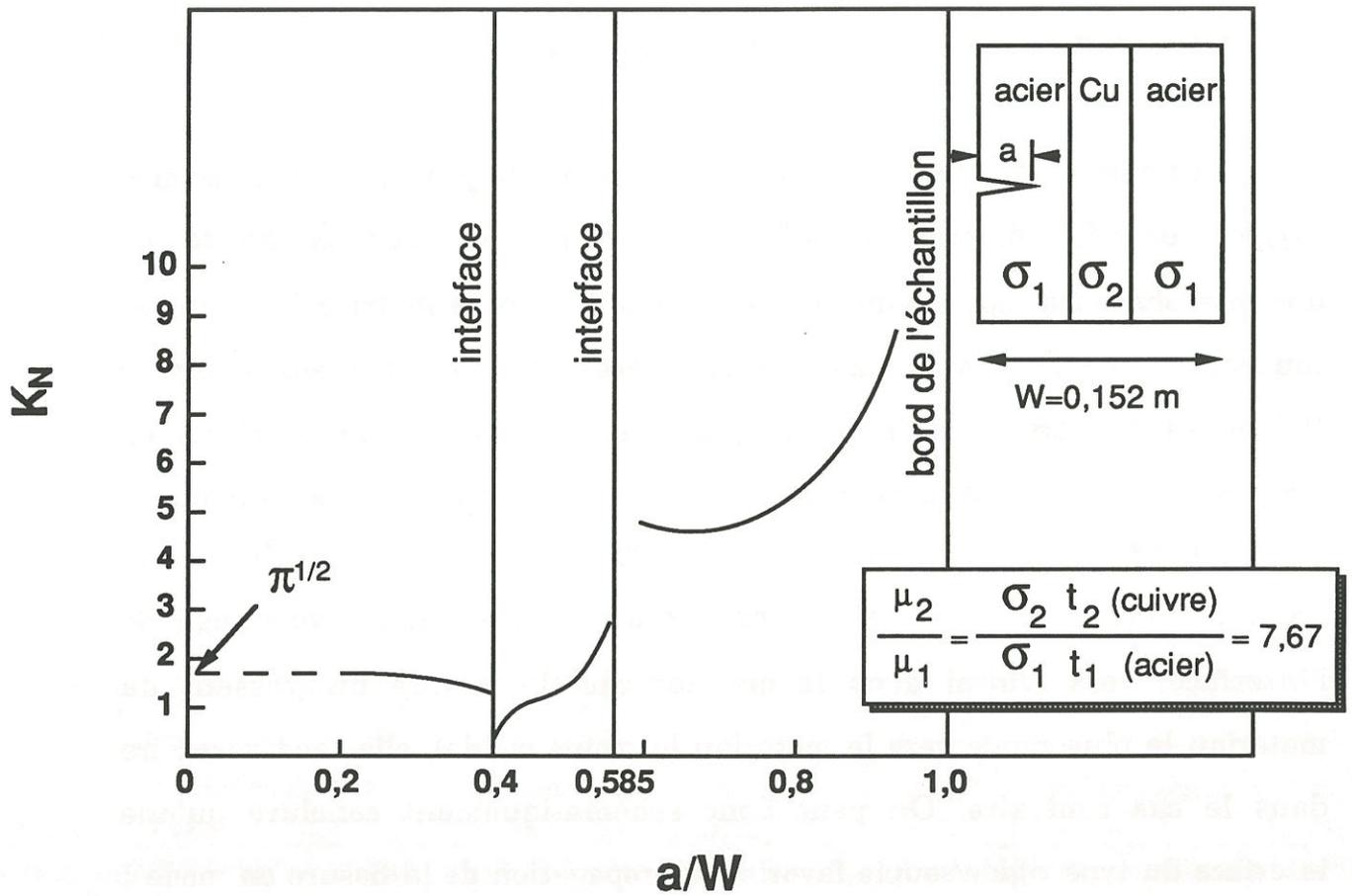


Fig. 5 : Détermination du coefficient de concentration de contraintes au fond d'une fissure traversant un multimatériau.

composites SiC/SiC, une fissure matricielle aurait donc tendance à se propager dans la fibre. Par contre, l'introduction d'une interphase entre la fibre et la matrice peut permettre l'arrêt de la fissure. S'il s'agit d'une interphase très rigide, la fissure pourrait s'arrêter à l'interface entre la matrice et l'interphase. Si le matériau d'interphase est très souple, l'arrêt aura préférentiellement lieu à l'interface entre l'interphase et la fibre.

Outre les modifications de l'allure des courbes au voisinage des interfaces, on peut noter que la rigidité du matériau d'interphase a également une incidence importante sur le niveau global de \mathcal{G} dans la fibre et la matrice. En effet, l'introduction d'une interphase très souple se traduit par une augmentation de \mathcal{G} dans la matrice et une diminution de sa valeur dans la fibre. Ceci a pour effet de diminuer la déformation critique conduisant à la fissuration matricielle, c'est à dire diminuer la limite de début d'endommagement \mathcal{E}_{mc} , mais aussi d'augmenter le niveau de déformation nécessaire à la fissuration transverse de la fibre et de favoriser ainsi la déviation à l'interface entre l'interphase et la fibre. Il s'ensuit une bonne protection de la fibre et une extension possible du domaine d'endommagement du composite. Par contre lorsque l'interphase est très rigide, la courbe $\mathcal{G}(a)$ est décalée dans la matrice vers des valeurs faibles, et dans la fibre vers des valeurs plus élevées. La diminution de \mathcal{G} dans la matrice a pour effet de retarder la fissuration matricielle et de favoriser la déviation à l'interface entre la matrice et l'interphase. Toutefois si cette déviation interfaciale n'a pas lieu, la poursuite de la propagation en mode I risque d'être catastrophique en raison du niveau de \mathcal{G} à l'interface I/F et dans la fibre. On aura donc une augmentation de \mathcal{E}_{mc} et une diminution de la déformation nécessaire à la

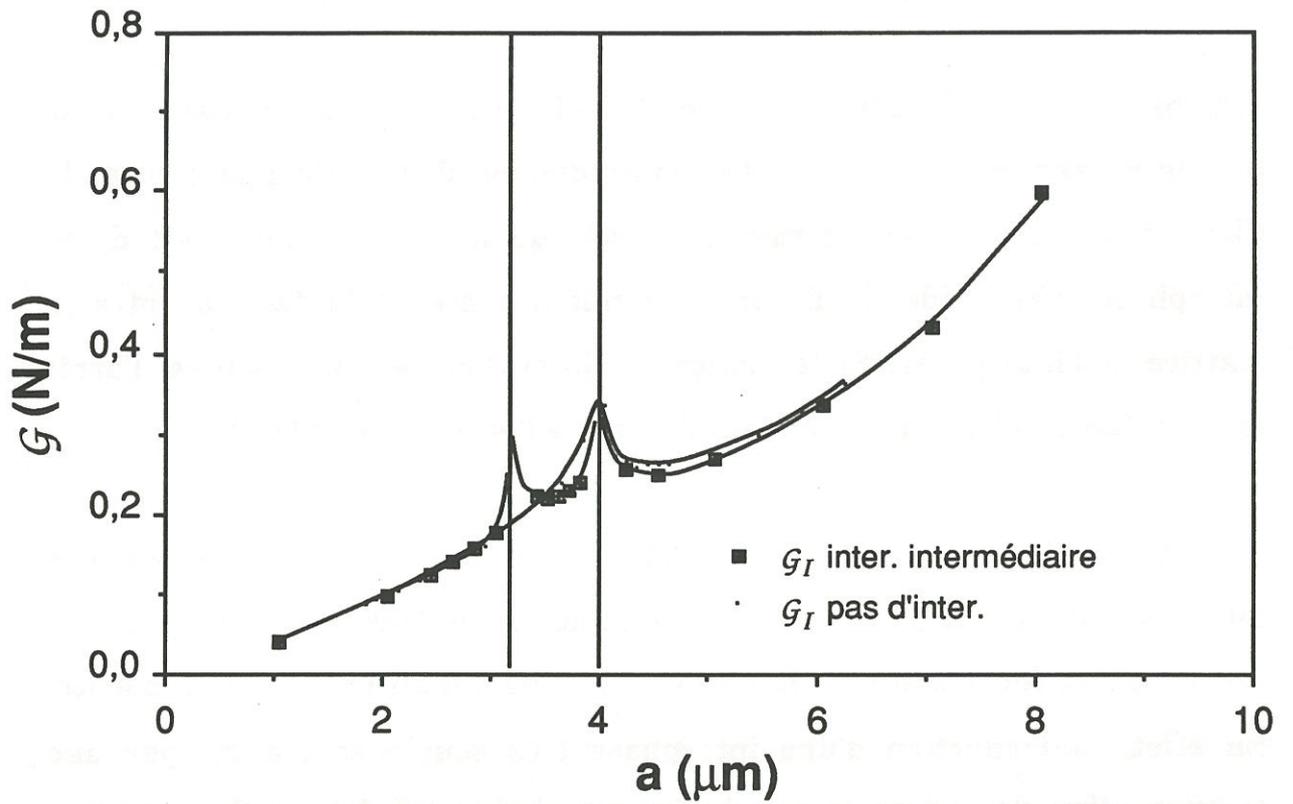


Fig. 6: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour un système SiC-SiC avec une interphase isotrope de rigidité intermédiaire comparativement à celles des matrice et fibre.

fissuration transverse de la fibre. Le matériau tend à s'endommager plus tardivement mais risque par contre d'être plus fragile.

L'introduction d'une interphase isotrope de rigidité intermédiaire (comprise entre celles de la fibre et de la matrice) conduit à une évolution de \mathcal{G} assez proche de celle obtenue pour le même système sans interphase (Fig. 6). Les niveaux atteints par \mathcal{G} dans la matrice et la fibre sont très proches de ceux obtenus dans le cas du système fibre/matrice. Toutefois les courbes se différencient au voisinage des interfaces. En effet la fissure rencontre deux interfaces du type rigide/souple et se traduit par un "pic" (peu marqué) du taux de restitution d'énergie. L'introduction d'une telle interphase n'est donc pas particulièrement favorable à l'arrêt de la fissure à l'une des interfaces.

Compte-tenu de la remarque faite au paragraphe V.2.1 concernant la nature et l'intensité des discontinuités de \mathcal{G} au voisinage des interfaces, il semble judicieux d'essayer d'obtenir une interface avec le maximum de continuité lorsqu'il s'agit d'une interface du type rigide/souple. Ceci aura pour effet de limiter le "pic" de \mathcal{G}_I et donc de réduire les possibilités de rupture catastrophique. A l'inverse, lorsqu'il s'agit d'une interface du type souple/rigide, il est souhaitable qu'elle présente une discontinuité marquée afin d'accentuer la chute de \mathcal{G}_I qui favorise l'arrêt de la fissure ou la propagation à l'interface.

Toutefois, ces conclusions ne tiennent pas compte des conditions de propagation de la fissure le long des interfaces et de l'évolution des courbes du taux de restitution d'énergie correspondant à cette propagation \mathcal{G}_i en fonction du matériau d'interphase, en raison de l'utilisation du critère apparemment

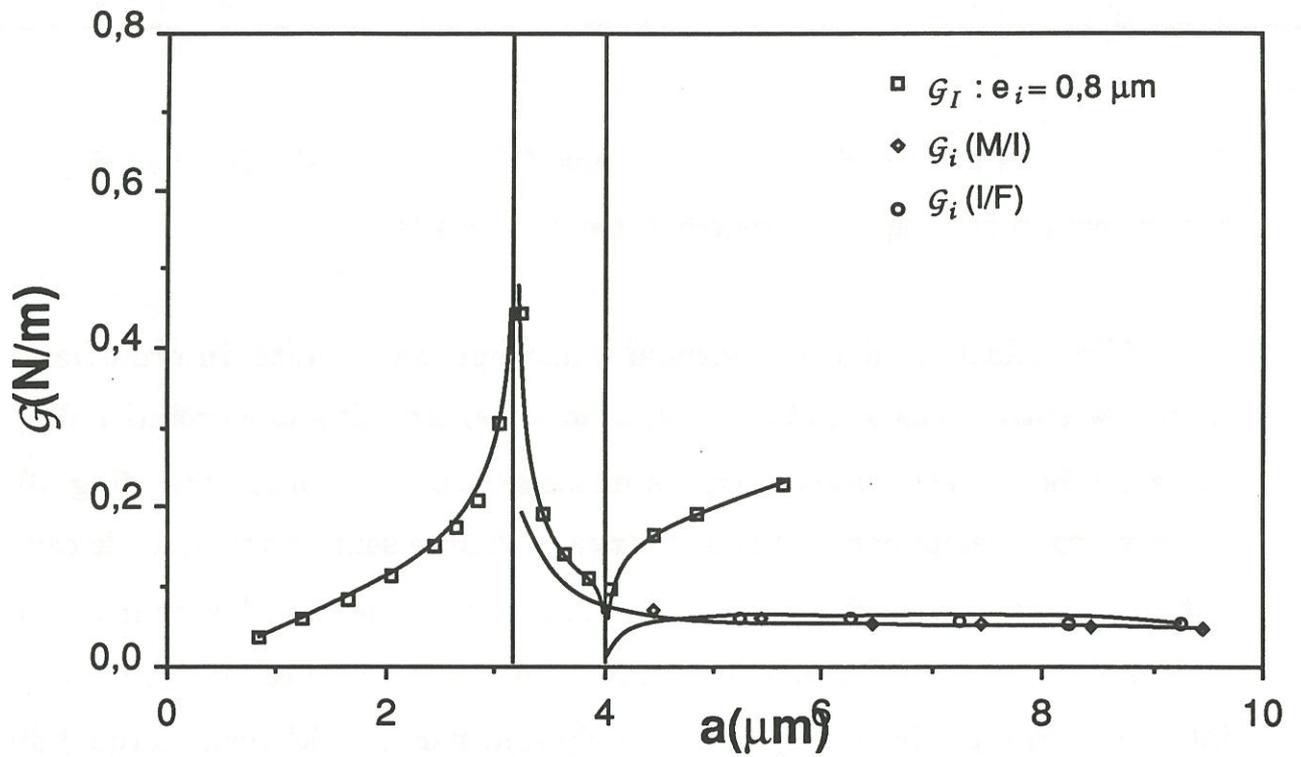


Fig. 7: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour les différents modes de fissuration, pour un système SiC-SiC avec une interphase isotrope souple

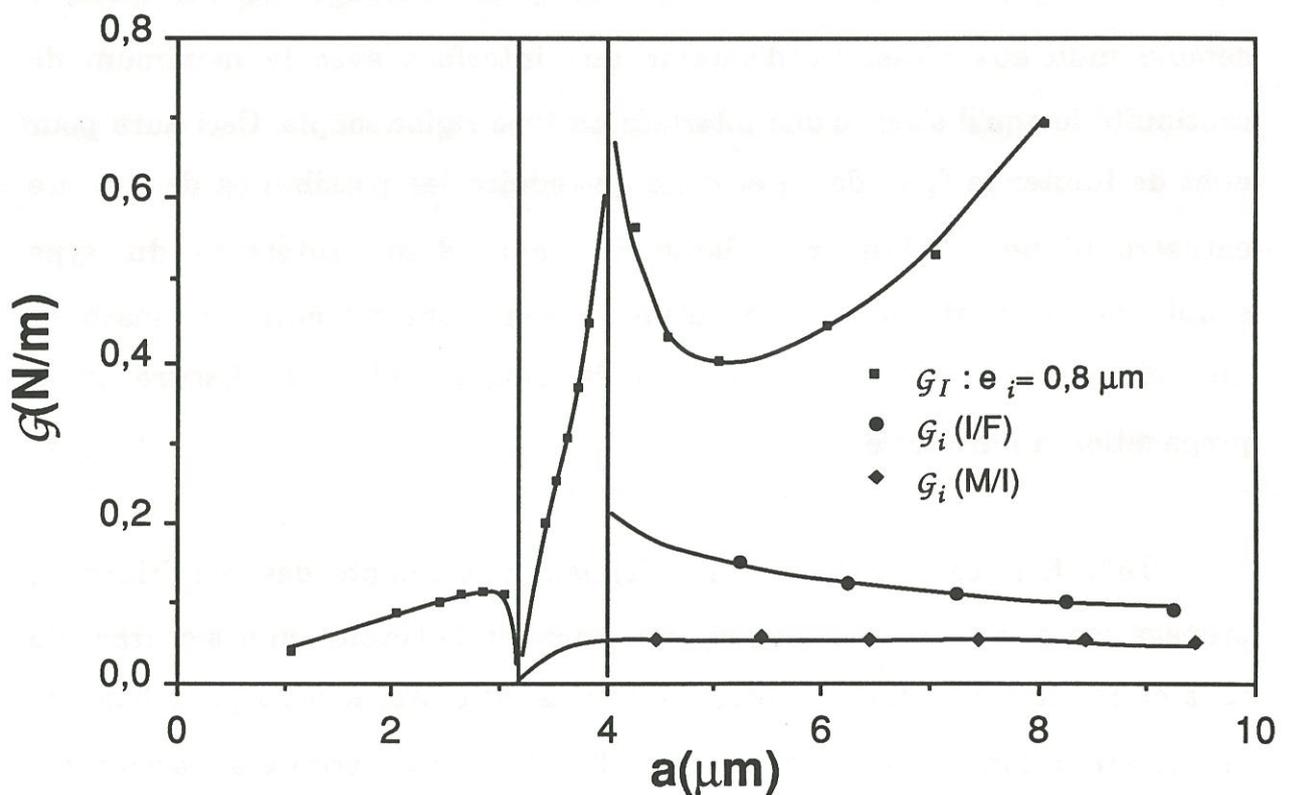


Fig. 8: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour les différents modes de fissuration, pour un système SiC-SiC avec une interphase isotrope rigide

indépendant de \mathcal{G}_i . L'évolution des courbes \mathcal{G}_i (a) est illustrée aux figures 7,8,9,10. L'examen et la comparaison des résultats obtenus pour des interphases isotropes de faible rigidité (fig. 7), de grande rigidité (fig. 8) et de rigidité intermédiaire (fig. 9) conduit aux remarques suivantes:

1) L'allure des courbes, pour les faibles valeurs de la longueur b de fissuration à l'interface, est conforme aux résultats attendus:

- Dans le cas d'une interface du type rigide/souple, \mathcal{G}_i tend vers des valeurs élevées lorsque b tend vers zéro
- Dans le cas d'une interface du type souple/rigide, \mathcal{G}_i tend vers zéro lorsque b tend vers zéro.

2) A partir d'une certaine taille, lorsque la fissure progresse à l'interface, l'évolution de \mathcal{G}_i est identique pour les deux interfaces M/I et I/F: \mathcal{G}_i décroît. Le niveau global de la courbe (à partir de cette taille), est assez voisin pour les différentes interfaces étudiées hormis pour l'interface I/F dans le cas d'une interphase isotrope très rigide (Fig. 10). Dans ce cas, \mathcal{G}_i est nettement plus élevé que dans les autres cas. Ceci se traduit par des longueurs de décohésion plus grandes si la déviation de la fissure à cette interface peut avoir lieu.

3) Selon la rigidité de l'interphase, la déviation aura lieu préférentiellement à l'interface M/I dans le cas d'interphase rigide (fig. 8) ou à l'interface I/F dans le cas d'une interphase souple (fig.7), et sera alors

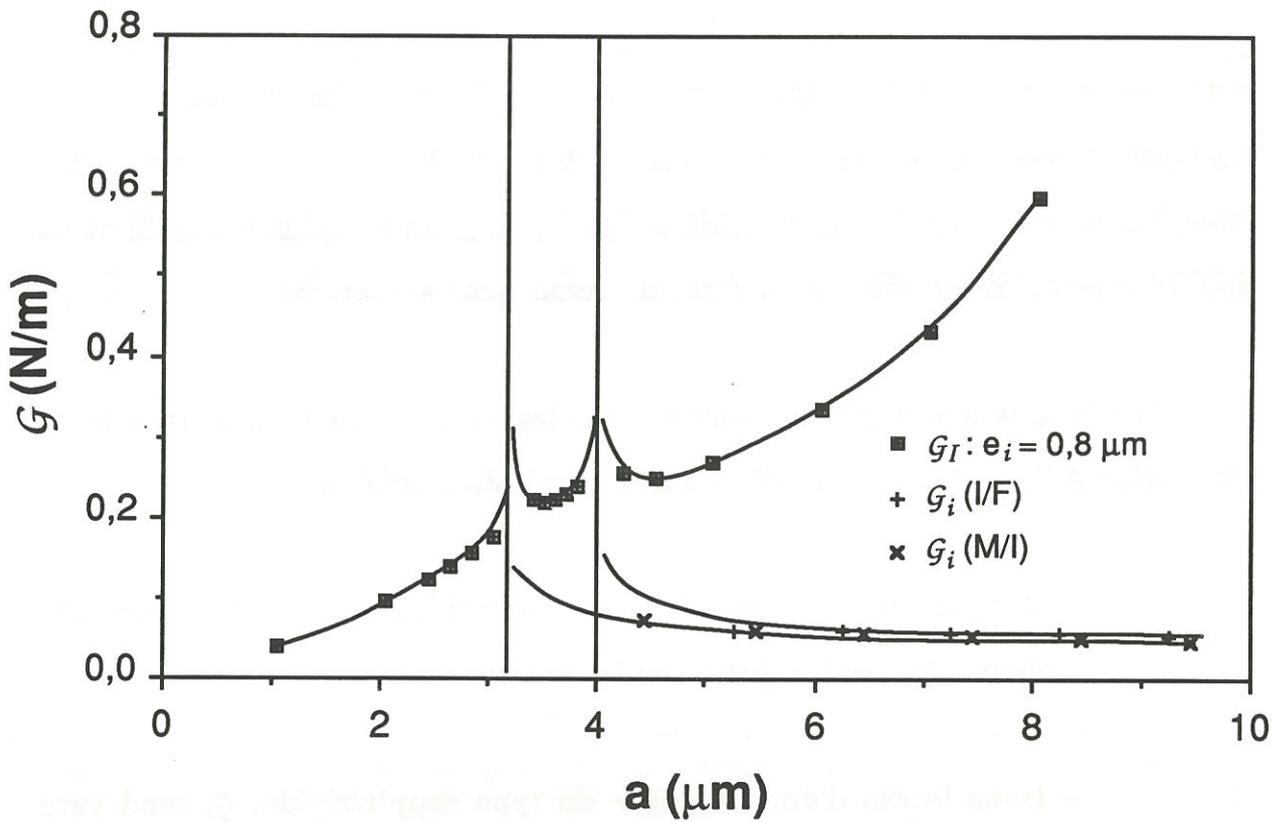


Fig. 9: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour les différents modes de fissuration pour un système SiC-SiC avec une interphase isotrope de rigidité intermédiaire

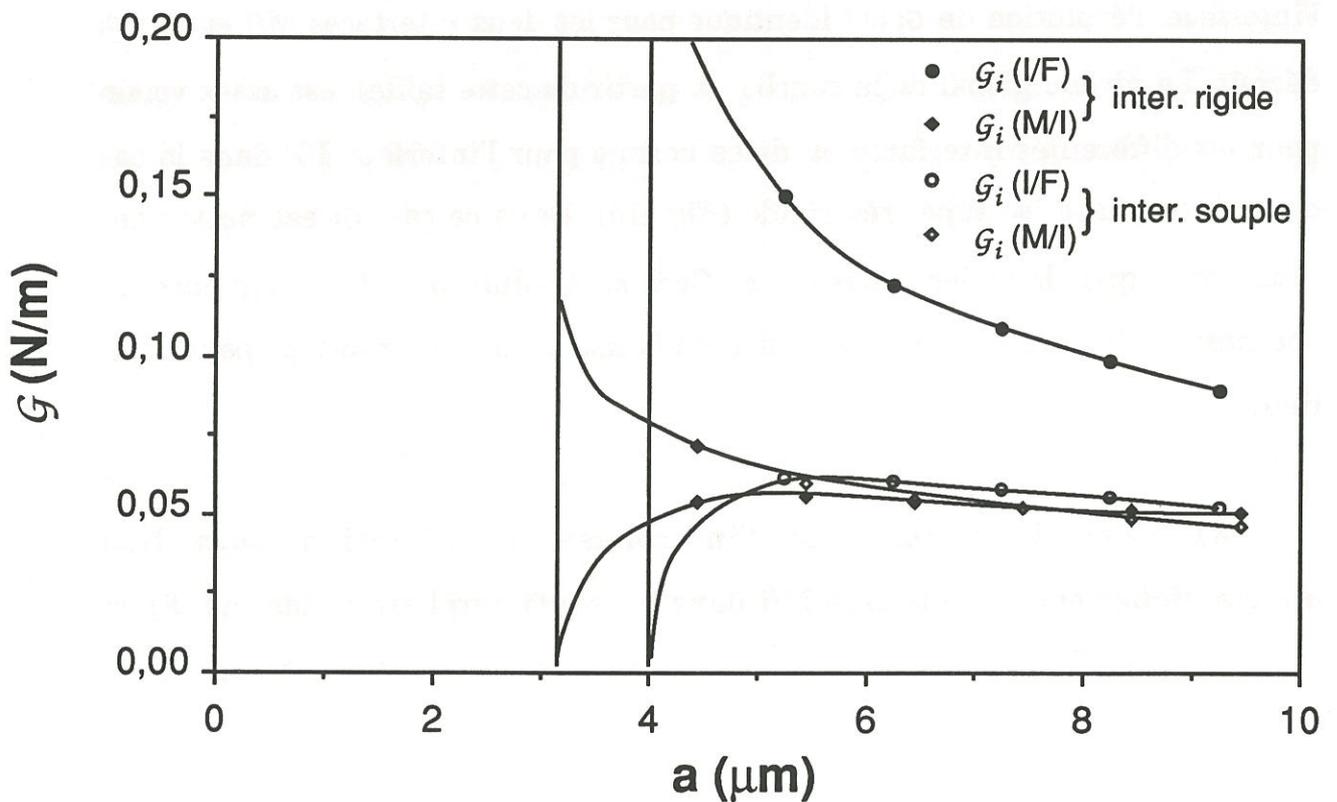


Fig. 10: Evolutions des taux de restitution d'énergie par propagation le long des interfaces (M/I, I/F) pour différentes interphases isotropes

favorisée par un taux critique de restitution d'énergie G_{ic} faible pour l'interface concernée.

Enfin il convient de souligner que ces courbes peuvent être modifiées par les phénomènes de frottement. Ainsi, le choix d'autres conditions aux limites, ou de valeurs des caractéristiques de frottement plus élevées, peuvent conduire à augmenter l'intensité du frottement et diminuer la valeur de G_i . Dans ce cas, la fissure interfaciale se propagera moins et conduira à des longueurs de décohésion plus faibles et donc à des contraintes à la rupture des fibres plus élevées.

V.2.3- Influence de l'anisotropie du matériau d'interphase

Compte tenu des procédés d'élaboration et de la faible épaisseur des interphases généralement réalisées, elles sont souvent anisotropes. L'influence de l'anisotropie de l'interphase sur la fissuration du microcomposite a donc été examinée. En particulier nous avons comparé l'allure des courbes $G(a)$ pour deux interphases de même rigidité axiale, l'une étant isotrope et l'autre présentant une anisotropie marquée ($E_z/E_r=10$).

Dans le cas d'une interphase souple (fig. 11), l'anisotropie de l'interphase modifie peu l'allure générale de la courbe mais amplifie les effets évoqués plus haut pour une interphase souple isotrope: G augmente dans la matrice et diminue dans la fibre. Le taux de restitution d'énergie par propagation dans la fibre au voisinage de l'interface est alors très faible. En fait, l'effet de la souplesse de l'interphase est accentué par une souplesse au cisaillement encore plus importante.

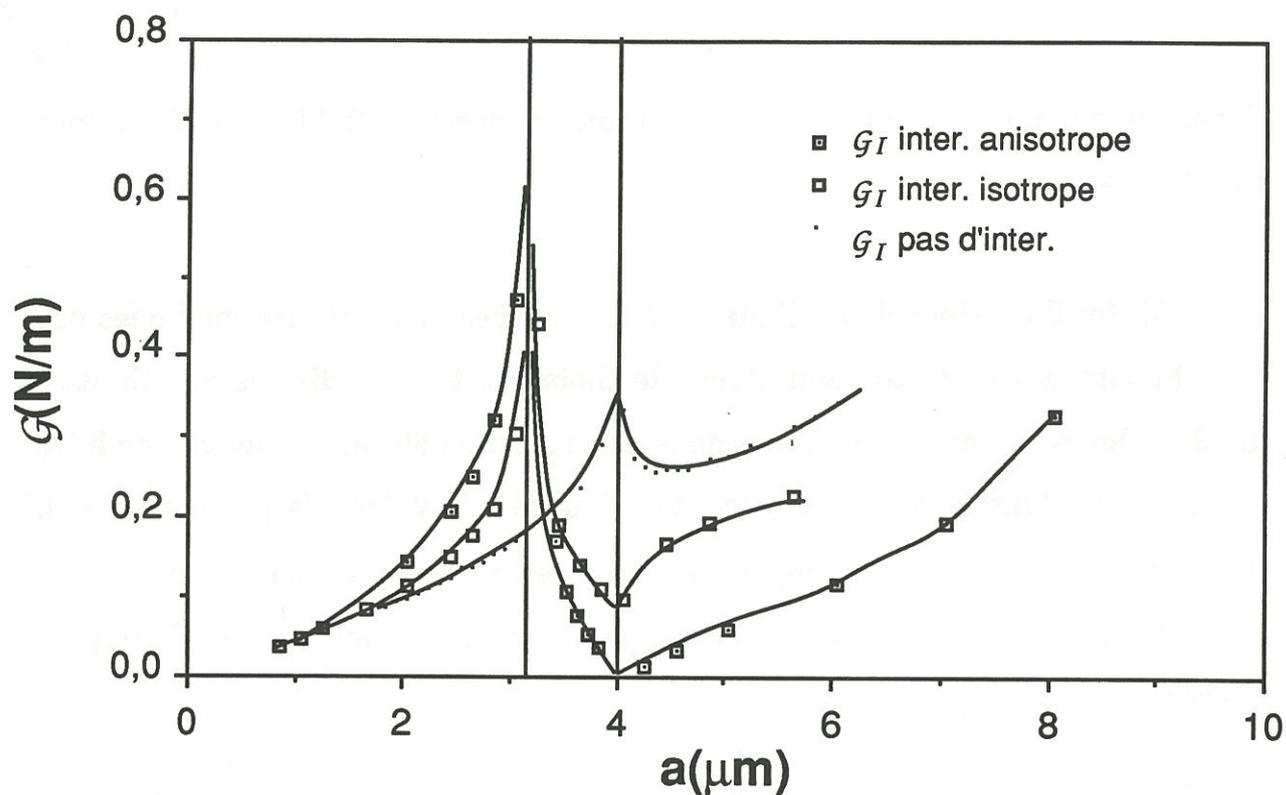


Fig. 11: Evolutions des taux de restitution d'énergie, pour un système SiC-SiC avec une interphase axialement souple - influence de l'anisotropie

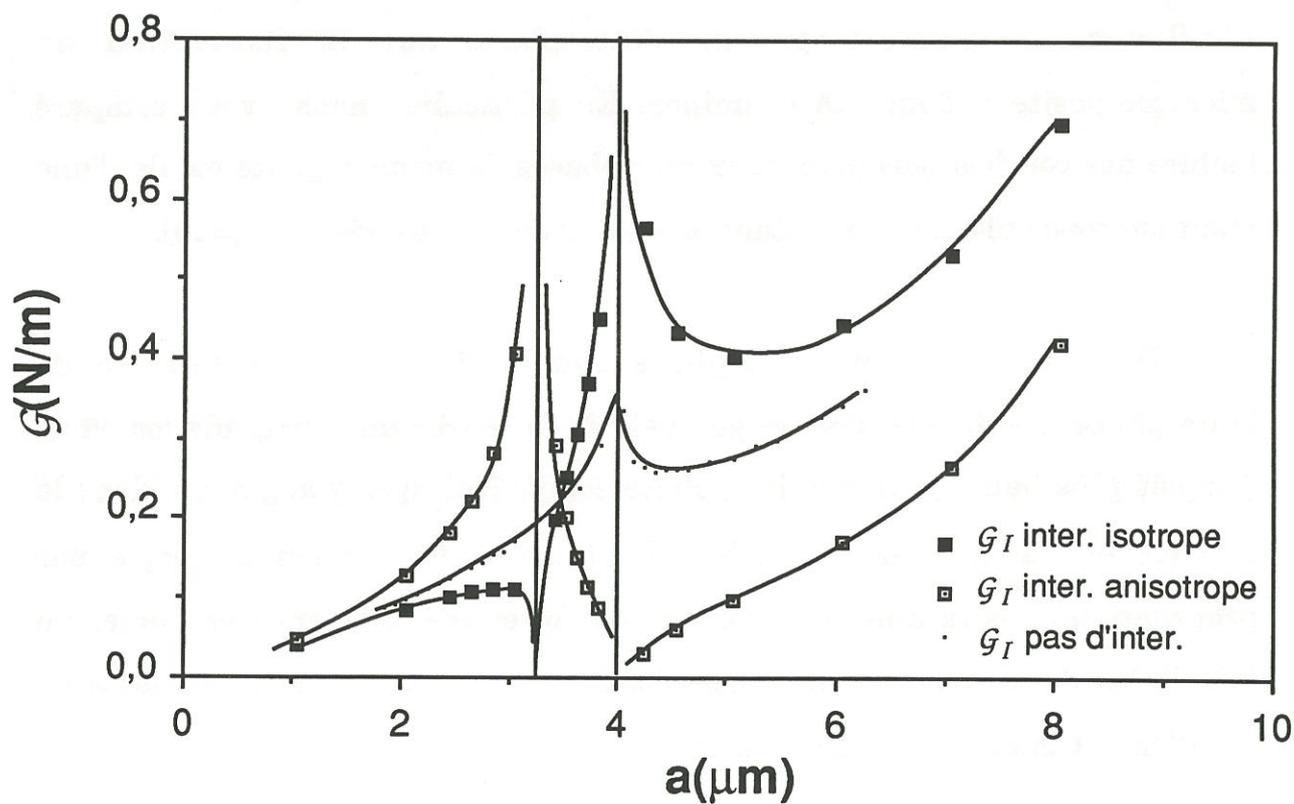


Fig. 12: Evolutions des taux de restitution d'énergie, pour un système SiC-SiC avec une interphase axialement rigide - influence de l'anisotropie

Dans le cas d'une interphase très rigide axialement mais souple au cisaillement, l'anisotropie de l'interphase modifie très nettement l'allure de la courbe (fig.12). En effet, on observe alors une courbe similaire à celle obtenue pour une interphase souple isotrope (i.e. un pic à l'interface entre la matrice et l'interphase, et un creux à l'interface entre l'interphase et la fibre). Il semble donc que la caractéristique élastique qui contrôle très fortement la valeur de \mathcal{G} soit essentiellement le module de cisaillement G_{zr} qui doit finalement être le paramètre à considérer dans l'analyse d'une transition rigide/souple ou l'inverse.

Pour les différentes interphases testées, nous avons pu constater que lorsque le module de cisaillement de l'interphase est faible (inférieur à celui des fibre et matrice), on observe une évolution de \mathcal{G} similaire à celle observée pour une interface du type rigide/souple. Dans ce cas, la déviation interfaciale aura lieu préférentiellement à l'interface entre l'interphase et la fibre si la condition $\mathcal{G}_I \leq 1,33 \cdot (\mathcal{G}_{Ic,f} - \mathcal{G}_{ic}(I/F))$ est satisfaite. Au contraire, lorsque le module de cisaillement de l'interphase est supérieur à celui de la matrice, l'allure de la courbe est similaire à celle rencontrée pour une interface du type souple/rigide. Le lieu de décohésion est alors l'interface entre matrice et interphase et la condition de déviation devient $\mathcal{G}_I \leq 1,33 \cdot (\mathcal{G}_{Ic,i} - \mathcal{G}_{ic}(M/I))$

L'interposition d'une interphase souple en cisaillement a donc pour effet de diminuer la limite de début d'endommagement mais aussi de protéger la fibre en diminuant le taux de restitution d'énergie par propagation en mode I dans la fibre. A l'inverse, le choix d'une interphase rigide en cisaillement conduit à l'augmentation de la limite de début d'endommagement mais peut

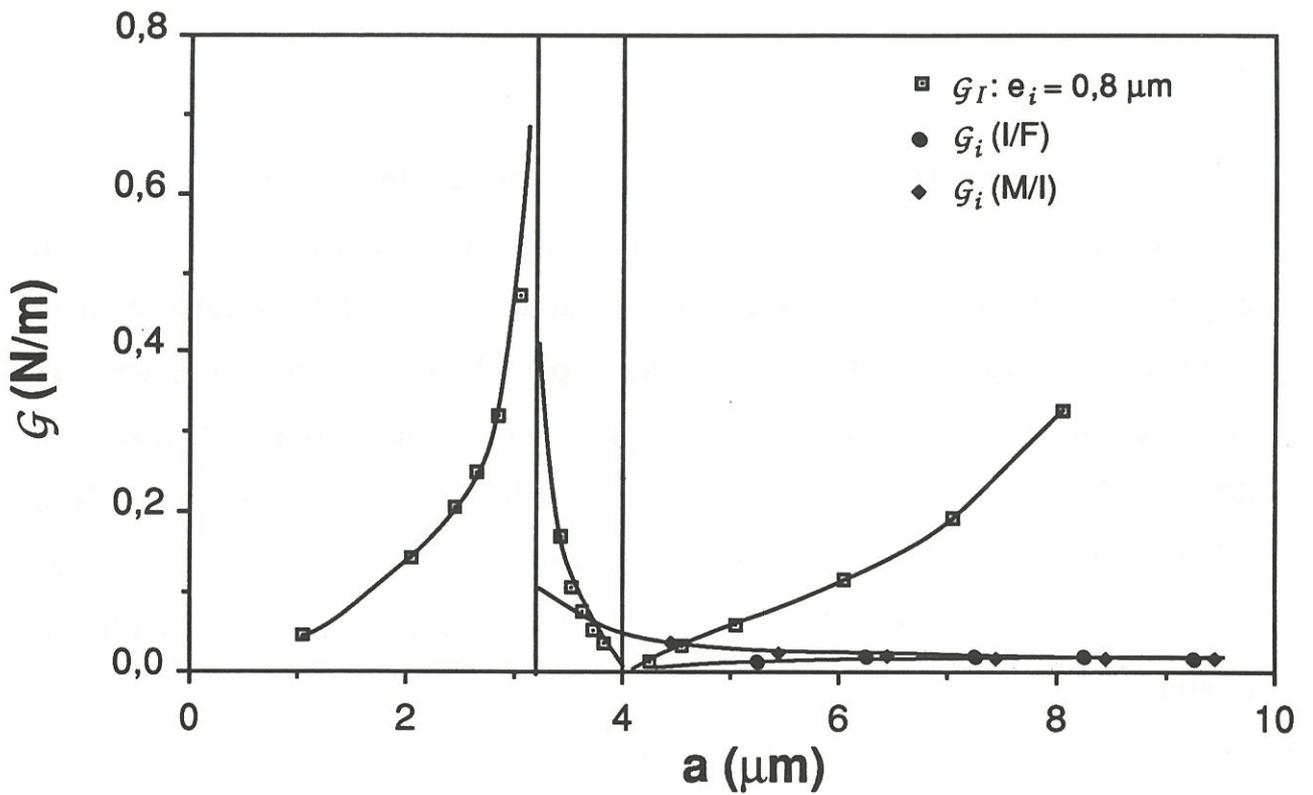


Fig. 13: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour les différents modes de fissuration pour un système SiC-SiC avec une interphase anisotrope axialement souple

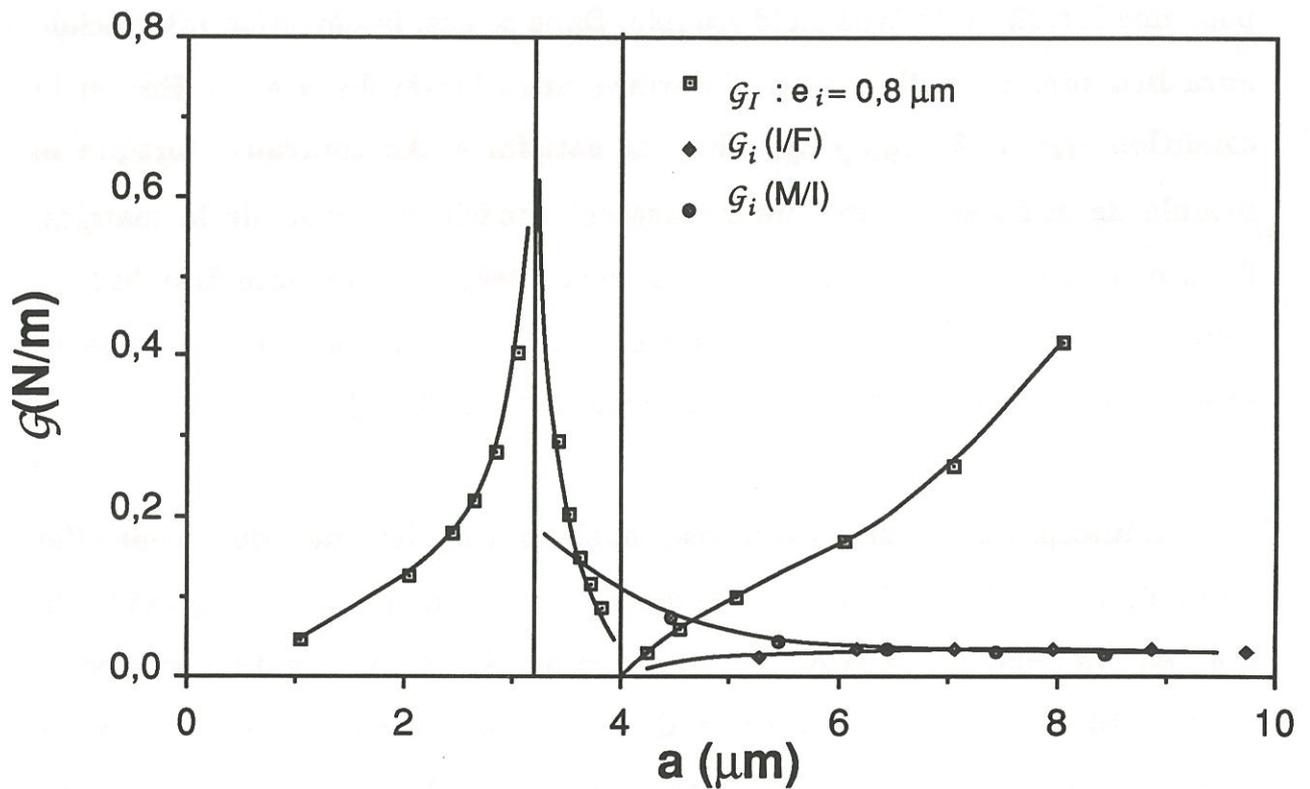


Fig. 14: Evolutions des taux de restitution d'énergie pour les différents modes de fissuration, pour un système SiC-SiC avec une interphase anisotrope axialement rigide et souple au cisaillement

conduire aussi à la fragilisation du composite. Dans ce cas, il est essentiel de s'assurer qu'il y ait une fissuration en mode II à l'interface M/I.

Le taux de restitution d'énergie par propagation à l'une des interfaces $G_i(M/I)$ ou $G_i(I/F)$ est également influencé par l'anisotropie du matériau d'interphase. En effet dans deux cas (Fig. 13 et 14), l'augmentation de la souplesse au cisaillement liée à l'anisotropie de l'interphase se traduit par une diminution significative de G_i . Si la déviation interfaciale a lieu, cette diminution se traduira par une diminution de la longueur de décohésion et donc une augmentation de la contrainte à la rupture de la fibre.

V.2.4- Influence de l'épaisseur

A ce jour, l'épaisseur est le paramètre le moins difficilement maîtrisable et contrôlable lors de l'élaboration d'un matériau composite. Aussi l'évolution de G en fonction de ce paramètre est-elle d'un intérêt tout particulier.

Pour les différents cas traités, l'augmentation de l'épaisseur de l'interphase a pour effet d'accentuer les effets attribués à cette interphase (fig. 15,16,17 et 18). Ainsi pour une interphase isotrope de faible rigidité et pour une même taille de fissure, le taux de restitution d'énergie par propagation dans la matrice est d'autant plus important que l'épaisseur d'interphase est elle-même importante (fig. 15). De même lors de la fissuration de la fibre, G est d'autant plus faible que l'épaisseur croît. L'accroissement de l'épaisseur d'interphase a donc pour effet de diminuer la contrainte de début d'endommagement du matériau composite tout en diminuant sa fragilité. Cet accroissement a donc le même effet qu'un affaiblissement de la liaison fibre-

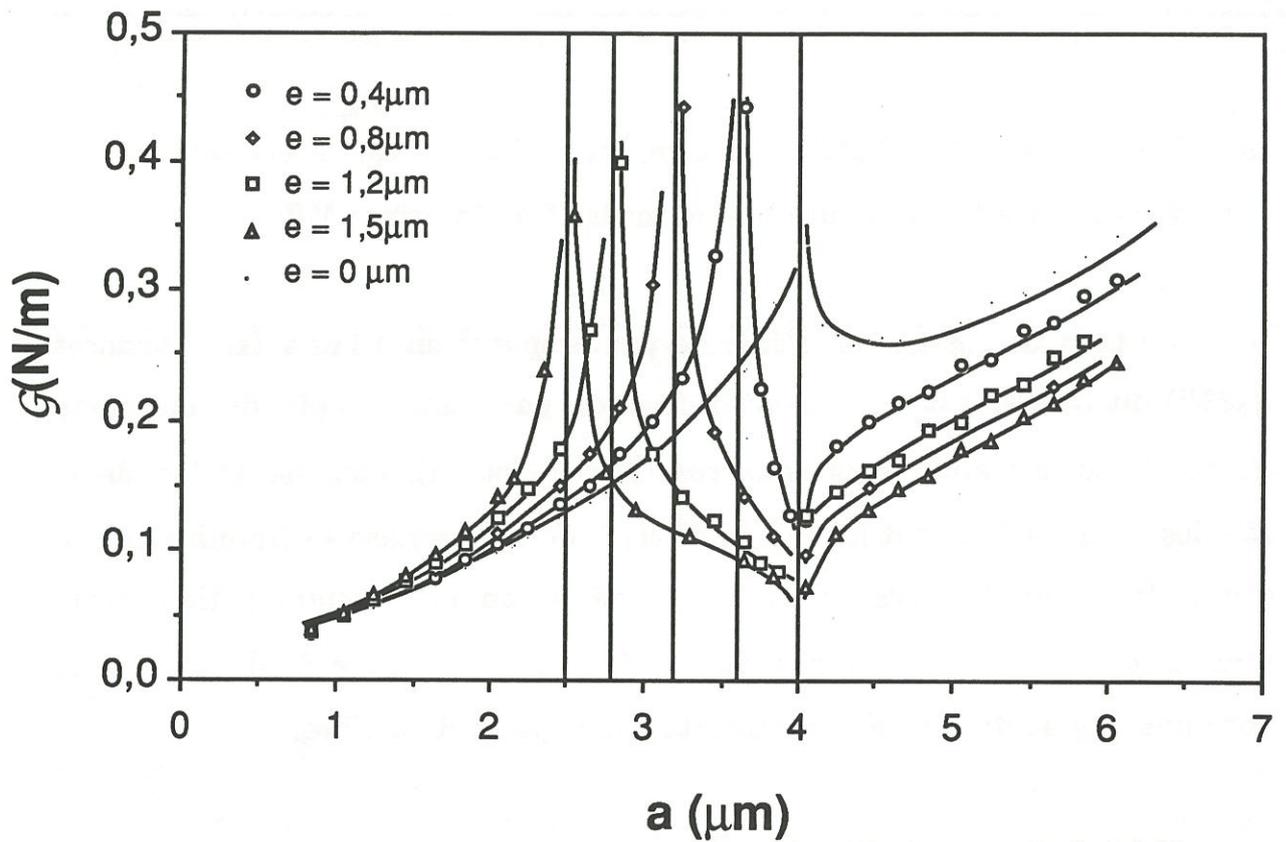


Fig. 15: Evolutions des taux de restitution d'énergie, pour un système SiC-SiC avec une interphase isotrope souple - influence de l'épaisseur

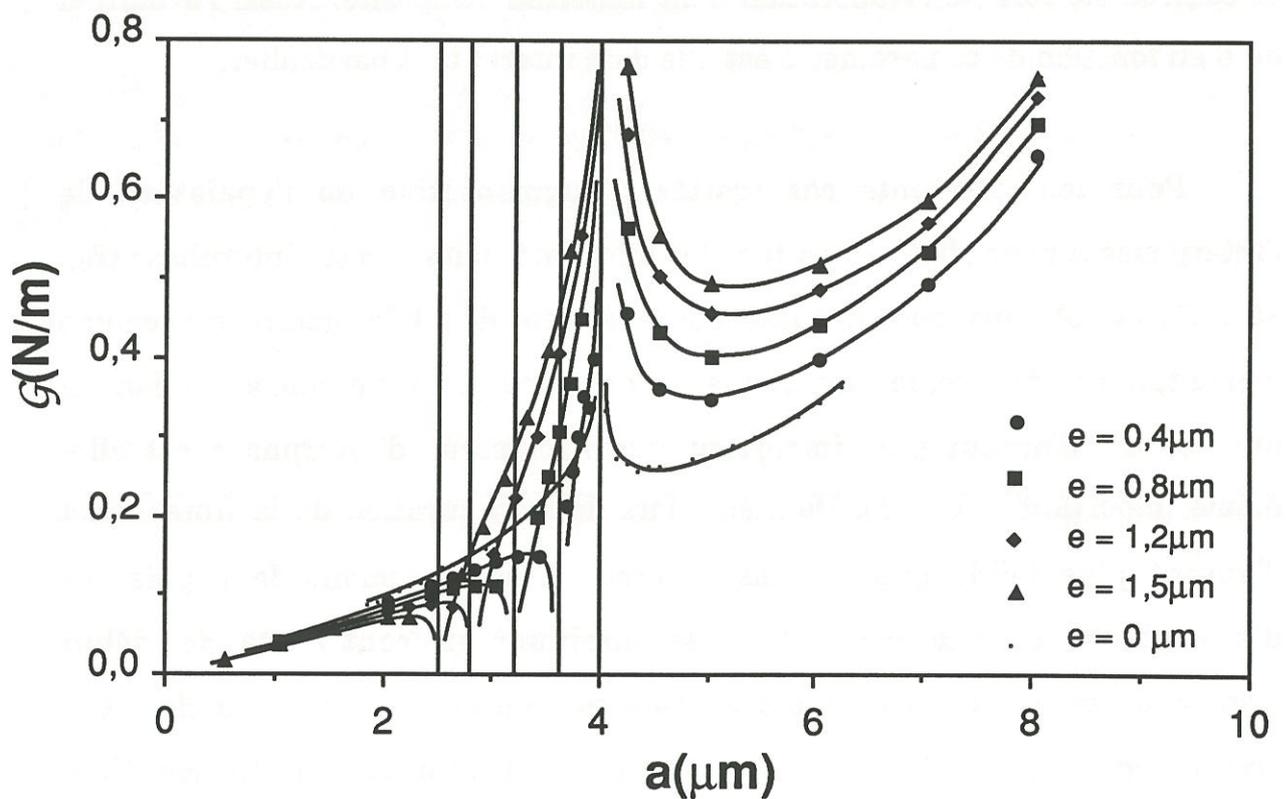


Fig. 16: Evolutions des taux de restitution d'énergie, pour un système SiC-SiC avec une interphase isotrope rigide - influence de l'épaisseur

matrice. Toutefois, nous pouvons noter que dans ce cas, les effets d'une variation d'épaisseur ne sont pas très prononcés comparativement à ceux observés pour les variations de la rigidité ou de l'anisotropie du matériau d'interphase.

Pour une interphase isotrope de grande rigidité, l'augmentation de l'épaisseur de l'interphase conduit à la ductilisation de la matrice et à la fragilisation de la fibre, (i.e. augmentation de la limite de début d'endommagement et diminution du domaine d'endommagement). Dans ce cas, les effets de la variation de l'épaisseur sont plus sensibles que dans le cas précédent et justifient le fait qu'il n'est pas souhaitable d'avoir une interphase de grande rigidité épaisse.

Toutefois il est important de souligner que ces simulations supposent que le matériau d'interphase est homogène. Ceci est rarement vérifié pour les matériaux réels. En effet compte tenu des procédés d'élaboration, on peut observer une évolution de la nature du matériau déposé en fonction de l'épaisseur du dépôt [5]. L'interphase formée pendant la première phase du dépôt a souvent un caractère anisotrope marqué tandis que l'interphase formée en régime établi est moins anisotrope. Cette évolution de la texture des dépôts en fonction de l'épaisseur peut expliquer la non-monotonie de l'évolution du comportement des composites suivant cette épaisseur. Il n'est donc pas surprenant qu'il existe une épaisseur optimale de l'interphase que les résultats précédents ne mettent pas clairement en évidence. L'examen des courbes obtenues pour un matériau d'interphase rigide longitudinalement mais souple en cisaillement, permet de dire que l'interphase doit être suffisamment épaisse pour permettre l'arrêt de la fissure à l'interface I/F.

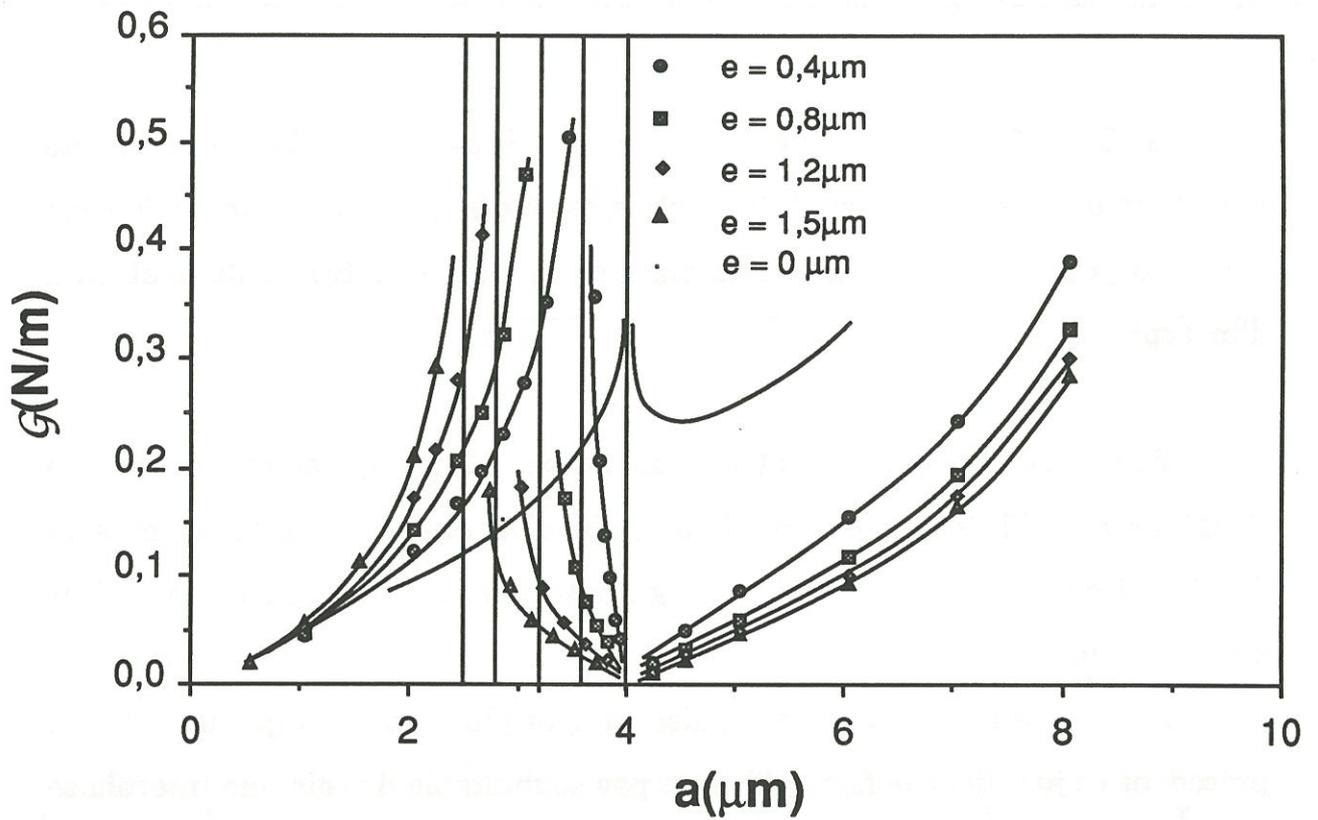


Fig. 17: Evolutions des taux de restitution d'énergie, pour un système SiC-SiC avec une interphase anisotrope souple axialement - influence de l'épaisseur

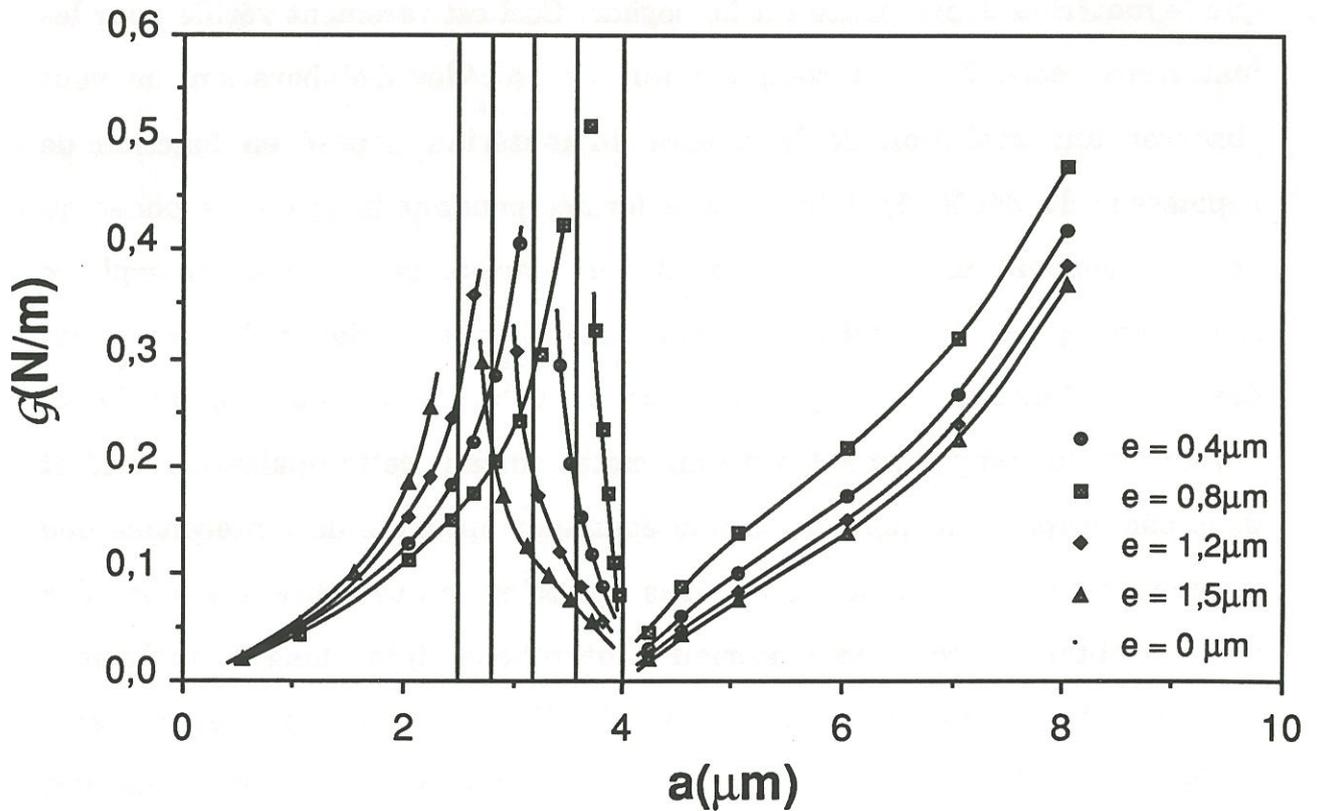


Fig. 18: Evolutions des taux de restitution d'énergie, pour un système SiC-SiC avec une interphase anisotrope axialement rigide et souple au cisaillement - influence de l'épaisseur

Toutefois lorsque l'épaisseur croît et que le dépôt devient de plus en plus isotrope, l'évolution est inverse et n'est donc pas favorable à l'arrêt de la fissure.

CONCLUSION

L'application de l'approche proposée de la fissuration d'un système multiphasé à l'étude d'un microcomposite avec interphase a tout d'abord permis de déterminer les paramètres les plus influents sur le comportement à la rupture d'un microcomposite. La caractéristique essentielle est le module de cisaillement G_{zr} de l'interphase. Les possibilités d'arrêt et de déviation de la fissure au niveau d'une interface sont liées au rapport des modules de cisaillement de part et d'autre de cet interface. L'épaisseur de l'interphase est également un paramètre important bien que moins déterminant que le précédent.

Ainsi pour un système fibre-matrice donné, l'ensemble des simulations réalisées permettent de choisir l'interphase la plus favorable (compte-tenu du comportement attendu).

Dans le cas d'un système tel que $G_{zr}(m) < G_{zr}(f)$, il convient de choisir une interphase ayant un module de cisaillement intermédiaire entre celui de la matrice et la fibre. Ainsi la fissure rencontrera deux interfaces du type souple/rigide et aura ainsi deux possibilités d'arrêt et de déviation. Dans ce cas, il est également souhaitable d'avoir deux interfaces très prononcées (discontinuité marquée) afin d'avoir le creux le plus important possible. Il conviendra également que les taux critiques G_{ic} de ces interfaces ne soient pas

trop élevés. Enfin un matériau d'interphase présentant un gradient de rigidité tel que le module de cisaillement augmente lorsqu'on s'éloigne de la fibre est également favorable à l'obtention d'un matériau présentant un comportement optimal ie) une limite de début d'endommagement élevé et un domaine d'endommagement étendu.

Dans le cas d'un matériau composite dit inverse ($G_{zr}(m) > G_{zr}(f)$), le choix du matériau d'interphase est encore plus crucial. La solution qui nous paraît la plus souhaitable est la suivante:

- Un matériau d'interphase avec un fort gradient de rigidité tel que au voisinage de l'interface (M/I), le module de cisaillement de l'interphase soit supérieur à celui de la matrice et au voisinage de l'interface (I/F), le module de cisaillement de l'interphase soit inférieur à celui de la fibre.

- Deux interfaces très discontinues et des taux critiques de restitution d'énergie faibles.

Toutefois, si cette interphase ne peut être obtenue en raison d'un écart des rigidités entre fibre et matrice trop important, il conviendra d'aménager la solution: i.e. diminuer le plus possible la discontinuité à l'interface qui n'est pas du type souple/rigide. Ainsi si le matériau d'interphase est tel que sa rigidité au voisinage de l'interface M/I est inférieure à celle de la matrice, il est nécessaire que cette interface soit la plus continue possible. A titre d'exemple, pour un microcomposite SiC/SiC, l'interposition d'une interphase de carbone présentant une structure lamellaire au voisinage de la fibre donc un faible module de cisaillement, et une structure plus isotrope au voisinage de la

matrice donc un module de cisaillement plus élevé, répond à ces exigences. Il convient alors de veiller à ce que l'interface (M/I) soit continue alors que l'interface (I/F) devra être discontinue.

Lors du choix des caractéristiques interfaciales, il est important également de s'intéresser à la propagation des fissures à l'interface. Afin d'obtenir des niveaux de rupture de la fibre les plus élevés possibles, les décohésions interfaciales doivent être limitées. Ceci peut être obtenu lorsque les caractéristiques de frottement sont élevées. Toutefois pour prendre en compte la diminution du niveau de rupture de la fibre liée à l'augmentation de la longueur de décohésion, il est nécessaire de compléter l'approche proposée par une analyse statistique de la rupture des fibres.

De plus l'ensemble des tendances dégagées pourraient être affinées si l'on pouvait accéder à des valeurs expérimentales des taux critiques de restitution d'énergie pour chacun des constituants ainsi que pour les différentes interfaces considérées.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[1] A.G. Evans, D.B. Marshall, "The mechanical behavior of ceramic matrix composites", *Acta Met.*, Vol. 37, n°10, pp 2567-2584 (1989)

[2] A.G. Evans, D.B. Marshall, "The mechanical performance of fiber-reinforced ceramic matrix composites", *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, Vol. 120, Materials Research Society, pp 213-246, (1989)

[3] M.Y. He, J.W. Hutchinson, "Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials", *Int. J. Solids Structures*, Vol 25, n°9, pp 1053-1068, (1989)

[4] G. V. Srinivasan, A. V. Virkar, " Application of the electrical analog technique in fiber-reinforced composites ", *Eng. Frac. Mec.*, Vol 32, n°3, pp 479-492, (1989)

[5] O. Dugne, " Aspects chimiques, microstructuraux et micromécaniques des matériaux composites SiC-SiC à interphase de nitrure de bore." Thèse Bordeaux n° 375, (1989)

CONCLUSIONS GENERALES

CONCLUSIONS GENERALES

Cette étude a été menée afin d'accéder à la compréhension du rôle de la zone interfaciale sur le comportement mécanique des CMC. S'il est clairement établi que les interfaces fibre/matrice jouent un rôle essentiel, celui-ci n'est pas parfaitement contrôlé. La relation entre comportements endommageables des matériaux composites et conditions de transfert de charge à l'interface F/M reste trop imprécise et ne permet donc pas une optimisation du comportement mécanique des CMC par une gestion fine de l'interface, ou plus précisément de la zone interfaciale.

Parmi les travaux développés autour de ce thème, un bon nombre d'entre eux font appel à la technique de microindentation qui vise à caractériser "in-situ" les conditions de transfert de charge à l'interface F/M dans les matériaux composites. La simulation numérique de cet essai a permis d'une part de mettre en évidence les paramètres influents qui sont les caractéristiques transverses des constituants (coefficient de Poisson et rigidité radiale), les caractéristiques de frottement et les coefficients de dilatation thermique. D'autre part elle a également permis la détermination des limites des différents modèles approchés associés à l'exploitation des résultats expérimentaux. La confrontation, pour différents systèmes fibre/matrice des résultats des simulations numériques avec les résultats analytiques approchés a permis de déterminer le domaine de validité de chacun de ces modèles et le cas échéant de mettre en évidence les raisons de la non validité de ce modèle. Dans le cas de systèmes présentant un rapport de rigidité entre fibre et matrice supérieur à 1, le modèle de la fibre rigide est satisfaisant. Dans le cas de systèmes présentant un rapport de rigidité entre fibre et matrice inférieur à 1, Le modèle de la

matrice rigide ne convient pas, il est nécessaire de tenir compte des déformations de la matrice dans l'évaluation de l'état de contraintes local. Il en résulte un nouveau modèle. La comparaison des résultats du modèle proposé avec ceux provenant des simulations numériques valide cette correction. Toutefois, bien que ces modèles constituent un support fiable et simple d'emploi pour l'exploitation des résultats expérimentaux, ils ne permettent pas la prise en compte de l'ensemble des paramètres influents. Il est par exemple à noter qu'ils ne prévoient pas la présence d'une interphase entre fibre et matrice alors que la présence d'une zone interfaciale de faible rigidité radiale modifie de façon significative le comportement en indentation d'un système fibre-matrice donné.

La modélisation numérique du comportement mécanique d'un microcomposite en tenant compte de l'interphase s'est ainsi avérée plus adaptée que la technique de microindentation associée à un modèle approché, pour progresser dans la compréhension des phénomènes interfaciaux et de leur degré d'influence.

En s'appuyant sur les concepts de la mécanique de la rupture et sur la détermination numérique des énergies relaxables au cours de la fissuration, nous avons développé une simulation numérique du comportement à la rupture d'un microcomposite. L'analyse de la fissuration d'un système multiphasé nécessite de considérer les différents chemins de fissuration possibles avec pour chacun d'entre eux un critère de propagation et un critère de choix lorsque plusieurs possibilités coexistent. Ces critères, exprimés en termes de taux de restitution d'énergie \mathcal{G} , peuvent s'appliquer sous forme locale ou globale. Les expressions analytiques du taux de restitution d'énergie

présentent une discontinuité au voisinage de l'interface. Toutefois le critère local peut être utilisé à proximité de l'interface sachant que les interfaces ne sont que rarement discontinues. Cette approche a été formulée de manière à être utilisée avec un programme de calcul par éléments finis intégrant les effets de frottement. Les résultats obtenus pour \mathcal{G} sont identiques, qu'ils dérivent du calcul des variations de l'énergie élastique et du travail des forces extérieures ou du calcul du travail de refermeture des fissures. En outre, les résultats issus de cette simulation sont conformes aux résultats analytiques ou expérimentaux rencontrés dans la bibliographie. En particulier les tendances obtenues par notre approche coïncident avec celles provenant de l'analyse d'A.C.K.. L'intérêt de ces résultats et les problèmes liés à l'utilisation du programme de calcul initialement utilisé nous ont conduit à envisager la réalisation d'un outil de calcul plus adapté à nos besoins.

Cet outil numérique a fait l'objet d'une tentative de validation expérimentale. Cette expérience a été conduite sur un système constitué de deux matériaux ayant des propriétés différentes, soumis à des variations de température. Le bimatériau "modèle" choisi était constitué d'une tige d'acier frettée par un tube de silice. L'instrumentation du système obtenue au moyen de jauges de déformation a permis de suivre l'évolution du champ de déformation dans le tube de silice en fonction de la température. La comparaison des résultats expérimentaux avec les résultats numériques a permis de mettre en évidence un accord semi-quantitatif des résultats. Toutefois la précision des résultats expérimentaux n'est pas suffisante pour permettre une validation incontestable des résultats numériques.

Enfin, l'application de l'approche numérique proposée à l'étude de la fissuration d'un microcomposite avec interphase, a permis de mieux cerner le rôle de la zone interfaciale. L'influence des différents paramètres tels que l'intensité du frottement, l'épaisseur, la rigidité ou l'anisotropie du matériau d'interphase ont été examinés. Il s'avère que le paramètre essentiel est le module de cisaillement de l'interphase G_{zr} . Les possibilités d'arrêt et de déviation de la fissure au niveau d'une interface sont liées au rapport des modules de cisaillement de part et d'autre de cet interface. L'épaisseur de l'interphase est également un paramètre important bien que moins déterminant que le précédent.

L'utilisation de cet outil de simulation numérique de la fissuration d'un microcomposite permet donc d'établir des critères de choix du matériau d'interphase. Pour favoriser la déviation interfaciale, il convient de privilégier les interfaces du type souple/rigide.

Ainsi pour un système tel que $G_{zr}(m) < G_{zr}(f)$, il convient de choisir une interphase ayant un module intermédiaire entre celui de la matrice et la fibre. Il est également souhaitable d'avoir deux interfaces très discontinues. L'obtention d'un comportement optimal: i.e. une limite de début d'endommagement sera également favorisé par le choix d'un matériau d'interphase présentant un gradient de rigidité tel que le module de cisaillement augmente lorsqu'on s'éloigne de la fibre.

Dans le cas d'un composite dit inverse $G_{zr}(m) > G_{zr}(f)$, il est difficile d'obtenir une interphase conduisant à deux interfaces du type souple/rigide. Toutefois il convient également de choisir un matériau d'interphase dont la

rigidité du cisaillement augmente lorsqu'on s'éloigne de la fibre et cela de façon plus prononcée que précédemment. De plus, il est nécessaire d'atténuer le plus possible la discontinuité à l'interface du type rigide/souple tout en privilégiant la discontinuité à l'interface du type souple/rigide.

Enfin , l'augmentation des niveaux de rupture des fibres pourra être obtenue par le choix d'un système conduisant à de faibles longueurs de décohésion, i.e. un système pour lequel le frettage initial est important et/ou les caractéristiques de frottement sont élevées.

Cette approche serait plus complète si elle était couplée à une analyse statistique de la rupture des fibres. De plus les tendances déduites de cette approche pourraient être affinées si l'on disposait d'une caractérisation complète du système étudié et plus particulièrement des valeurs critiques de G au voisinage de la zone interfaciale.

Cette étude a donné lieu aux communications et à la publication suivantes:

N. PIQUENOT, V. ARNAULT, D. ROUBY:

"Simulations numériques de l'essai de microindentation dans les composites fibreux à matrice ceramique" Proc. AMAC/CODEMAC "Matériaux composites pour applications à hautes températures" 29-30 mars 1990 - BORDEAUX.

N. PIQUENOT, J. M. QUENISSET:

"The use of a numerical simulation of the microindentation test for characterizing the fiber-matrix interface" Proc. Fourth European Conference on Composites Materials ECCM4 - STUTTGART 25-28 septembre 1990

N. PIQUENOT, E. MARTIN, J.M. QUENISSET:

"Etude par simulation numérique de l'influence des interfaces et interphases sur le comportement a la rupture de microcomposites" Proc. 10ème Congrès Français de Mécanique 2-6 septembre 1991 - PARIS.

N. PIQUENOT, E. MARTIN, J.M. QUENISSET:

"Simulation of the influence of fiber-matrix interface and interphase on the failure behavior of ceramic matrix composites" Second European Colloquium "Designing Ceramic Interfaces." 11-12 novembre 1991 - PETTEN.

N. PIQUENOT, E. MARTIN, J.M. QUENISSET:

"Influence of the interface and interphase nature on the fracture properties of brittle matrix composites" Publication à paraître.

ANNEXES

ANNEXE 1: Expression analytique du taux de restitution d'énergie.

ANNEXE 2: Le code MODULEF

ANNEXE 3: Structure des programmes CALG 1 ET CALG2

ANNEXE 4: Utilisation des jauges de déformation en température.

ANNEXE 5: Prise en compte des effets thermiques.

ANNEXE 6: Prise en compte de la courbure de la surface.

EXPRESSION ANALYTIQUE DU TAUX DE RESTITUTION D'ENERGIE

L'expression analytique de G au voisinage du fond de fissure peut être mise sous la forme suivante [1]:

$$G = \frac{1 - \nu_1}{2\mu_1} c^2 K_I^2 b (1 - 2\lambda)$$

où ν_1, μ_1 sont les caractéristiques du matériau 1, b la distance entre le fond de fissure et le point défini par l'intersection de la fissure avec l'interface, c un facteur sans dimension dépendant de α et β les paramètres de Dundurs définis par les relations suivantes:

$$\alpha = \frac{\mu_1 (1 - \nu_2) - \mu_2 (1 - \nu_1)}{\mu_1 (1 - \nu_2) + \mu_2 (1 - \nu_1)}$$

$$\beta = \frac{\mu_1 (1 - 2\nu_2) - \mu_2 (1 - 2\nu_1)}{\mu_1 (1 - \nu_2) + \mu_2 (1 - \nu_1)}$$

K_I est le facteur d'intensité de contrainte. λ représente l'ordre de la singularité de la contrainte σ_{xx} en fonction de la distance du fond de fissure

$$\sigma_{xx}(0, y) = \frac{K_I}{(2\pi y)^\lambda}$$

Selon Zak et Williams λ dépend de α et β . [2]

La figure 1 représente l'évolution de λ en fonction de α lorsque β est nul.

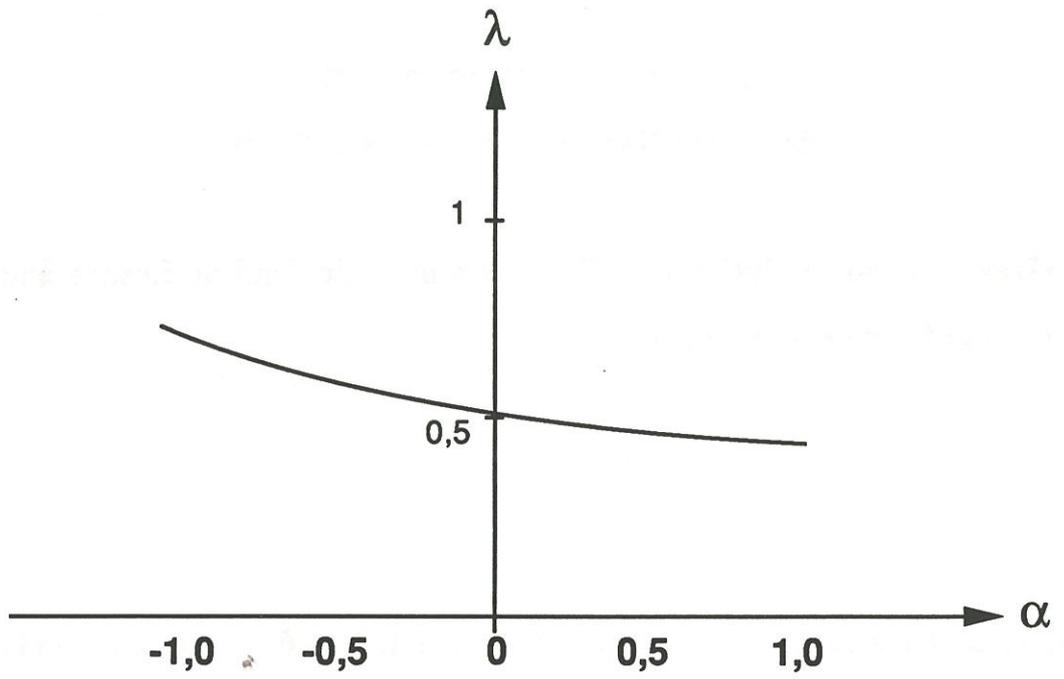


Fig. 1 : Ordre de la singularité de contrainte λ en fonction du paramètres de Dundurs α ($\beta=0$)

Lorsque α tend vers 1, i.e. lorsque la rigidité du matériau 2 devient négligeable par rapport à celle du matériau 1, λ tend vers 0,35 et l'ordre de la singularité de G tend vers 0,30.

A l'inverse, lorsque α tend vers -1, i.e. lorsque la rigidité du matériau 1 tend vers 0 ; λ tend vers 1 et l'ordre de la singularité tend vers 1.

Pour un matériau homogène sans discontinuité ; λ est égal à 1/2 et la singularité de G vis à vis de b disparaît. Notons enfin que pour un bimatériau tel que $E_1/E_2 = 0,5$ et $\nu_1 = \nu_2$; λ avoisine + 0,6 et donc l'ordre de la singularité de G au voisinage de l'interface est de - 0,2. Dans ce cas, la fonction G n'est pas définie à l'interface, toutefois cette fonction peut être intégrée sur un domaine ayant pour borne l'interface.

La singularité que présente la fonction $G(a)$ au voisinage de l'interface est du même ordre qu'il s'agisse de la propagation perpendiculaire à l'interface ou le long de l'interface.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES:

[1] M.Y. He, J.W. Hutchinson, "Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials", Int. J. Solids Structures, Vol 25, n°9, pp 1053-1068, (1989)

[2] A.R. Zak, M.L. Williams, "Crack point stress singularities at a bi-material interface", J. Appl. Mech., Vol. 30, pp 142-143, (1963)

LE CODE MODULEF

Le code MODULEF, créé en 1974, regroupe des laboratoires universitaires français ou étrangers et des sociétés industrielles privées ou publiques, et s'est donné comme but de concevoir et de réaliser une bibliothèque informatique de modules permettant l'emploi de la méthode numérique des éléments finis.

1- Module:

Un module est un ensemble de sous programmes écrits en langage FORTRAN qui réalise une étape spécifique du processus numérique: le maillage du domaine ou la résolution d'un système linéaire par exemple.

2- Structure de Données:

Les interfaces entre les modules sont appelées Structures de Données: elles sont constituées par un ensemble de tableaux résultat d'une étape importante de calcul (description d'un maillage, matrice de rigidité assemblée), auxquels sont associés des moyens de gestion de leur support: mémoire centrale ou fichier séquentiel.

Un module apparaît donc comme un ensemble de sous-programmes qui transforme une Structure de Données d'Entrée en Structure de Données de Sortie.

3- Résolution d'un problème d'élasticité:

La résolution numérique d'un problème d'élasticité classique peut être décomposée en plusieurs étapes:

- . Création du maillage
- . Choix de l'interpolation
- . Création des tableaux élémentaires: matrices de raideur et seconds membres
- . Construction du système linéaire: assemblage des tableaux élémentaires, prise en compte des conditions aux limites
- . Résolution du système linéaire

L'accès facile aux programmes sources et la modularité du code **MODULEF** présentent un avantage certain pour l'écriture d'une application spécifique comme celle nécessitant l'introduction d'une loi de frottement.

STRUCTURE DES PROGRAMMES CALG 1 ET CALG2
Programmes développés par E. Martin (IUT A - Talence)

II- CALG 1:

La bibliothèque de sous-programmes MODULEF, qui permet l'emploi de la méthode des éléments finis, a été utilisée pour écrire le programme CALG 1 qui permet d'évaluer le paramètre $G(a)$ pour un microcomposite fissuré en mode I. Ce programme a été réalisé suivant les règles imposées par la structure du code MODULEF, il est constitué d'un module principal procédant aux appels des sous-programmes nécessaires.

L1- Description du module principal

Les différentes étapes du module principal sont les suivantes:

- a) Lecture du nom du fichier de données
- b) Choix de l'affichage du déroulement (à l'écran ou sur fichier)
- c) Ouverture du fichier de données
- d) Ouverture du fichier de résultats (lors de la première itération seulement)
- e) Appel des sous-programmes dont la fonction est décrite ultérieurement:

XAUTONW

XAPNOPW

XCOMACW

XREFNOW

XREFPOW

NBNOE

XCOSDBW

XCOFOMW

XTHELAW

Chaque sous programme obtient les données dont il a besoin par lecture du fichier de données, les structures de données SD créées sont éliminées du supertableau M au fur et à mesure pour libérer la place mémoire.

f) Résolution du cas de charge pour la longueur de fissure (a) et calcul des réactions correspondantes sur la frontière supérieure grâce à l'enchaînement des sous-programmes suivants:

XCOBDCW

XCHOLPW

XFOINRW

g) Résolution du cas de charge pour la longueur de fissure (a+da) et calcul des réactions correspondantes sur la frontière supérieure grâce à l'enchaînement des sous-programmes suivants:

XCOBDCW

XCHOLPW

XFOINRW

h) Calcul de G à l'aide du module XSOMREW

i) Fermeture du fichier de données et mise en mémoire des résultats

j) Nouvelle itération si nécessaire (retour en a)

k) A la dernière itération, écriture des résultats, fermeture du fichier résultat et fin.

L2- Description des sous-programmes

XAUTONW: Création d'un fichier de données nécessaire au mailleur et contenant la description complète du maillage.

XAPNOPW: Appel du mailleur APNOPO pour la création d'une SD NOPO à l'aide d'un fichier de données créé précédemment.

XCOMACW: Appel du module COMACO pour la création des SD COOR et MAIL définissant le type d'interpolation pour le maillage précédent ; l'élément QUAD AQ1C (quadrangle à 4 noeuds axisymétrique thermoélastique) est proposé dans le fichier de données standard.

XREFNOW: Appel du module REFNOP pour obtenir les numéros des éléments possédant une référence donnée, il s'agit dans ce cas des éléments de la partie supérieure du maillage nécessaire au calcul des réactions destinées à l'évaluation de G.

XREFPOW: Appel du module REFPOI pour obtenir les numéros des points possédant une référence donnée, il s'agit dans ce cas des points de la partie supérieure du maillage nécessaire au calcul des réactions destinées à l'évaluation de G.

NBNOE: Calcul du nombre de noeuds du maillage par lecture de la SD MAIL.

XCOSDBW: Appel du module COSDB pour la création d'une SD B contenant pour chaque noeud la différence de température prise en compte lors du calcul des contraintes thermiques.

XCOFOMW: Appel du module COFORC pour la création des SD FORC et MILI contenant les caractéristiques élastiques et les efforts appliqués à la structure.

XTHELAW: Appel du module THELAS pour la création de la SD TAE issue de l'assemblage des matrices élémentaires du maillage.

XCOBDCW: Appel du module COBDCL pour la création de la SD BDCL définissant les conditions aux limites.

XCHOLPW: Appel du module CHOL pour la création de la SD B contenant les résultats du cas de charge défini précédemment.

XFOINRW: Appel du module FOINRE pour la création d'une SD B contenant les réactions aux noeuds appartenant aux éléments dont les numéros ont été fournis.

XSOMREW: Calcul de $G(a)$ à partir de la somme des réactions (aux noeuds de la partie supérieure du maillage) obtenues pour deux cas de charge (longueurs de fissure a et $a + da$)

II- CALG 2:

Le programme CALG 1 permet d'évaluer le paramètre $G(a)$ pour un microcomposite fissuré en mode II. Ce programme a été réalisé suivant les règles imposées par la structure du code MODULEF, il est constitué d'un module principal procédant aux appels des sous programmes nécessaires.

II.1- Description du module principal

Les différentes étapes du module principal sont les suivantes:

- a) Lecture du nom du fichier de données
- b) Choix de l'affichage du déroulement (à l'écran ou sur fichier)
- c) Ouverture du fichier de données
- d) Ouverture des fichiers de résultats (lors de la première itération seulement)

e) Appel des sous-programmes dont la fonction est décrite ultérieurement:

XAUTONW

XAPNOPW

XCOMACW

NBNOE

XCOSDBW

XREFPOW identification des noeuds fissurés côté fibre

XLECCOW

XREFPOW identification des noeuds fissurés côté matrice

XLECCOW

XREFPOW identification des noeuds de la frontière supérieure

XCOFOMW

f) Choix de l'état des noeuds fissurés: les tableaux ICL et ICF indiquent l'état de chaque couple de noeuds de l'interface fissurée.

L'état de contact est fixé par l'indicateur ICL:

0 si contact

1 si non contact

L'état de glissement est fixé par l'indicateur ICF (pour les noeuds déjà en contact):

1 si glissant

0 si non glissant

Lors de la première itération, tous les noeuds fissurés sont supposés en contact et non glissants, ensuite chaque nouvelle itération impose l'état "en contact et glissant" pour le nouveau noeud fissuré

g) Résolution du cas de charge issu de la configuration précédente grâce à l'enchaînement des sous-programmes suivants:

XAUTOTH

XTHELAW1

GENTAGCRZ

XCOBCIW

XCHOLPW

XFOINRW

XLECTBW

XLECTFW

h) Recherche de la nouvelle configuration (NICL,NICF) des noeuds fissurés par appel du sous-programme COMPREAR

i) Boucle de recherche d'une configuration stable de l'état des noeuds fissurés:

i1) Lecture du nom du fichier de données de boucle

i2) Ouverture du fichier de données de boucle

i3) Positionnement au début du fichier de données de boucle

i4) Transfert des configurations (NICL,NICF) dans la configuration (ICL,ICF)

i5) Résolution du cas de charge par appel aux sous-programmes:

XAUTOTH

XTHELAW1

GENTABLRZ

XCOBCIW

XCHOLPW

XFOINRW

XLECTBW

XLECTFW

i6) Recherche de la nouvelle configuration des noeuds fissurés (NICL,NICF) par appel aux sous-programmes:

COMPREAR

COMPREARZ

i7) Comparaison des configurations (ICL,ICF) et (NICL,NICF):

- si elles sont différentes, excécution d'une nouvelle boucle (retour en i3)

- si elles sont identiques, fermeture du fichier de données de boucle.

j) Calcul du paramètre G par appel de:

XSOMREW

XGFOTW

k) Mise en mémoire des réactions et des déplacements obtenus.

l) Fermeture du fichier de données

m) Nouvelle itération (retour en c)

ou écriture des fichiers résultats et fin.

II.2- Description des sous-programmes

XAUTONW: id CALG 1

XAPNOPW: id CALG 1

XCOMACW: id CALG 1

NBNOE: id CALG 1

XCOSDBW: id CALG 1

XREFPOW: Appel du module REFPOI pour obtenir les numéros des points possédant une référence donnée, il s'agit dans ce cas des points fissurés (côté

fibre et côté matrice) ainsi que les points situés sur la partie supérieure du maillage.

CLECCOW: Tri des noeuds fissurés suivant leur altitude

XCOFOMW: id CALG 1

XAUTOTH: Création d'un fichier de données nécessaire au module THELAS, ce fichier contient les efforts à appliquer aux noeuds glissants de la fissure

XTELAW1: Appel du module THELAS à l'aide du fichier de données créé précédemment.

GENTABLRZ: Génération des données nécessaires à l'établissement de conditions aux limites de type relation linéaire pour les noeuds fissurés.

XCOBLIW: Appel du module COBDCL pour la création de la SD BDCL définissant les conditions aux limites. Les conditions aux limites de type relation linéaire sont prises en compte.

XCHOLPW: id CALG 1

XFOINRW: id CALG 1

XLECTBW: Lecture d'une SD de type B contenant les résultats de type déplacement afin d'en extraire les déplacements des noeuds fissurés.

XLECTFW: Lecture d'une SD de type B contenant les résultats de type réactions aux noeuds afin d'en extraire les réactions aux noeuds fissurés. Pour les noeuds glissants une comparaison avec la loi de frottement choisie est effectuée pour établir un indicateur de non-vérification de la loi de frottement.

COMPREAR: Elaboration de la nouvelle configuration contact/ouvert des noeuds fissurés à partir de l'examen des réactions radiales (noeuds déjà en contact) ou des déplacements (noeuds déjà ouverts).

COMPREARZ: Elaboration de la nouvelle configuration glissant/bloqué des noeuds fissurés à partir de l'examen des réactions axiales.

XSOMREW: Calcul de la somme des réactions aux noeuds de la partie supérieure du maillage

XGFROTW: Calcul de la contribution à G des efforts de frottement appliqués aux noeuds glissants de la fissure.

UTILISATION DES JAUGES DE DEFORMATION EN TEMPERATURE

Les précautions à prendre lors du collage sont plus nombreuses que dans le cas d'applications à température ambiante. Il convient d'utiliser une colle présentant une tenue en température suffisante et d'apporter un soin particulier au traitement de polymérisation et de recuit. La colle choisie est la colle M-610 (Vishay Micro Mesures) utilisable dans la plage de température (-269°C → 260°C). Après application de la colle sur le substrat et sur la jauge, il est nécessaire d'attendre l'évaporation des solvants (environ 30 minutes à 24°C) avant i) de placer la jauge, ii) de mettre l'ensemble sous pression, iii) de lui faire subir le traitement de polymérisation. Le traitement de polymérisation conseillé est de 1 heure à 140°C. Après polymérisation, il est également recommandé de réaliser un traitement de recuit de 2 heures à une température supérieure à la température d'emploi. Toutefois ce traitement s'avère insuffisant si l'on souhaite une dérive de la mesure minimale. Il est donc nécessaire de faire subir à la structure munie des jauges, plusieurs cycles thermiques présentant une température minimale inférieure de 30°C à la température d'emploi minimale et une température maximale supérieure de 30°C à la température maximale d'emploi.

Lors des premiers essais, la jauge avait été collée sur des échantillons de verre de silice selon les recommandations: i.e.) un traitement de polymérisation à 140°C et un recuit de 2 heures à 200°C. Après calibrage à température ambiante, la plaquette de silice a été plongée dans l'azote liquide puis placée à température ambiante jusqu'à stabilisation, puis soumise à

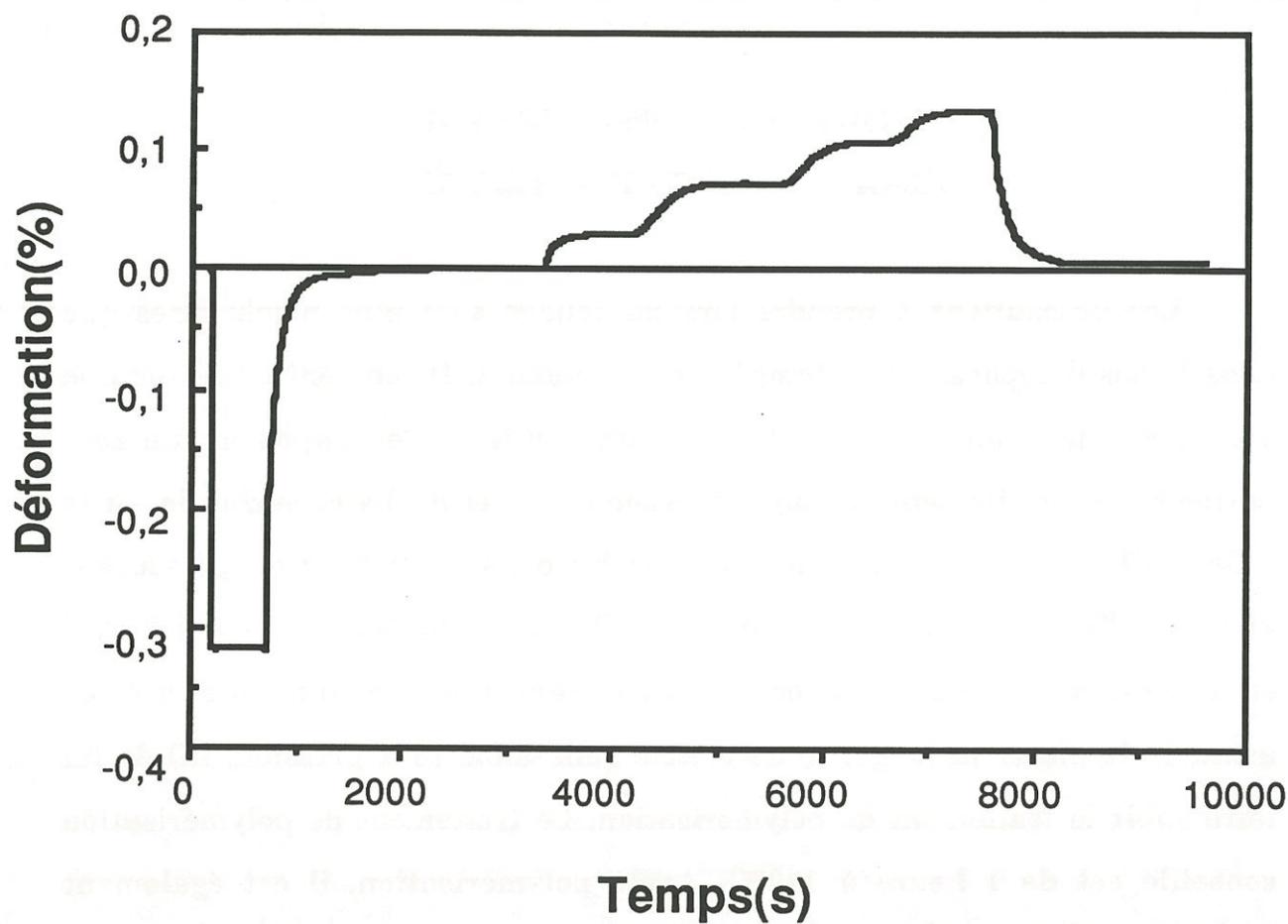


Fig 1: Courbe expérimentale représentant la déformation apparente en fonction du temps d'une plaquette de silice soumise à des variations de température.

plusieurs rampes et paliers de température. La figure 1 représente la mesure indiquée par la jauge en fonction du temps lors d'un cycle thermique.

On peut noter que le séjour de la jauge dans l'azote liquide n'engendre aucune dérive de la mesure lors du palier suivant à température ambiante. A l'inverse les différents paliers à 50, 100, 150 et 200°C semblent avoir affecté le collage et il s'ensuit une dérive de la mesure d'environ 60 micro déformations. Cette dérive ne peut être imputée à l'électronique car simultanément, une mesure était réalisée sur une seconde voie où était placée une résistance ne subissant aucune variation. Cette mesure n'a pas présenté de dérive supérieure à deux micro déformations. Afin d'éviter ce problème, lors des essais ultérieurs, le traitement de polymérisation était suivi d'un traitement de recuit plus long et à plus haute température afin d'atteindre la stabilisation de la colle. Ainsi lors des essais suivants la dérive imputable au collage n'excédait pas 10 micro déformations pour des durées totales d'environ 10 heures.

PRISE EN COMPTE DES EFFETS THERMIQUES

Une jauge collée sur une structure soumise à des variations de température subit deux phénomènes :

- d'une part, une variation de résistance, comme tout conducteur (β_G : coefficient thermique de la grille),
- d'autre part la différence des dilatations respectives de la structure et de la grille ($\alpha_S - \alpha_G$).

La résultante de ces deux effets est donc une courbe de déformation apparente :

$$\varepsilon_{\text{app}(G/S)} = \left[\frac{\beta_G}{F} + (\alpha_S - \alpha_G) \right] \Delta T \quad \text{avec } F : \text{facteur de jauge.}$$

Si ces phénomènes étaient linéaires, cette expression pourrait s'annuler par un choix judicieux des matériaux: on aurait alors une jauge autocompensée parfaite. En fait, on peut obtenir une courbe qui, pour un matériau donné, présente un palier au voisinage de la température ambiante. Il existe des jauges autocompensées pour différents groupes de matériaux (ayant des coefficients de dilatation voisins) auxquelles on associe un coefficient d'autocompensation (00, 03, 06,...) correspondant au coefficient de dilatation du matériau de référence. Dans ce cas, les jauges étant collées sur des échantillons de silice. Le coefficient d'autocompensation choisi est 00 pour lequel le matériau de référence est le **silicate de titane** (voir tableau 1). Avec chaque boîte de jauges, le constructeur fournit la courbe de déformation

apparente et celle du facteur de jauge en fonction de la température pour le matériau de référence (figure 1).

Compensation 00

Matériau: Silicate de Titane

Type: Code 7971

Producteur: Corning Glass Works
Optical Products Dept
Corning New York USA

Coefficient de dilatation: 0.03 ppm/°C

5° à 35°C 0.00 (+ 0.03) x 10⁻⁶

0° à 200°C 0.03 (+ 0.03) x 10⁻⁶

-100° à 200°C 0.03 (+0.03)x10⁻⁶

Tableau 1: Caractéristiques du
matériau de référence des
jauges d'autocompensation 00.

Ces courbes permettent donc de corriger les mesures. En effet, si l'autocompensation est suffisante lorsque les essais sont réalisés à des températures quasi constantes ($\Delta T \leq 5^\circ\text{C}$), dans le cas de variations de plusieurs centaines de degrés, il convient de tenir compte précisément des effets thermiques. Il est donc nécessaire d'établir la courbe de déformation apparente propre au matériau testé.

$$\varepsilon_{\text{app}}(\text{Grille} / \text{Substrat}) = \left[\frac{\beta_G}{F} + (\alpha_S - \alpha_G) \right] \Delta T \quad (1)$$

On pose α_R : coefficient de dilatation du substrat de référence

α_G : coefficient de dilatation de la grille

α_E : coefficient de dilatation du substrat réel

$$\varepsilon_{\text{app}}(\text{Grille} / \text{Substrat réel}) = \left[\frac{\beta_G}{F} + (\alpha_E - \alpha_G) \right] \Delta T$$

$$\varepsilon_{\text{app}}(\text{Grille} / \text{Substrat réel}) = \left[\frac{\beta_G}{F} + (\alpha_R - \alpha_G) \right] \Delta T + (\alpha_E - \alpha_R) \Delta T$$

$$\varepsilon_{\text{app}}(\text{Grille} / \text{Substrat réel}) = \varepsilon_{\text{app}}(\text{Grille} / \text{Substrat de référence}) + (\alpha_E - \alpha_R) \Delta T \quad (2)$$

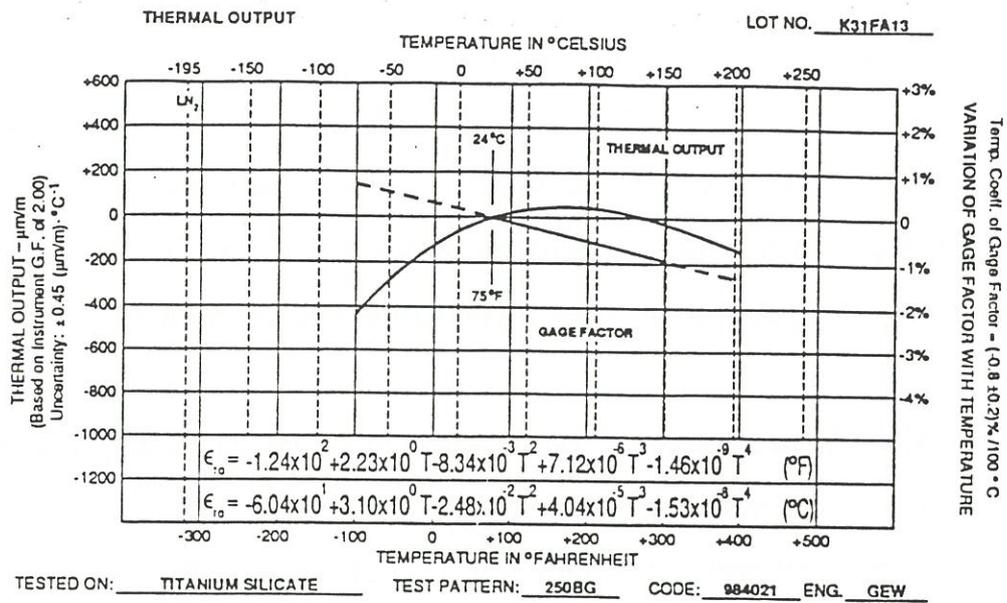


Fig 1: Courbes expérimentales (fournisseur) représentant les déformations apparentes mesurables à l'aide de jauges pour différentes températures et valeurs du coefficient de dilatation thermique.

Ces corrections peuvent être déterminées analytiquement en utilisant l'expression polynômiale de la déformation apparente de la grille sur le substrat de référence. La courbe de déformation apparente propre a été tracée pour différentes valeurs du coefficient de dilatation de l'échantillon. On peut remarquer que lorsque le coefficient de dilatation est supérieur à $2 \times 10^{-6} \text{C}^{-1}$, le palier remarqué pour les faibles valeurs de α pour des températures voisines de l'ambiante disparaît et la correction devient importante (figure 2).

L'expression (2) représente la déformation qui sera indiquée par la jauge lors d'une variation de température en l'absence de toute contrainte. Elle est à soustraire de la déformation lue si l'on souhaite isoler la déformation induite par les contraintes dans le cas d'une structure sollicitée mécaniquement et thermiquement. Dans ce cas, la correction de la déformation apparente n'est pas la seule à prendre en compte. En effet, il convient de tenir compte de la variation du facteur de jauge car la valeur introduite dans le programme d'exploitation est la valeur fournie par le constructeur (mesurée à 24°C).

l'expression (2) devient :

$$\epsilon_{\text{lue}} = \epsilon_{\text{réel}} \times \left(1 + \frac{\Delta F}{\Delta T} \times \Delta T\right) + \epsilon_{\text{app}}(\text{Grille} / \text{Substrat de référence}) + (\alpha_E - \alpha_R)\Delta T \quad (3)$$

où $\frac{\Delta F}{\Delta T}$ est la pente de la droite F en fonction de T fournie par le constructeur (figure 1).

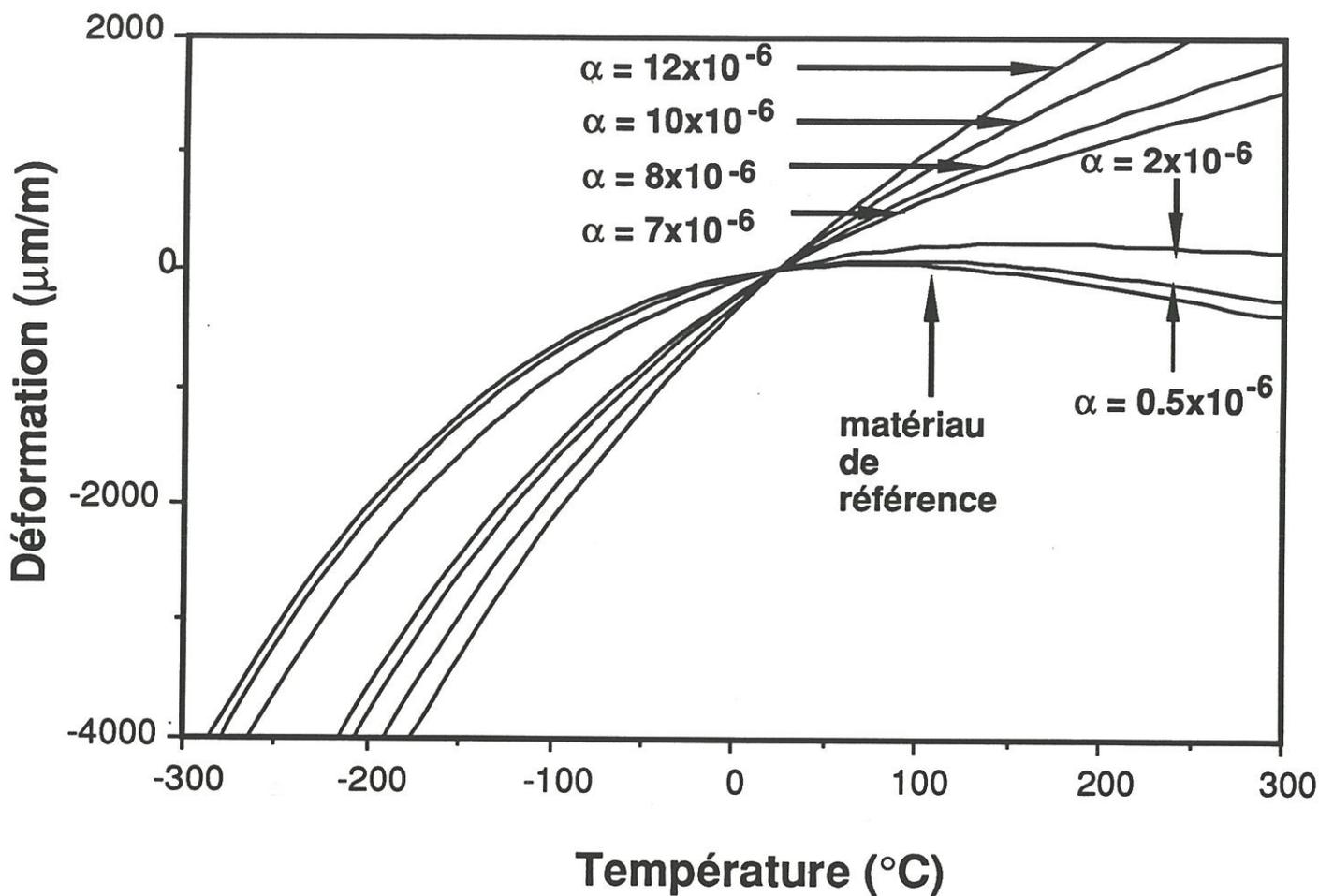


Fig 2: Courbes théoriques représentant les déformations apparentes mesurables à l'aide de jauges pour différentes températures et valeurs du coefficient de dilatation thermique

PRISE EN COMPTE DE LA COURBURE DE LA SURFACE

Lorsque la jauge est collée sur une surface courbe, la déformation apparente mesurée est différente de celle obtenue pour un échantillon plan. La correction recommandée par le constructeur obéit à la formule suivante :

$$\Delta\varepsilon_{\text{app}} = \frac{1}{R} [(1+2\nu_{\text{AB}}) (h_{\text{A}} \alpha_{\text{A}} + h_{\text{B}} \alpha_{\text{B}}) - 2\nu_{\text{AB}} \alpha_{\text{S}} (h_{\text{A}} + h_{\text{B}})] \Delta T$$

avec R : rayon de courbure de la surface à l'emplacement de la jauge,
 ν_{AB} : coefficient de Poisson moyen de la colle et de la jauge,
 $h_{\text{A}}, h_{\text{B}}$: épaisseurs de la colle et de la jauge respectivement,
 $\alpha_{\text{A}}, \alpha_{\text{B}}$: coefficients de dilatation de la colle et de la jauge respectivement,
 α_{S} : coefficient de dilatation du matériau et de la structure.

Les valeurs de $h_{\text{A}}, h_{\text{B}}, \alpha_{\text{A}}, \alpha_{\text{B}}, \nu_{\text{AB}}$ pour les jauges de type WK et la colle M610 sont les suivantes: $h_{\text{A}} = 0,005 \text{ mm}$; $h_{\text{B}} = 0,038 \text{ mm}$; $\alpha_{\text{A}} = 81 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$; $\alpha_{\text{B}} = 18 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ et $\nu_{\text{AB}} = 0,35$.

La prise en compte de cette seconde correction modifie légèrement les courbes de déformation apparente comme on peut le remarquer sur la figure 1 pour un rayon de courbure de 4 mm.

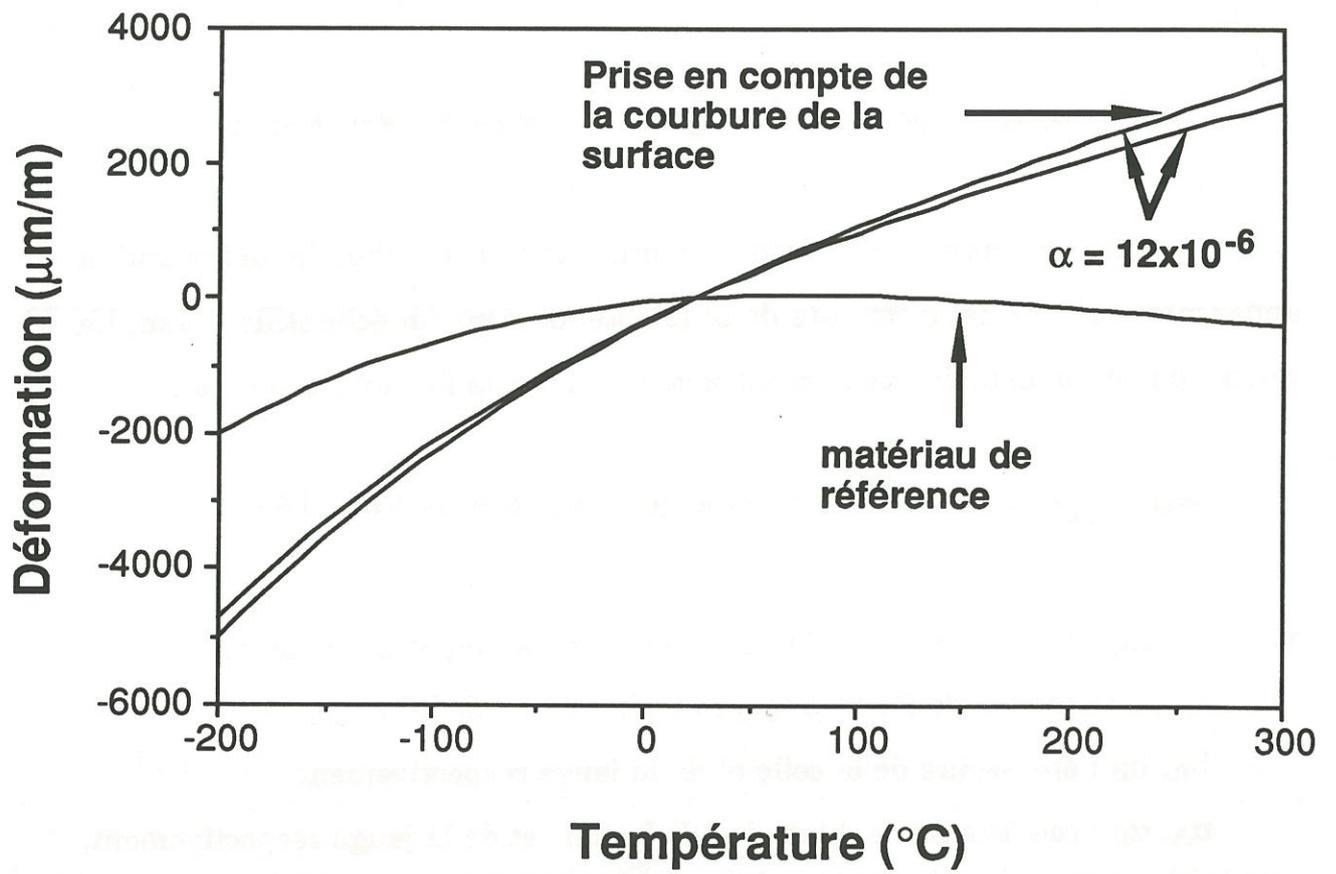


Fig 1: Courbes théoriques représentant les déformations apparentes mesurées en tenant compte ou non de la courbure de la surface.

RÉSUMÉ :

Les comportements mécaniques des matériaux composites à matrice céramique renforcés par des fibres continues sont fortement dépendants des conditions de couplage entre fibre et matrice. La compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture de la cellule de base, constituée d'une fibre entourée de sa gaine de matrice, est donc essentielle. L'étude de l'influence des conditions de transfert de charge entre fibre et matrice sur les modes de rupture des micro-composites et leur évolution en fonction de la température, a été abordée à l'aide d'une simulation numérique, en s'appuyant sur les concepts énergétiques. L'influence des propriétés élastiques et de dilatation des matériaux couplés, des épaisseurs et anisotropies des interphases entre fibre et matrice, ainsi que des conditions de frottement aux interfaces, a été mise en évidence de manière à faire ressortir les paramètres permettant de diminuer la fragilité des matériaux composites à matrice céramique.

MOTS CLÉS :

Composite à matrice céramique - Microcomposite - Comportement mécanique - Microindentation - Fissuration - Interface - Interphase.