



HAL
open science

Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique

Laurent Guillaumat

► **To cite this version:**

Laurent Guillaumat. Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Bordeaux 1, 1994. Français. NNT : . tel-03614645

HAL Id: tel-03614645

<https://hal.science/tel-03614645>

Submitted on 21 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.

FT 94.B-1056
N° d'ordre : 1056

THESE

PRESENTEE A

L'UNIVERSITE BORDEAUX I

ECOLE DOCTORALE DES SCIENCES CHIMIQUES
Par Laurent GUILLAUMAT

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

SPECIALITE : SCIENCES DES MATERIAUX



**MICROFISSURATION DES CMC : RELATION AVEC LA
MICROSTRUCTURE ET LE COMPORTEMENT MECANIQUE**

Soutenue le : 8 février 1994

Après avis de : MM. P. BOMPARD
G. FANTOZZI

Rapporteurs

Devant la Commission d'examen formée de :

MM. D. FRANCOIS
P. BOMPARD
G. FANTOZZI,
J.J. CHOURY
P. LADEVEZE,
J. LAMON
R. NASLAIN

Président

~~MM. P. BOMPARD~~

Examineurs

Raffinon

N° d'ordre : 1056

THESE

PRESENTEE A

L'UNIVERSITE BORDEAUX I

ECOLE DOCTORALE DES SCIENCES CHIMIQUES

Par Laurent GUILLAUMAT

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

SPECIALITE : SCIENCES DES MATERIAUX



**MICROFISSURATION DES CMC : RELATION AVEC LA
MICROSTRUCTURE ET LE COMPORTEMENT MECANIQUE**

Soutenue le : 8 février 1994

Après avis de : MM. P. BOMPARD
G. FANTOZZI

Rapporteurs

Devant la Commission d'examen formée de :

MM. D. FRANCOIS
P. BOMPARD
G. FANTOZZI,
J.J. CHOURY
P. LADEVEZE,
J. LAMON
R. NASLAIN

Président
Rapporteurs

Examineurs

2 88 842

Cette étude a été conduite au Laboratoire des Composites Thermostructuraux (Unité mixte de recherche 47 CNRS-SEP-Université de Bordeaux I) que dirige Monsieur le Professeur R. NASLAIN. Je lui exprime ma sincère reconnaissance pour m'avoir accueilli dans son unité de recherche, pour l'attention qu'il a portée à mes recherches et pour avoir accepté de participer à mon jury de thèse.

Monsieur Philippe BOMPARD, Professeur à l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures de PARIS, m'a fait le plaisir de juger cette étude. Je l'en remercie chaleureusement.

Monsieur Gilbert FANTOZZI, Professeur à l'INSA de Lyon, m'a fait l'honneur de juger ce travail, je tiens à l'en remercier très vivement.

Monsieur Dominique FRANCOIS, Professeur à l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures de PARIS a bien voulu s'intéresser à ce travail en acceptant de participer à mon jury. Je lui adresse mes sincères remerciements.

Monsieur Pierre LADEVÈZE, Professeur à l'Ecole Normale Supérieure a bien voulu me faire l'honneur d'évaluer ce travail, je lui adresse mes remerciements les plus sincères.

Monsieur Jean Jacques CHOURY, Directeur, Recherche et Technologie à la Division Propulsion à Poudre et Composites de la Société Européenne de Propulsion m'a fait l'honneur de représenter notre partenaire industriel et d'examiner ce travail. Qu'il trouve ici le témoignage de ma profonde reconnaissance.

Monsieur Jacques LAMON, Directeur de recherche au C.N.R.S., a dirigé ce travail. Pour l'image qu'il m'a donnée de la recherche et la rigueur qu'il m'a transmise dans la réalisation de mon travail, je tiens à lui exprimer mes sincères remerciements.

Monsieur François ABBE, ingénieur de recherche à la Société Européenne de Propulsion a toujours été disponible pour répondre à mes questions et me guider dans ce travail. Qu'il en soit vivement remercié.

Je remercie vivement les ingénieurs de la S.E.P., et plus particulièrement Madame C. LAMBERT, Messieurs P. CORNE, J. COTTERET, J. DEUZET et E. INGHELS, qui ont suivi mon travail.

Je remercie très sincèrement Bruno HUMÉZ qui a contribué à l'ensemble des essais mécaniques de cette étude. J'ai apprécié sa compétence dans ce domaine. Je tiens également à remercier Muriel ALRIVIE pour son aide lors de la préparation des échantillons pour la microindentation.

J'exprime ma reconnaissance à Monsieur M. COIGNARD pour avoir toujours résolu mes problèmes administratifs avec efficacité.

Je remercie X. AUBARD dont le contact pendant deux ans m'a été agréable et profitable sur le plan des connaissances en mécanique. J'ajoute à ces remerciements C. LABRUGERE, G. LEBRUN, G. VIGNOLES, G. CAMUS, J. PAILLES et P. CARRERE pour les discussions profitables que nous avons eues ensemble.

J'associe à l'ensemble de ces remerciements Mesdames J. FORGET et F. CROIZER ainsi que mademoiselle C. DUPOUY, qui ont participé à la mise en forme de ce mémoire.

Je désire enfin remercier le M.R.E. et la S.E.P. pour m'avoir fait bénéficier d'une bourse de recherche d'une part, le G.S.A.C., d'autre part, pour les échanges scientifiques qu'il m'a permis de nouer avec les chercheurs des autres laboratoires du groupement. Je remercie à nouveau la SEP pour m'avoir fourni les matériaux support de ce travail.

SOMMAIRE GENERAL

INTRODUCTION GENERALE

CHAPITRE 1

PRESENTATION DU COMPOSITE 2D SiC/SiC - SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE.

I LES COMPOSITES A MATRICE CERAMIQUE

- I.1 GENERALITES
- I.2 LES COMPOSITES SiC/SiC

II LA MULTIFISSURATION MATRICIELLE

- II.1 OBSERVATIONS
- II.2 CONDITION DE MULTIFISSURATION D'UN DES CONSTITUANTS DU COMPOSITE
- II.3 COMPORTEMENT MECANIQUE

III APPROCHES DE LA RUPTURE DES MATERIAUX CERAMIQUES

- III.1 APPROCHES MECANQUES DETERMINISTES DE LA RUPTURE
- III.2 APPROCHES MECANQUES STATISTIQUES-PROBABILISTES DE LA RUPTURE
- III.3 APPROCHE DE L'ENDOMMAGEMENT ET DE LA RUPTURE DANS LES MATERIAUX COMPOSITES A MATRICE CERAMIQUE

BIBLIOGRAPHIE

CHAPITRE 2

MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DE COMPOSITES 2D SiC/SiC.

I INTRODUCTION

II PROCEDURE EXPERIMENTALE

- II.1 CREATION DE LA MULTIFISSURATION DE LA MATRICE
- II.2 OBSERVATION DE LA MULTIFISSURATION DE LA MATRICE

III RESULTATS

- III.1 ESSAIS DE TRACTION
- III.2 ESSAIS DE FLEXION
- III.3 OBSERVATIONS DE L'ENDOMMAGEMENT

IV DISCUSSION

- IV.1 INFLUENCE DE LA STRUCTURE DU COMPOSITE
- IV.2 INFLUENCE DE L'INTERPHASE
- IV.3 INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT SUR LES PROPRIETES MECANIQUES
- IV.4 INFLUENCE DE LA RESISTANCE DES FIBRES
- IV.5 CLASSEMENT DES CMC

V CONCLUSION

BIBLIOGRAPHIE

CHAPITRE 3

SIMULATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE A L'ECHELLE DU COMPOSITE 2D SiC/SiC.

I INTRODUCTION

II SIMULATION NUMERIQUE

- II.1 CONFIGURATIONS DE CALCUL
- II.2 PROPRIETES MECANIQUES DES CONSTITUANT
- II. 3 CONDITIONS AUX LIMITES
- II. 4 VALIDATION DES CALCULS

III RESULTATS ET DISCUSSION

- III.1 DISTRIBUTION DES CONTRAINTES
- III.2 DISTRIBUTION DES PROBABILITES DE RUPTURE

IV VALIDATIONS ET CONSEQUENCE

- IV.1 MODULES APPARENTS
- IV.2 LES DEFORMATIONS TRANSVERSALES
- IV.3 PREVISION DE LA COURBE DE COMPORTEMENT
- IV.4 LA PROBABILITE GLOBALE DE RUPTURE

V CONCLUSION

BIBLIOGRAPHIE

CHAPITRE 4

SIMULATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE A L'ECHELLE DU MICROCOMPOSITE.

I INTRODUCTION

II PRESENTATION DU MODELE

II.1 APPROCHE MICROMECHANIQUE

II.2 APPROCHE STATISTIQUE-PROBABILISTE

III SIMULATION

III.1 APPROCHE FONDEE SUR LA PROBABILITE LOCALE

**III.2 APPROCHE ANALYTIQUE FONDEE SUR LA
PROBABILITE GLOBALE**

III.3 APPLICATION AU MICROCOMPOSITE SiC/SiC

IV RESULTATS

IV.1 APPROCHE FONDEE SUR LA PROBABILITE GLOBALE

IV.2 APPROCHE NUMERIQUE FONDEE SUR LA PROBABILITE LOCALE

V DISCUSSION

VI CONCLUSION

BIBLIOGRAPHIE

CONCLUSION GENERALE

ANNEXES

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Bien que certains matériaux composites existent depuis longtemps à l'état naturel (bois, os, ...) leur utilisation industrielle est beaucoup plus récente. Leur atout principal est de pouvoir allier des constituants variés pour produire des classes de matériaux qui ne se trouvent pas dans la nature. Ils sont généralement conçus pour répondre à des applications spécifiques. Ainsi, le développement du secteur aéronautique et spatiale a poussé la recherche appliquée et les bureaux d'étude à élaborer des matériaux qui présentent à la fois de bonnes caractéristiques mécaniques, une masse volumique faible ainsi qu'une certaine inertie chimique vis à vis d'atmosphère oxydante et réductrice à haute température. L'un des matériaux de base idéal pour satisfaire à toutes ces exigences est la céramique.

Il a donc fallu mettre au point des techniques d'élaboration très pointues afin de fabriquer des matériaux composites pour lesquels le renfort et la matrice sont principalement soit en carbone soit en carbure de silicium. Toutes les combinaisons étant possibles puisqu'il existe des C/C, des C/SiC et des SiC/SiC.

Le milieu industriel dans lequel ils sont employés est très exigeant sur le plan de la fiabilité qui n'est pas l'atout principal de ces matériaux. C'est pourquoi, il est capital de relier les différents mécanismes d'endommagement à la structure et au comportement mécanique de ces matériaux lorsqu'ils sont soumis à une sollicitation mécanique.

La finalité de cette étude est donc de répondre à cette question en sachant que le support physique a été essentiellement constitué par 2 matériaux

composites du type SiC/SiC aux caractéristiques mécaniques différentes ainsi que des matériaux vieillis d'une façon thermique. La compréhension des processus de dégradation devrait permettre d'optimiser l'élaboration afin surtout de retarder leur développement.

Le premier chapitre de synthèse bibliographique fait le point des connaissances dans le domaine de l'**endommagement** des composites céramiques et des approches qui permettent de le décrire.

Le deuxième chapitre est donc consacré à la création, à l'observation puis à l'analyse du principal mode d'endommagement qui est constitué par la **multi-fissuration matricielle**. Pour cela différents moyens ont été mis en oeuvre tels que des essais de traction uniaxiale, des observations en microscopie optique et électronique. Cette première partie a porté sur l'étude de matériaux endommagés à température ambiante, toutefois leur vocation thermostructurale nous a poussé à profiter d'une autre étude qui visait à comprendre les modifications physiques de matériaux SiC/SiC vieillis thermiquement. Celle-ci a permis de varier le comportement de l'interphase, matériau placé entre la fibre et la matrice, durant une sollicitation mécanique. De cela, il a été possible d'établir une classification qui s'appuie sur la fissuration et les caractéristiques mécaniques de cette interphase.

Le troisième chapitre propose une **simulation numérique** par éléments finis du comportement mécanique global du matériau composite à partir des caractéristiques et du comportement de chacun des constituants durant l'endommagement. Le champ de contraintes ne pouvant rendre compte entièrement de la séquence de la multifissuration matricielle la simulation a été complétée par un calcul statistique-probabiliste à l'aide d'un post-processeur spécifique.

Enfin, le dernier chapitre s'est attaché à la modélisation de cette multifissuration matricielle sur la cellule élémentaire du composite, le **microcomposite**. Le microcomposite est constitué d'une fibre unique entourée d'une interphase elle-même insérée dans une matrice. La nature céramique de ces matériaux nous a conduit à associer à une écriture micromécanique du comportement une approche statistique-probabiliste qui a permis de déterminer les niveaux de rupture de la matrice et l'apparition des fissures.

SOMMAIRE

CHAPITRE 1

PRESENTATION DU COMPOSITE 2D SiC/SiC

SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE

SOMMAIRE

I LES COMPOSITES A MATRICE CERAMIQUE

I.1 GENERALITES	1
I.2 LES COMPOSITES SiC/SiC	2
I.2.1 Les constituants	2
I.2.2 Elaboration et structure du composite 2D SiC/SiC	4
I.2.3 Caractéristiques mécaniques	7

II LA MULTIFISSURATION MATRICIELLE

II.1 OBSERVATIONS	8
II.2 CONDITION DE MULTIFISSURATION D'UN DES CONSTITUANTS DU COMPOSITE	11
II.3 COMPORTEMENT MECANIQUE	15

III APPROCHES DE LA RUPTURE DES MATERIAUX CERAMIQUES

III.1 APPROCHES MECANIQUES DETERMINISTES DE LA RUPTURE	17
III.2 APPROCHES MECANIQUES STATISTIQUES-PROBABILISTES DE LA RUPTURE	19
III.2.1 La théorie de WEIBULL	20
III.2.2 Distribution statistique des fissures	22
III.2.3 Modèle de la contrainte élémentaire multiaxiale	23
III.2.4 Modèle de BATDORF	25
III.3 APPROCHE DE L'ENDOMMAGEMENT ET DE LA RUPTURE DANS LES MATERIAUX COMPOSITES A MATRICE CERAMIQUE	26

BIBLIOGRAPHIE	30
---------------	----

I LES COMPOSITES A MATRICE CERAMIQUE

I.1 GENERALITES

Les matériaux composites dits thermostrostructuraux allient une masse volumique faible à des caractéristiques mécaniques et chimiques intéressantes à hautes températures grâce à la nature céramique de leurs constituants (fig.1).

Le but recherché dans la réalisation d'un matériau composite en céramique est de conserver les propriétés des céramiques massives thermomécaniques (faible densité, bonnes résistance et rigidité à haute température, tenue à l'oxydation, inertie chimique) tout en palliant le caractère fragile qui limite leur utilisation. Le principal handicap d'un matériau céramique monolithique réside dans la faible résistance à la propagation d'une fissure. Lorsque celle-ci s'amorce, elle se propage instantanément et cause la rupture totale de la pièce. Il s'agira donc, principalement, d'augmenter cette résistance à la propagation appelée la ténacité. Cela est réalisé par l'ajout d'un renfort fibreux suivant une grande variété de structures (fig. 2). Celui-ci, allié à des conditions de transfert de charge optimisées avec la matrice favorisera un comportement mécanique non linéaire (fig. 3) par le développement d'une microfissuration matricielle progressive.

Le premier matériau utilisé industriellement pour l'élaboration de composites thermostrostructuraux a été le carbone. Son domaine d'utilisation est très vaste mais sa très grande sensibilité à haute température vis à vis de l'oxygène lui interdit toute utilisation prolongée en milieu oxydant. Le remplacement de la matrice en carbone par une matrice de type carbure ainsi que le remplacement

Résistance spécifique en traction
($\sigma_{\text{rupture}}/\rho$)

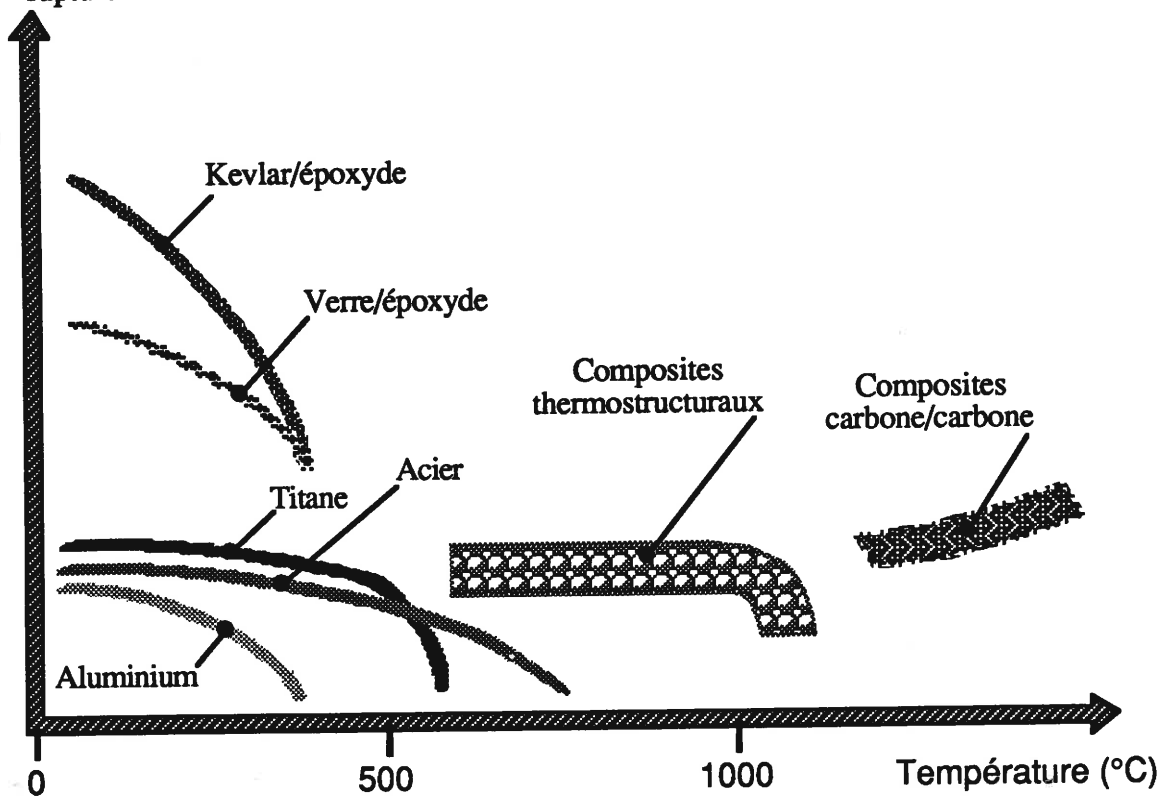


Figure 1. Situation des composites thermostructuraux.

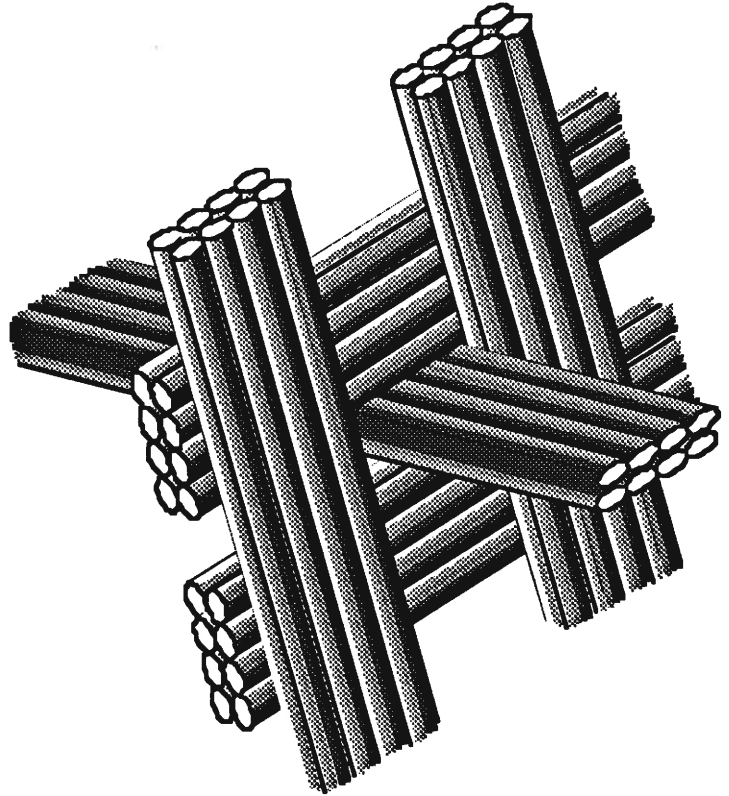
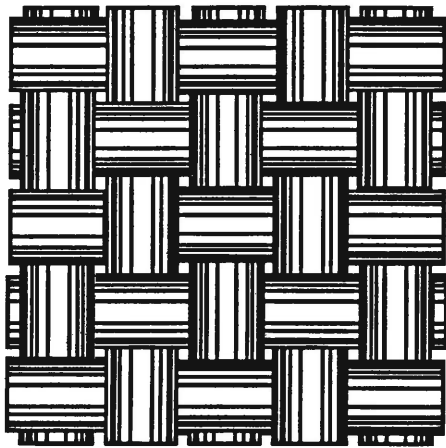
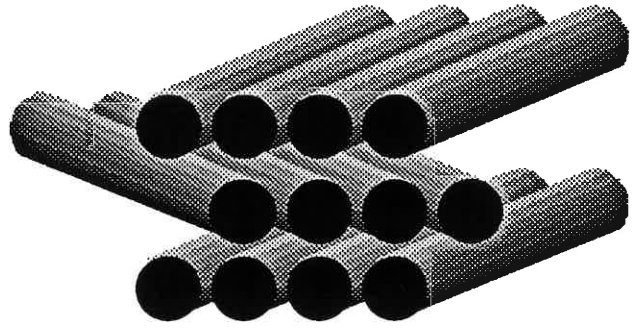
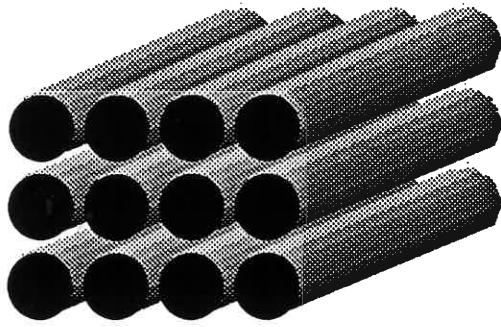


Figure 2. *Architecture de quelques renforts fibreux.*

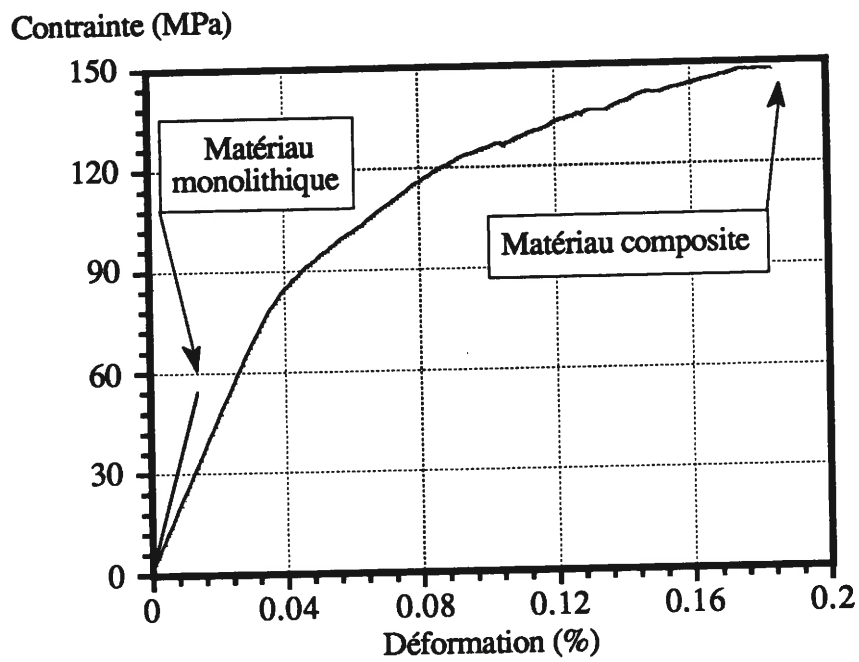


Figure 3. *Courbes de comportement d'un matériau céramique monolithique et composite.*

des fibres carbone par des fibres SiC ou alumine a donné naissance à de nouvelles familles de composites thermostrostructuraux.

Ces matériaux composites céramique-céramique peuvent être élaborés de trois façons différentes en fonction du mode d'élaboration de la matrice : voie solide, liquide ou gazeuse.

I.2 LES COMPOSITES SiC/SiC

I.2.1 Les Constituants

Suivant la terminologie adoptée, le premier constituant cité pour un matériau composite est la fibre, le second est la matrice. Il est également possible d'intercaler le cas échéant la nature de la couche interfaciale (interphase).

Les différents constituants des composites carbure de silicium/carbone/carbure de silicium qui seront notés dans la suite de l'étude SiC/C/SiC sont les suivants :

Les fibres doivent répondre impérativement dans le cadre d'applications thermostrostructurales aux mêmes exigences que la matrice, c'est-à-dire posséder :

- de bonnes caractéristiques mécaniques à hautes températures,
- une bonne résistance vis à vis d'environnements à nature réductrice ou oxydante,
- une masse volumique la plus faible possible,
- une bonne tenue au fluage.

Elles devront également posséder d'une façon plus spécifique :

- une dilatation thermique proche de celle de la matrice afin d'éviter la création de contraintes résiduelles lors du refroidissement des matériaux,
- une bonne compatibilité chimique avec la matrice et plus particulièrement avec le matériau d'interphase.

Les fibres de carbure de silicium¹ utilisées comme renfort dans les composites de type SiC/SiC sont obtenues à partir de précurseurs organosiliciés suivant le procédé présenté à la figure 4. Elles contiennent du silicium, du carbone, de l'oxygène et une faible quantité d'hydrogène [2,3]. Leur diamètre varie de 8 à 22 microns avec une moyenne qui se situe aux alentours de 15 microns (fig. 5). Des analyses fines ont montré qu'elles sont constituées d'un mélange d'oxycarbure de silicium amorphe enrobant des nano-cristaux de carbure de silicium de type β et de carbone [4,5]. La silice est présente uniquement en surface sur une épaisseur de quelques dizaines de nanomètres [5]. Cependant, il faut remarquer que ces fibres ont tendance à évoluer avec la température à laquelle elles sont soumises, par exemple, au dessus de 1200°C la contrainte à rupture chute très rapidement et les grains de carbure de silicium ont tendance à croître [6].

Afin de limiter le caractère fragile de ces matériaux il a fallu mettre au point un **matériau d'interphase** intercalé entre la fibre et la matrice. Il est maintenant bien établi que le choix de ce matériau d'interphase est primordial pour fournir au composite un comportement thermomécanique de bonne qualité [7]. Le pyrocarbone constitue un matériau d'interphase intéressant. Il offre à la fissure un chemin qui lui permet de consommer le moins d'énergie possible. Il s'agit d'un carbone turbostratique dont la structure est lamellaire .

¹ Fibres Nicalon NLM 202 (Nippon Carbon Co., Japon)

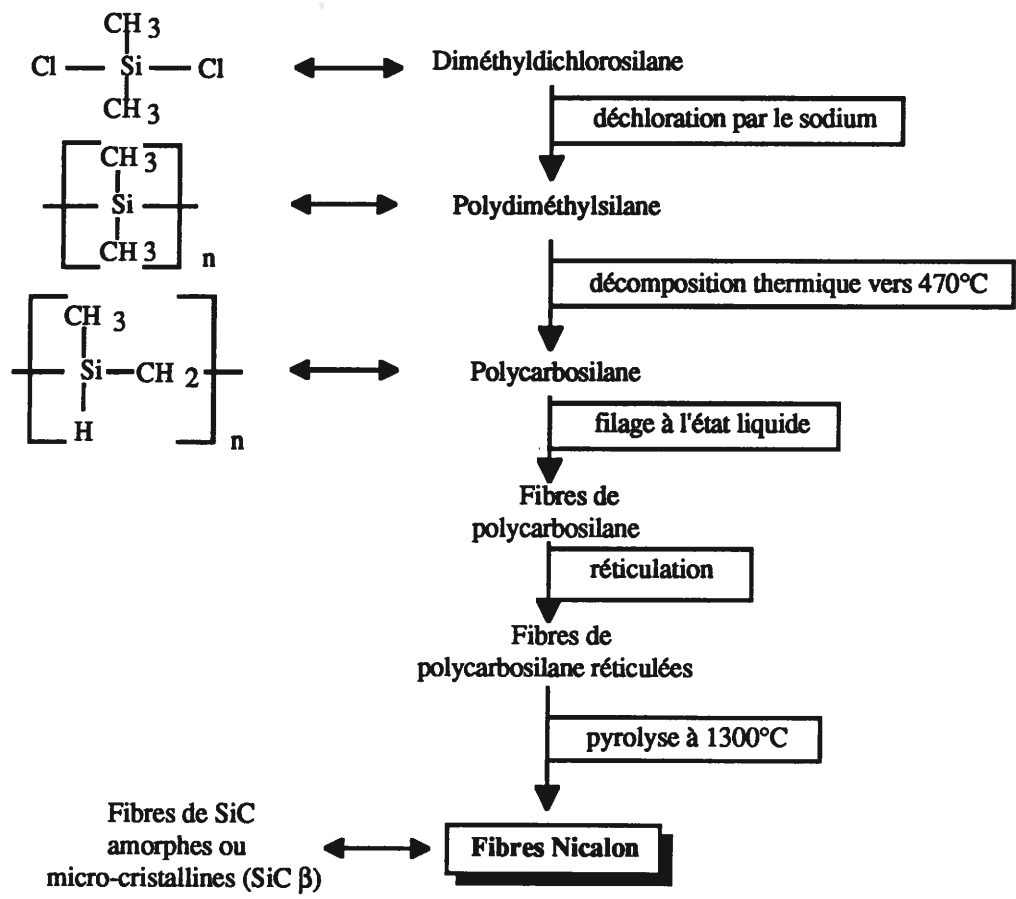


Figure 4. Méthode de fabrication des fibres Nicalon [1].

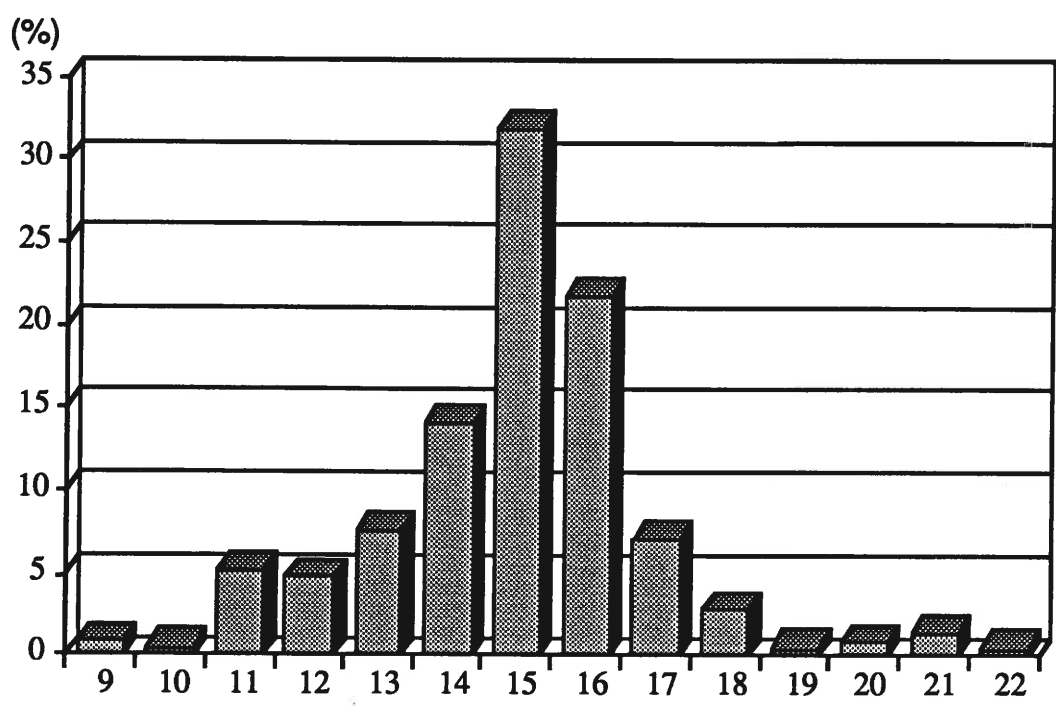


Figure 5. Distribution des diamètres de fibres Nicalon (micron).

Cette interphase est mise en place par un procédé de dépôt chimique en phase vapeur sur la préforme fibreuse. En fonction des conditions opératoires il est possible d'obtenir des qualités et des épaisseurs d'interphases différentes et cela confère aux matériaux composites des allongements à rupture très variables. En fait, ce n'est pas directement la présence de ce pyrocarbone qui est à l'origine de ce phénomène mais plutôt la nature et la microstructure de couches supplémentaires qui se forment lors de l'élaboration [8,9].

La matrice est réalisée par un procédé d'infiltration chimique en phase vapeur (C.V.I) isotherme / isobare [10,11]. Cette technique permet de déposer sur la préforme fibreuse une phase solide par une réaction chimique à partir d'une ou plusieurs espèces gazeuses. La réaction chimique est activée en chauffant la préforme au sein d'un réacteur ou chambre de dépôt (fig. 6) à une température qui est de l'ordre de 1000°C pour le carbure de silicium. Ce procédé d'élaboration conduit à un carbure de silicium cristallisé qui se présente selon plusieurs arrangements nommés polytypes, et plusieurs couches de matrice qui présentent des microstructures différentes. La matrice SiC se développe selon un principe de germination et croissance et donc génère une succession de grains coniques dont la taille moyenne augmente avec le nombre de couches [12] (fig. 7).

I.2.2 Elaboration et structure du composite 2D SiC/SiC :

Ces différents constituants sont assemblés selon le procédé d'élaboration suivant :

- (1) la première étape consiste à réaliser une préforme fibreuse en empilant des strates de tissus. Celles-ci sont composées de fils constituées

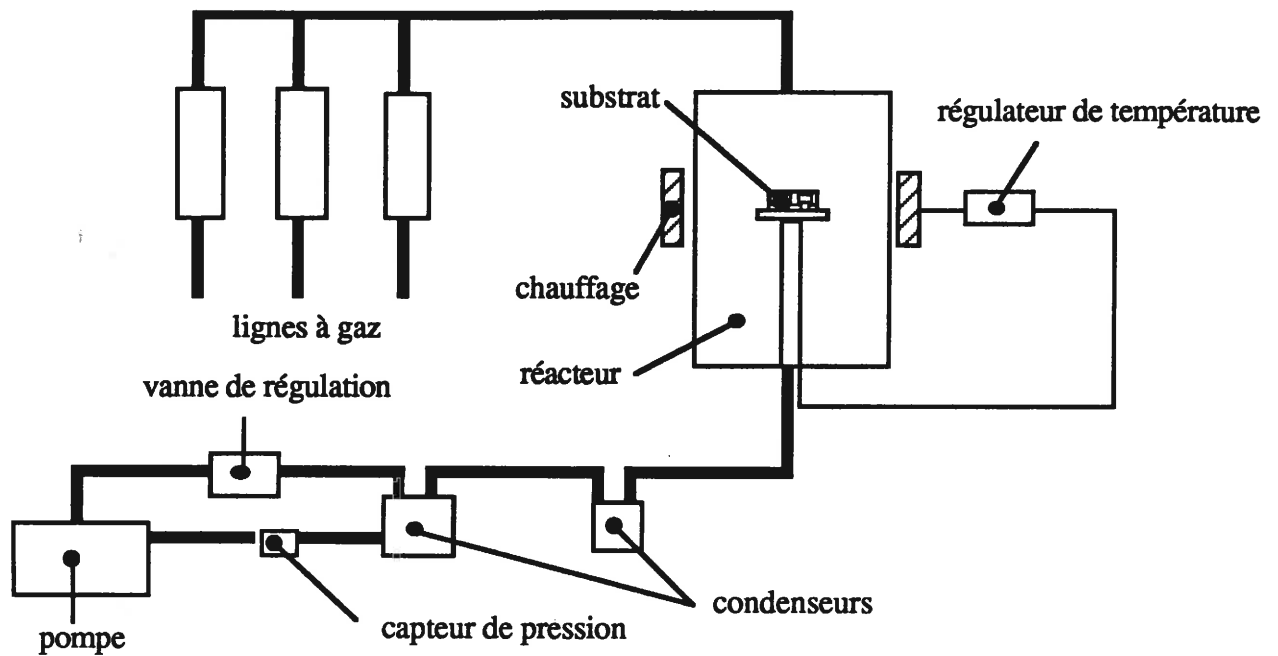


Figure 6. Schéma de principe d'un réacteur C.V.I.

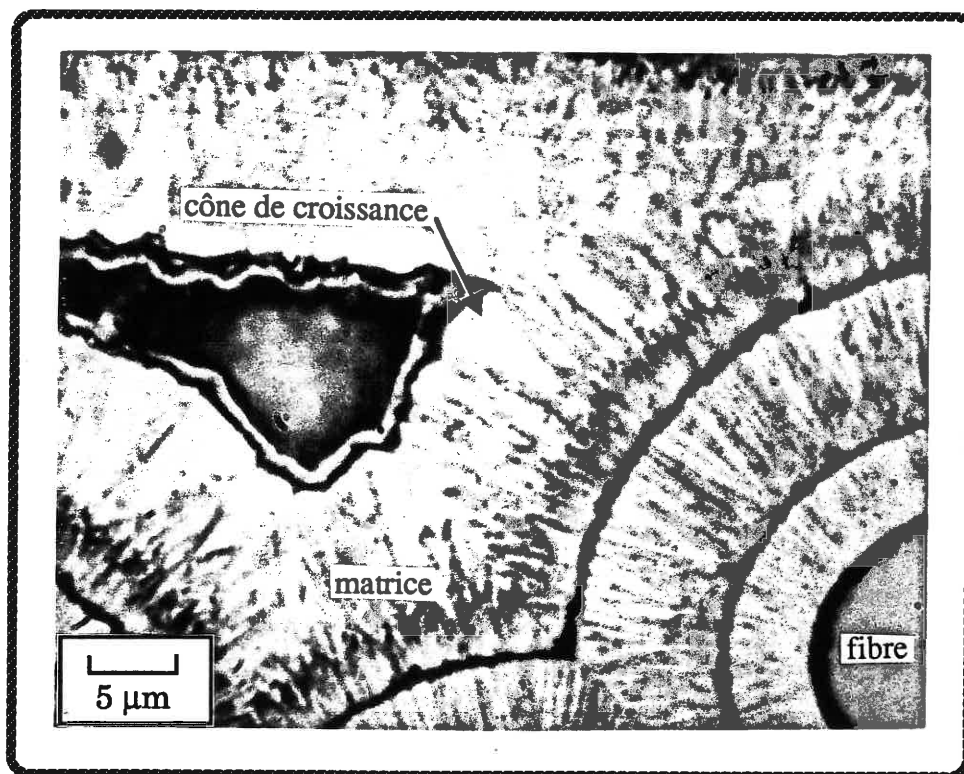


Figure 7. Micrographie au microscope optique d'une surface de composite SiC/SiC montrant les cônes de croissance de la matrice en fonction des différentes couches.

généralement de 500 fibres environ en ce qui concerne les composites SiC/SiC (fig. 8),

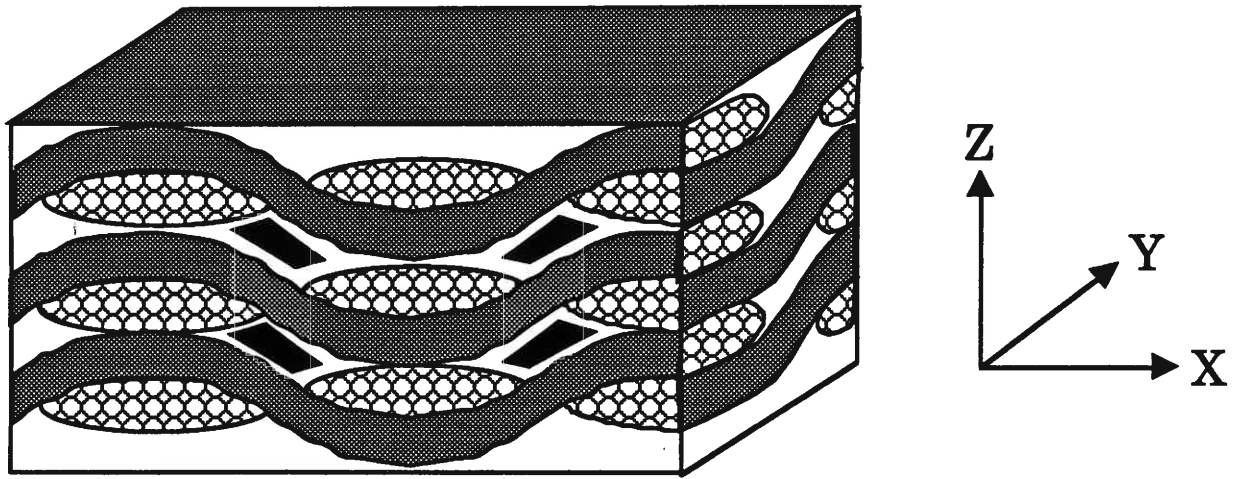
(2) la deuxième étape consiste à déposer l'interphase de pyrocarbone sur le renfort par un procédé C.V.I.,

(3) la troisième étape consiste à déposer la matrice de carbure de silicium par procédé C.V.I. sur la préforme fibreuse. Le degré d'infiltration dépend à la fois des paramètres de dépôt et du nombre de couches qui est réalisé.

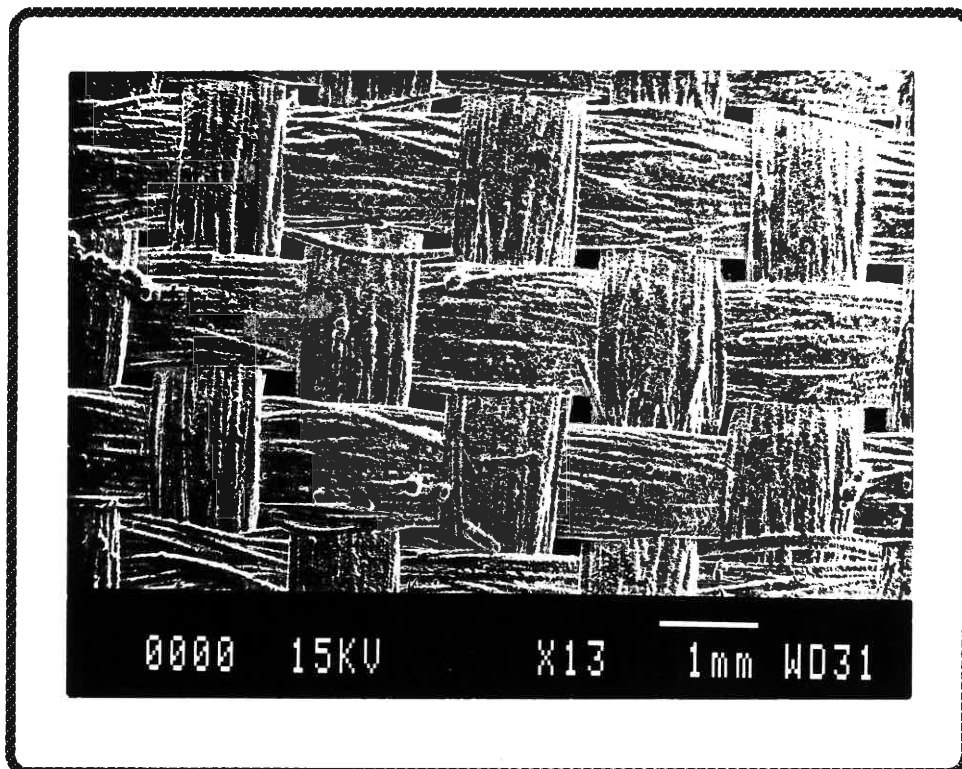
La matière densifiée lors de l'infiltration C.V.I. a la particularité d'épouser parfaitement la forme du substrat. Ceci va avoir pour conséquence de générer deux échelles de porosité résiduelle. En effet, au début de l'infiltration la matrice entoure chaque fibre et croît d'une manière cylindrique. Lorsque ces gaines de matrice circulaires se rejoignent, il reste inévitablement des vides que les gaz ne peuvent plus atteindre et c'est ainsi que se forme la microporosité intrafil (fig. 9). Dés à présent, la matrice ne peut se déposer qu'en surface des fils. Les gaines matricielles autour de celles-ci augmentent jusqu'au moment où il n'existe plus à nouveau de chemin possible pour le passage des gaz. Les vides ainsi créés forment la macroporosité interfil (fig. 10). Celle-ci revêt des formes complexes et variées car le mode d'élaboration du composite génère une **microstructure** aux caractéristiques très **dispersées** dans la mesure où

1) les strates de tissus sont empilées d'une façon aléatoire (fig. 11, 12),

2) les fils de fibres sont ondulés par le tissage (fig. 13).



a)



b)

Figure 8. a) Définition des axes de références du matériau,
 b) micrographie au microscope électronique à balayage
 du tissage (toile) dans le plan des strates.

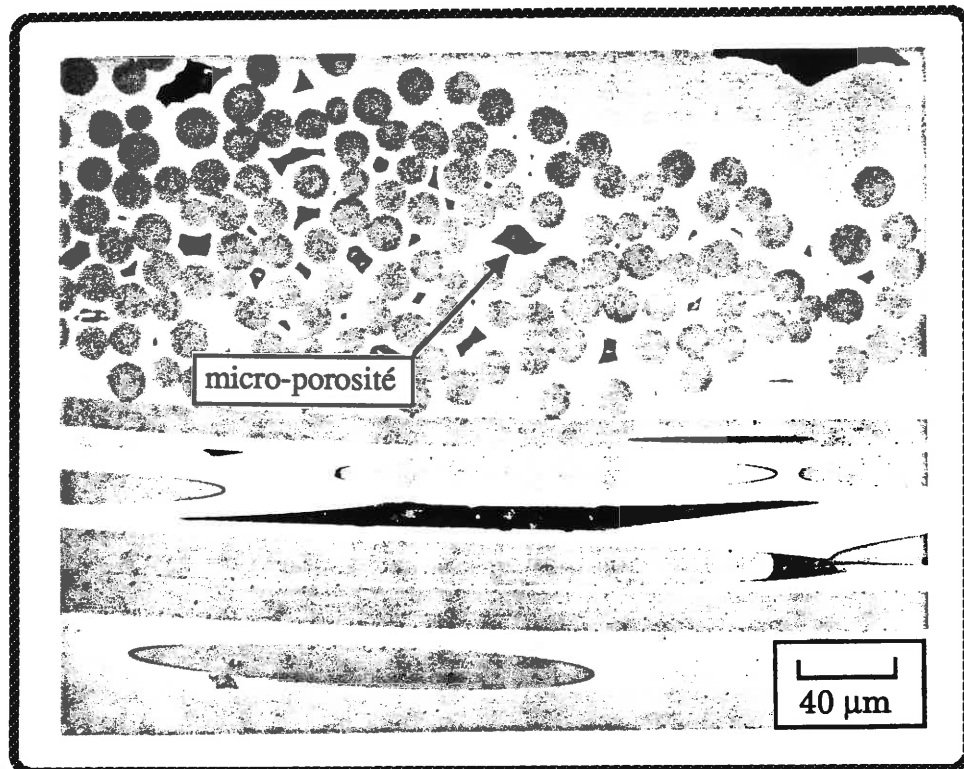


Figure 9. *Détail de la microporosité intrafil.*

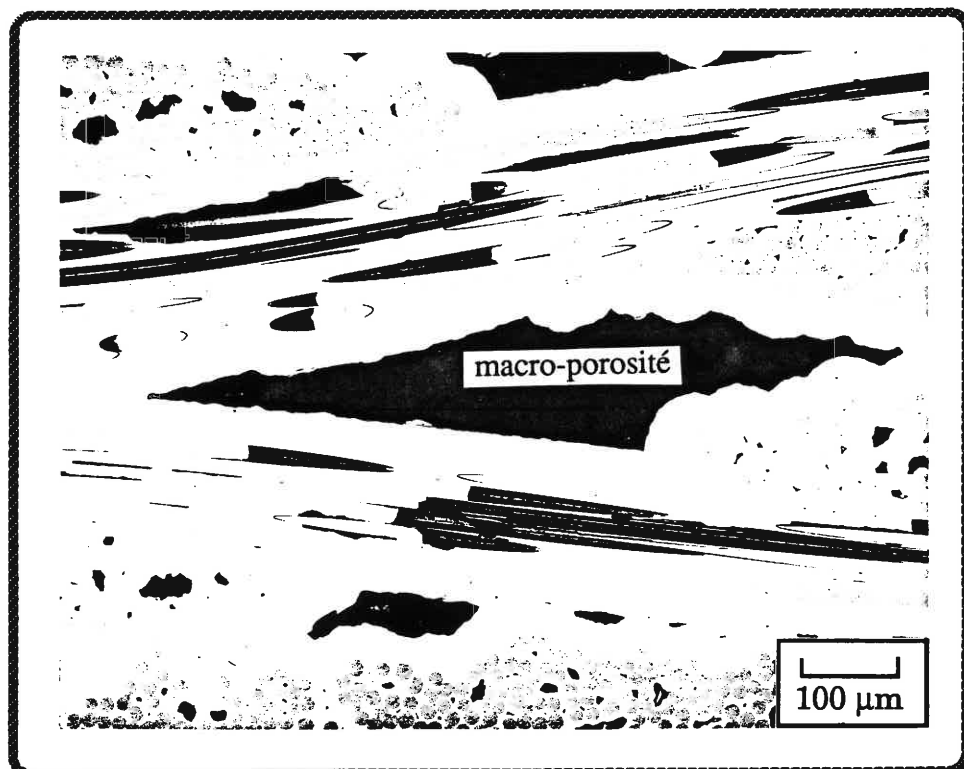


Figure 10. *Détail de la macro-porosité dans le plan perpendiculaire aux strates (plan XZ).*

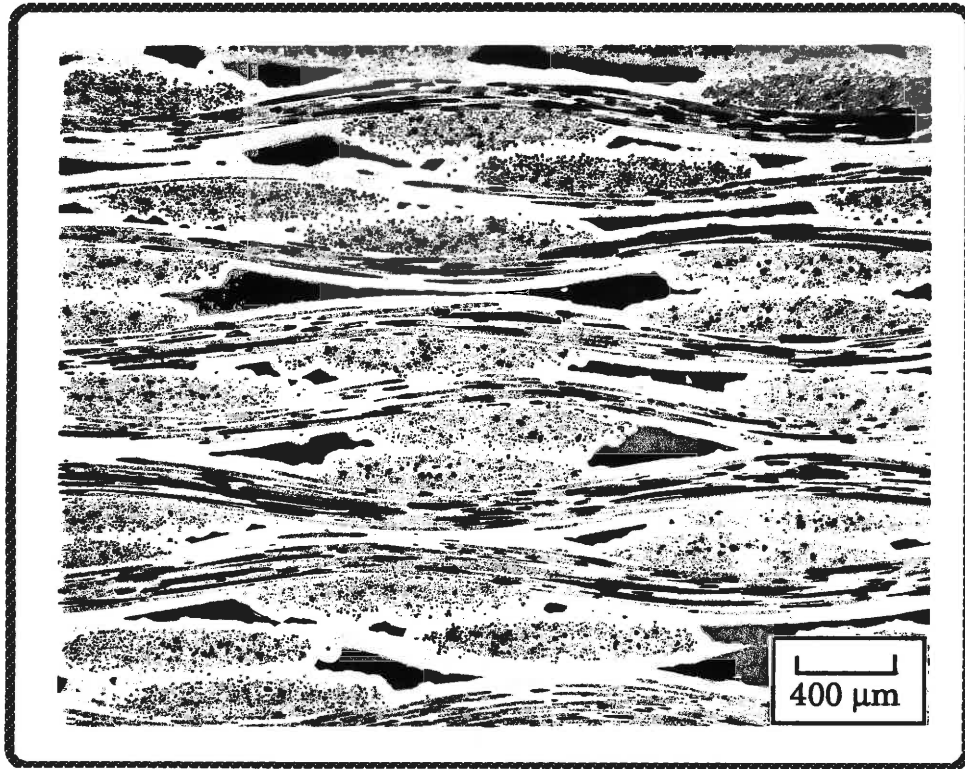


Figure 11. *Vue de la structure aléatoire du composite dans le plan perpendiculaire aux strates (plan XZ).*

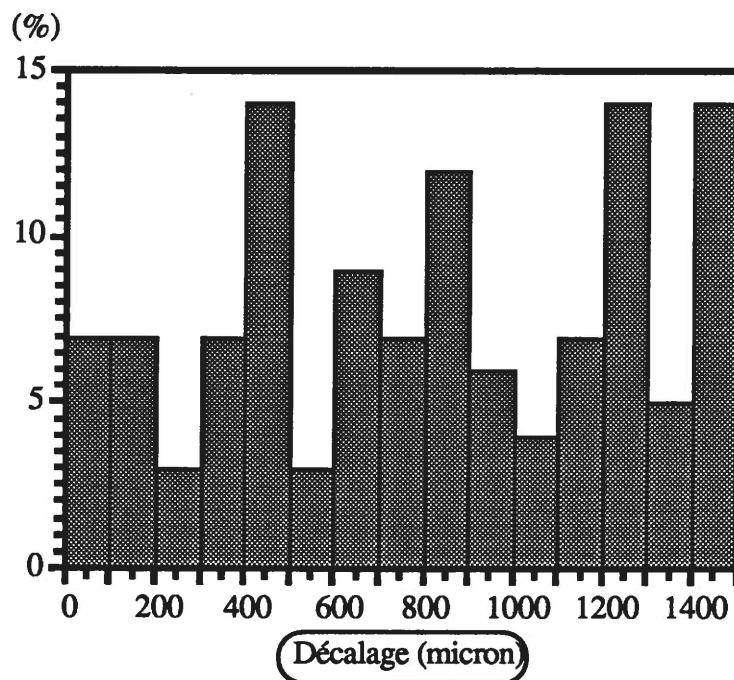


Figure 12. *Distribution du décalage des strates.*

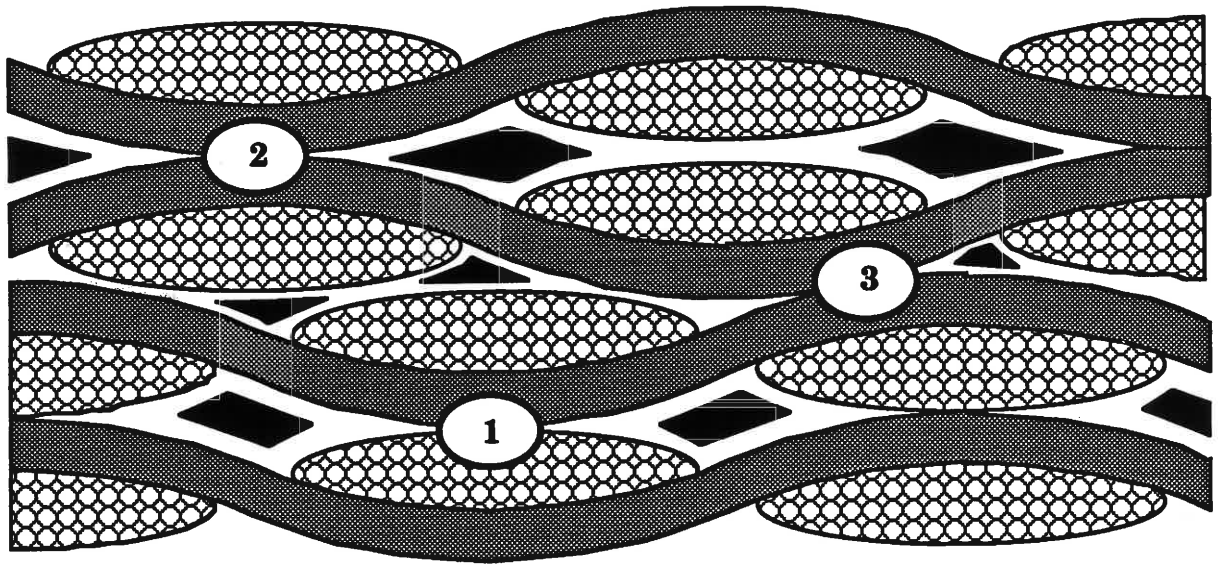


Figure 13 *Trois assemblages types de strates dans le plan perpendiculaire aux strates (plan XZ) :*
1) en parallèle, 2) en opposition, 3) compacte.

Il est possible de définir trois formes typiques de la macroporosité dans le plan perpendiculaire aux strates (XZ) (fig. 13) en fonction de l'arrangement que possèdent des strates successives :

- 1) un empilement parfait des strates conduit à un parallélogramme,
- 2) un décalage d'une strate vers la droite ou vers la gauche d'une demi période du tissage produit un macropore en forme de "fer de lance" (fig. 10),
- 3) un décalage d'un quart de période qui conduit à un assemblage compact et une macro-porosité plus fine (fig. 13).

Ces trois configurations sont présentes en majorité dans le matériau composite comme le montre des mesures du décalage des strates les unes par rapport aux autres. Ces mesures ont été effectuées en prenant comme référence le sommet d'une ondulation. La distribution de ces décalages (fig. 12) présente un pic vers 1300 microns qui correspond aux configurations en opposition, un pic vers 800 microns qui correspond aux assemblages compacts et un autre vers 100 microns qui correspond aux configurations en parallèle. Ces résultats ne concernent que les matériaux étudiés, ils seraient peut être différents pour des matériaux provenant d'une autre élaboration. Toutefois, les configurations décalées sont majoritaires comme le montre clairement la figure 12. Elles reflètent la faible probabilité de présence de strates parfaitement superposées compte tenu :

- 1) que l'on exerce une pression sur la préforme lors de l'infiltration de la matrice,
- 2) et donc le profil courbe des fils favorisera un glissement des strates les unes par rapport aux autres.

La macroporosité revêt une structure assez complexe. Elle possède un volume important au centre accompagné d'une forte diminution dès que l'on s'éloigne de celui-ci (fig. 14 et 15). De ce fait, il est coutume d'attribuer à la macroporosité dans le plan XY (plan des strates) une forme de rectangle et dans le plan XZ (perpendiculaire aux strates) les formes décrites précédemment. Il est vrai que les très nombreuses micrographies réalisées pour ce matériau montrent pour la très grande majorité d'entre elles ces configurations. En fait elles existent sur des volumes suffisamment importants pour être considérées comme représentatives. Ces macropores présentent l'inconvénient de posséder une forme anguleuse sur toute la périphérie de la zone en contact entre les fils longitudinaux et transversaux. Ces angles sont susceptibles de générer des concentrations de contraintes et donc de constituer des sites d'amorçage de fissures.

L2.3 Caractéristiques mécaniques

Les fibres :

La nature céramique des fibres implique une dispersion significative des contraintes à rupture en raison de la présence de défauts de taille variable aussi bien en surface que dans le volume de la fibre. Cela justifie une description statistique [13] et donc d'attribuer à la contrainte moyenne un facteur de dispersion noté m (théorie de WEIBULL). Le tableau 1 [14] montre bien que plus la longueur sur laquelle est effectuée la mesure augmente et plus la contrainte à rupture diminue. Cet effet s'explique par une augmentation de la probabilité de trouver un défaut critique.

L'allongement à rupture qu'il est possible de déduire des valeurs précédentes se situe aux alentours de 1,2%. Cette valeur dépend aussi de la longueur de jauge. D'autres propriétés mécaniques sont présentées au tableau 2.

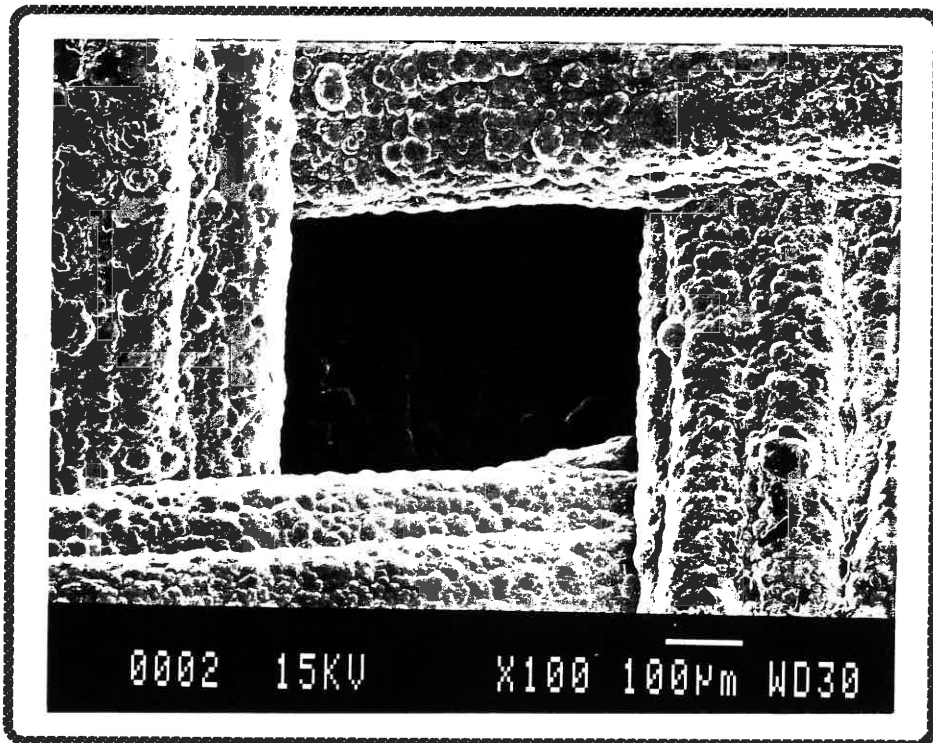
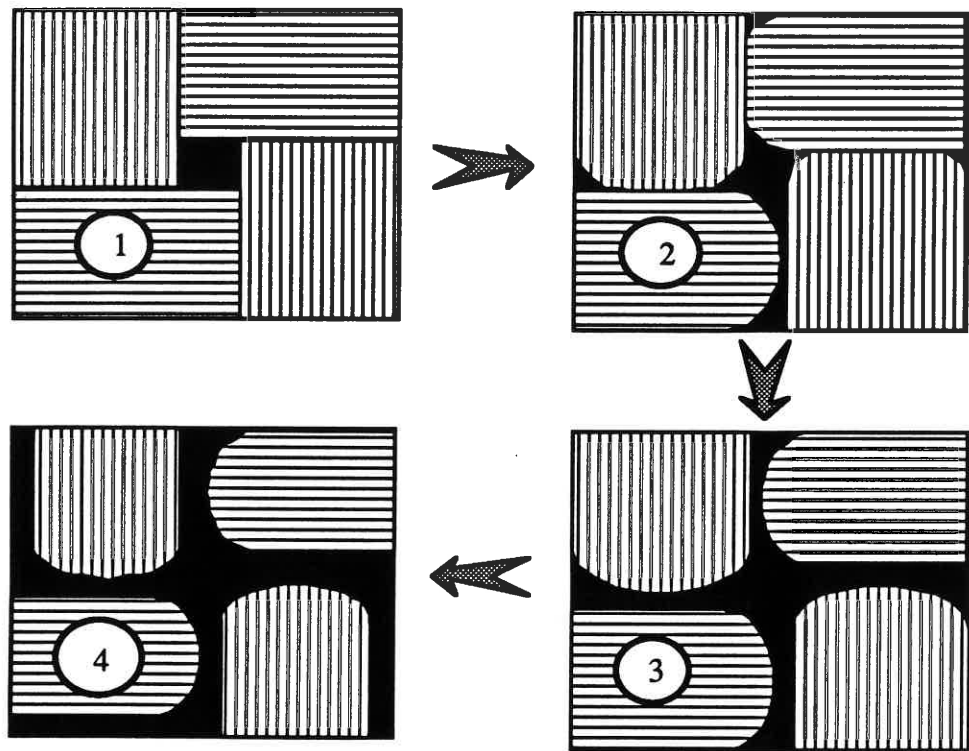


FIGURE 14. Evolution tridimensionnelle de la macro-porosité dans le plan des strates (plan XY) selon la direction Z. Chaque configuration existe jusqu'à une profondeur de :
 1) 100 microns, 2) 130 microns, 3) 150 microns, 4) 180 microns.

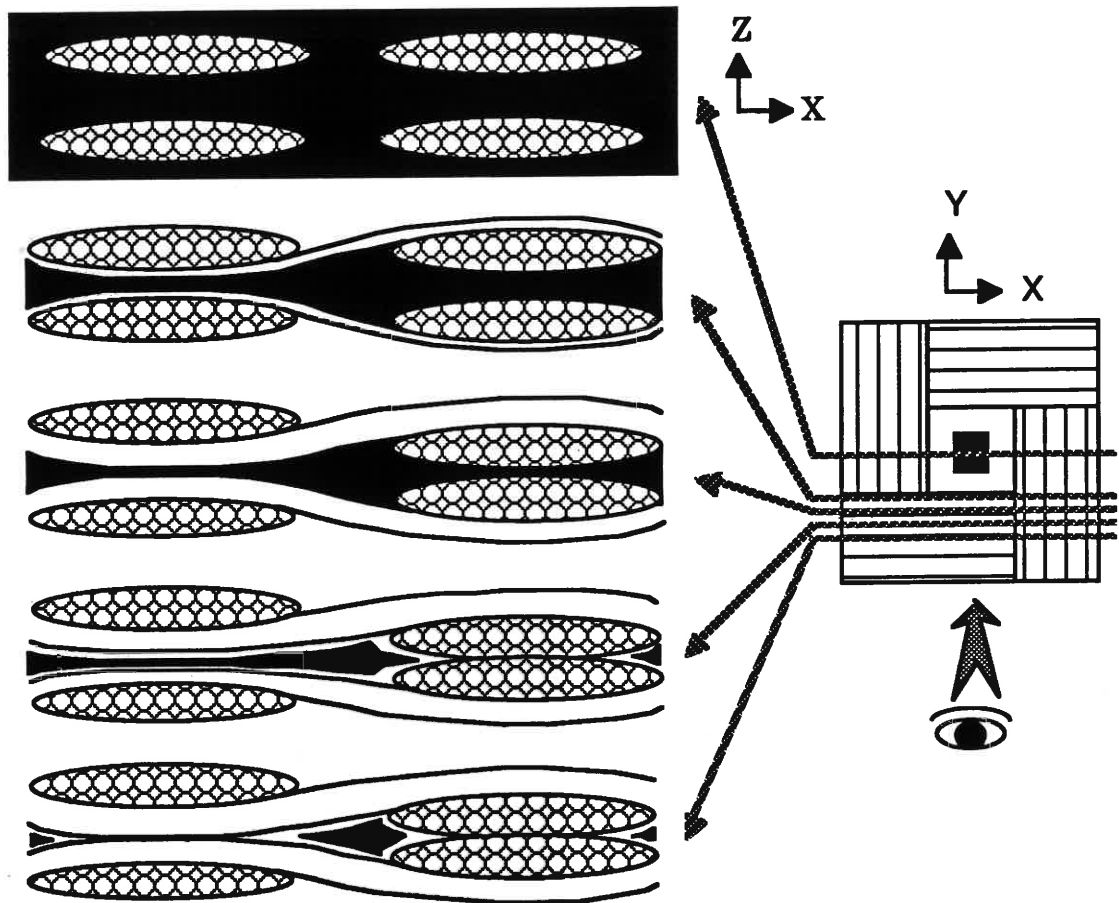


Figure 15. Evolution de la macroporosité dans le plan perpendiculaire aux strates (plan XZ) selon la direction Y.

Longueur de jauge (mm)	σ_r (GPa)	Ecart-type (GPa)	Module de WEIBULL
220	1,5	0,5	3,3
80	1,9	0,6	3,2
25	2,0	0,6	3,3
15	2,1	0,5	3,9

Tableau 1. Propriétés mécaniques de la fibre en traction à température ambiante [14].

Module d'YOUNG (GPa)	Coefficient de POISSON	CDT ($10^{-6}K^{-1}$)		Module de cisaillement (GPa)
		α_r	α_a	

Fibre	180	0,25	2,9	3,9	80
Matrice	400	0,2	4,6	2,0	180

Tableau 2. *Propriétés mécaniques de la fibre et de la matrice (CDT : coefficients de dilatation thermique, r : radial, a : axial) [15-17].*

La matrice :

Il est plus difficile d'obtenir des caractéristiques mécaniques pour la matrice car il est impossible de l'élaborer seule. En effet, il a été montré plus haut que le procédé C.V.I. nécessite obligatoirement la présence d'un substrat. Une alternative existe dans l'exploitation de résultats d'essais de traction sur microcomposites [16]. Néanmoins, il est possible de trouver des valeurs dans la littérature [15,17] :

Les matériaux composites :

Ils sont constitués par la superposition de 10 couches de tissus.

Des données ont été établies à partir d'essais de traction réalisés sur des éprouvettes de forme haltère selon l'une des directions du renfort. Les résultats sont fournis au tableau 3.

II LA MULTIFISSURATION MATRICIELLE

II.1 OBSERVATIONS

Dans la plupart des composites thermostrostructuraux la matrice possède une déformation à rupture plus faible que les fibres. Elle s'endommage la première.

Les caractéristiques de cette fissuration matricielle sont très dépendantes de la structure du matériau. De très nombreux travaux ont porté sur des matériaux dont le renfort fibreux était unidirectionnel car l'étude et la modélisation sont plus faciles à réaliser du fait de leur structure simplifiée. La compréhension des



Module d'YOUNG (GPa)	Coefficient de POISSON	Contrainte à rupture (MPa)	Déformation à rupture (%)
----------------------	------------------------	----------------------------	---------------------------

Matériau B	240	0,14	360	1,0
Matériau C	225	0,12	160	0,19

Tableau 3. *Propriétés mécaniques des matériaux composites.*

mécanismes d'endommagement de cette classe de matériaux est toutefois indispensable pour l'étude de matériaux plus complexes puisqu'elle représente le premier sous-ensemble hétérogène à l'échelle macroscopique. Ainsi, en 1973 une étude [18] montrait la présence de fissures régulièrement espacées au sein d'un matériau dont la matrice était en résine époxyde et les fibres en acier. Ces fissures traversaient la section du composite perpendiculairement à la direction de la sollicitation. Des essais de traction et de flexion réalisés sur des systèmes SiC/verre ont révélé également la présence d'un réseau de microfissures matricielles qui se développe progressivement avec l'application de la charge [19,20,21]. Dans le cas où les fibres sont mal alignées les fissures sont plus localisées (entre deux fibres) et le pas de fissuration est très dispersé (fig. 16) [22]. Des travaux portant sur des matériaux unidirectionnels SiC/SiC montrent aussi la présence de fissures dont l'amorçage se situe préférentiellement aux macropores que possède la matrice [23]. Cette multifissuration matricielle a été également observée sur des fils (ensemble de 500 fibres) infiltrées (SiC/SiC) [24].

L'évolution naturelle du composite unidirectionnel se présente sous la forme d'un composite stratifié. Ce matériau composite est obtenu par empilement de plusieurs unidirectionnels qui sont orientés différemment de façon à générer plusieurs directions de renfort. La forte anisotropie que possède un composite unidirectionnel n'est pas gênante lorsque ce matériau est utilisé selon la direction de son renfort. Par contre, dans les stratifiés, l'anisotropie de la couche unidirectionnelle induit des comportements mécaniques différents d'une couche à l'autre selon les directions du renfort par rapport à la direction des sollicitations. Ceci nécessite une approche locale des mécanismes d'endommagement. Ainsi, dans le cas d'un matériau composite (SiC/verre) symétrique dont les strates sont orientées successivement à 0° puis à 90° on observe que la fissuration débute dans la double strate à 90° située au milieu du matériau composite pour ensuite

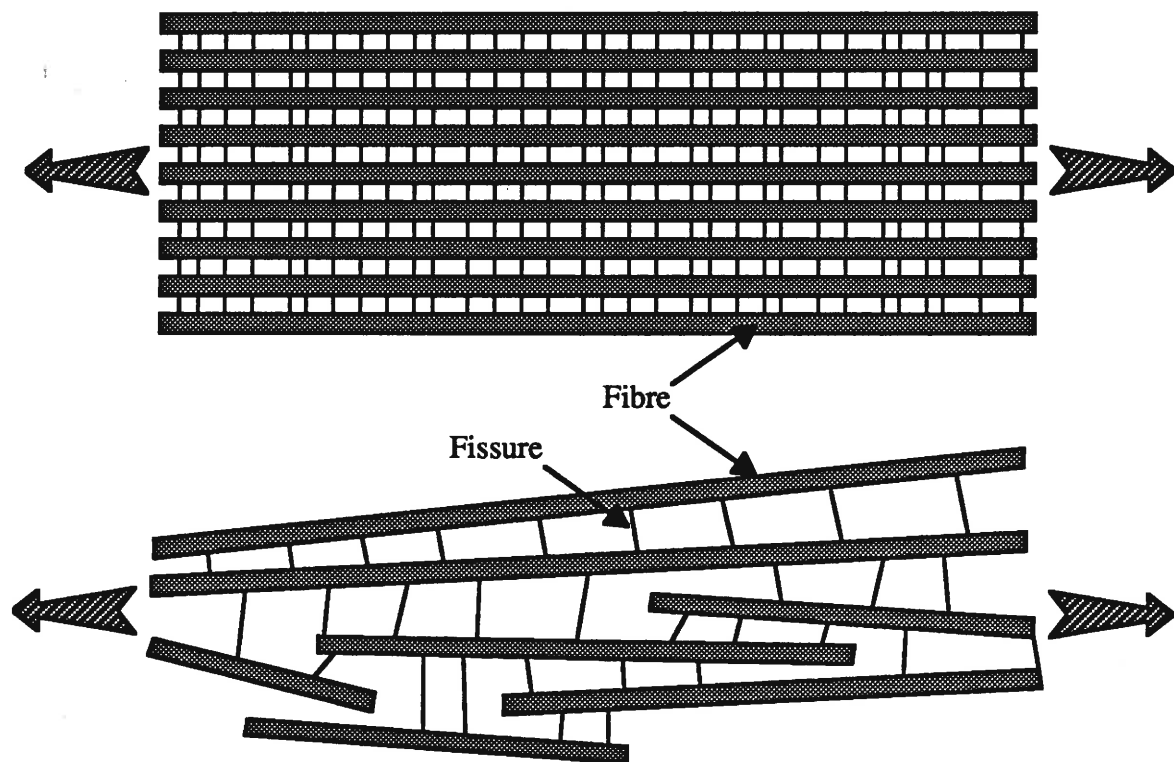


Figure 16. *Effet de l'alignement des fibres sur la multifissuration.*

atteindre les autres strates à 90° puis pénétrer dans les strates à 0° [25]. Ce premier exemple illustre la sensibilité de cette classe de matériau à la structure. De plus, quelle que soit la séquence de stratification les mécanismes de fissuration sont équivalents : les strates à 90° se fissurent les premières suivies par celles à 0° [26]. Les fissures qui s'amorcent dans les strates à 90° traversent généralement la section entière du composite alors que les autres restent localisées dans les couches où elles s'amorcent. Par contre, l'intensité de la fissuration est très dépendante de la séquence de stratification et de l'orientation de la strate par rapport à la sollicitation [21]. Ces phénomènes ont été observés dans d'autres systèmes tels que C/plastique [27], verre/polyester [28] et SiC/SiC [23].

Le défaut majeur des stratifiés réside dans leur facilité à se délaminer par séparation des strates. Pour pallier ce problème, les fils ont été tissés de façon à lier fortement les différentes directions du renfort fibreux entre elles. Ces nouveaux matériaux composites possèdent, en général, une structure plus complexe avec notamment la présence d'une porosité résiduelle qui apparaît pendant l'élaboration. Cette porosité est due à la difficulté d'infiltrer la matrice au sein du tissage. Ainsi, dans des C/C 2D les fissures s'amorcent à l'interface fibre-matrice et se connectent à la microporosité présente dans les fils transversales. Elles restent ainsi très localisées dans le matériau [29]. La macroporosité qui se trouve dans les 2D tissés SiC/SiC joue un rôle important dans le début de la fissuration puisqu'elle constitue des sites d'amorçage de fissures [30]. Malgré cette structure fortement hétérogène la fissuration est assez semblable à celle des matériaux composites stratifiés dans la mesure où les fils transversaux se fissurent les premiers (fissures étendues) et les fils longitudinaux les seconds (fissures localisées, fig. 17).

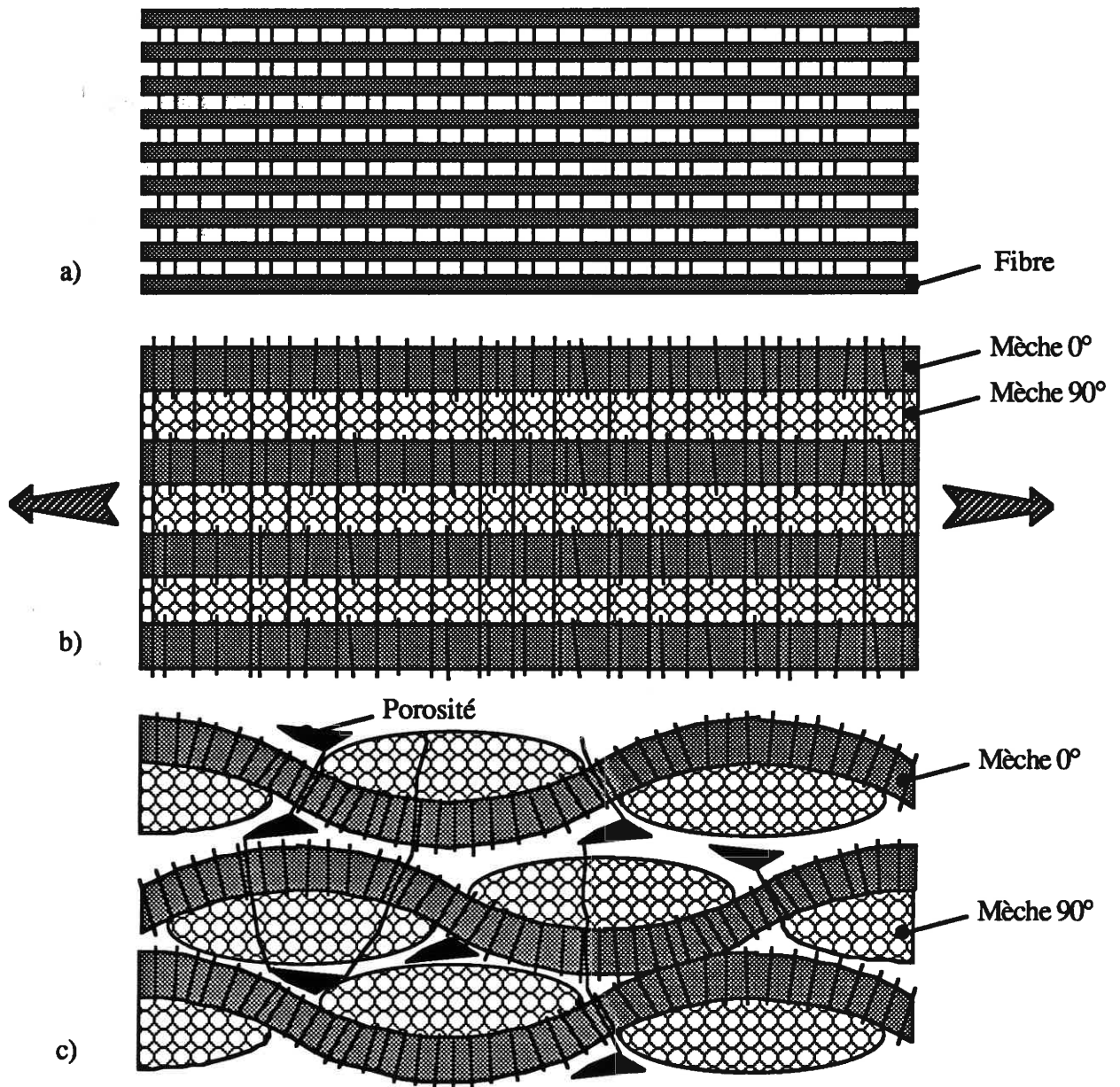


Figure 17. Influence de l'organisation du renfort fibreux sur la fissuration :
 a) unidirectionnel, b) stratifié, c) 2D tissé.

IL2 CONDITION DE MULTIFISSURATION D'UN DES CONSTITUANTS DU COMPOSITE

Dans le cas où la matrice est déposée directement sur les fibres la liaison entre ces deux constituants est trop forte. Le matériau présente alors une rupture fragile car la fissure issue de la matrice se propage à travers les fibres. D'où la nécessité d'intercaler un matériau entre les fibres et la matrice. Il convient maintenant de préciser le vocabulaire concernant le domaine intermédiaire qui existe entre ces deux constituants :

- 1) *la zone interfaciale* : elle regroupe les différentes couches qui se trouvent entre la fibre et la matrice,
- 2) *l'interface* : elle représente la surface qui délimite deux matériaux voisins,
- 3) *l'interphase* : elle représente toute matière qui se situe entre la fibre et la matrice.

Le matériau d'interphase aura deux actions principales :

- 1) permettre une déviation de la fissure le long de la fibre de façon à protéger celle-ci d'une rupture,
- 2) permettre un transfert de charge de la fibre vers la matrice au delà de la zone décollée. Ce mécanisme est responsable du développement de la multifissuration.

Toutefois, pour que la multifissuration matricielle puisse se développer il est également impératif que la fraction volumique de fibres (V_F) qui est présente au sein du matériau soit supérieure à une valeur critique pour pouvoir résister à la surcharge due à la première fissure matricielle [31,32] (fig. 18). En deçà, le

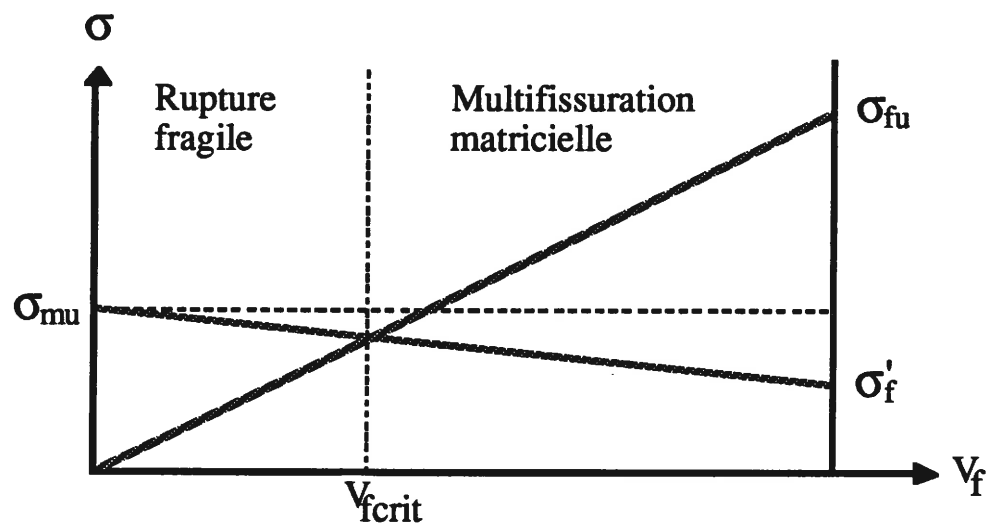
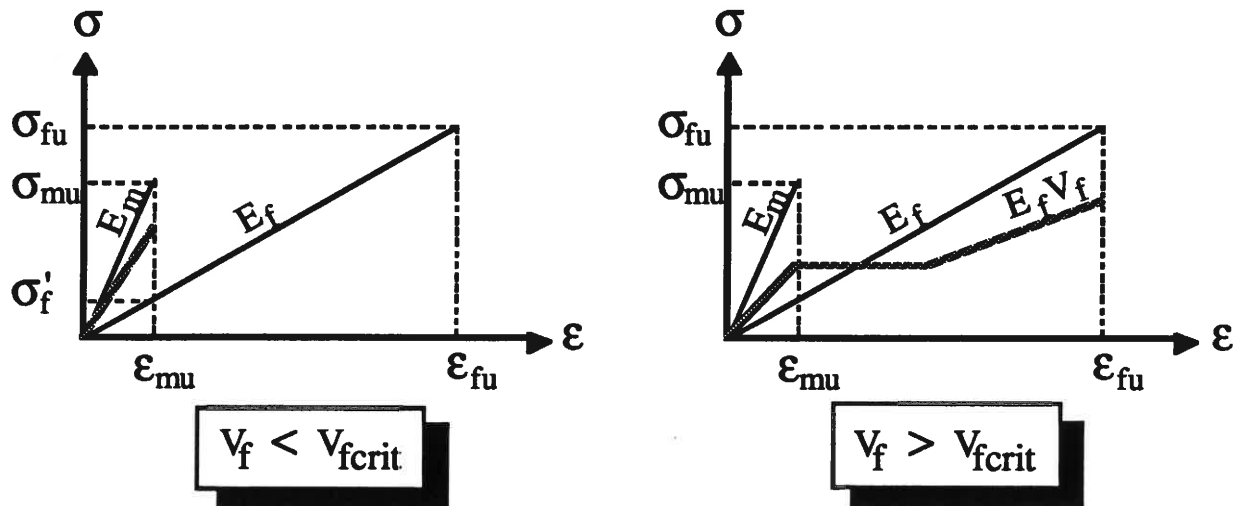


Figure 18. Représentation du domaine de multifissuration matricielle en fonction du volume de fibres.

matériau présente une rupture fragile. Dans l'autre cas ($V_f > V_{fcrit}$) le matériau subit un endommagement qui lui permet d'atteindre des caractéristiques mécaniques à rupture bien supérieures à celles de la matrice monolithique.

Le principal mécanisme dont dispose le composite pour s'opposer à la propagation d'une fissure est le pontage de celle-ci par les fibres. L'efficacité de celui-ci dépend des caractéristiques de la zone interfaciale. En effet, il est nécessaire que cette zone génère un frottement entre la fibre et la matrice pour s'opposer au glissement de la fibre (fig. 19) [33]. Dans le cas où il existe une liaison chimique il faut créer dans un premier temps une décohésion le long de la fibre pour se retrouver dans la situation précédente.

L'influence de l'interphase et des fibres sur l'ouverture des fissures est prise en compte en considérant des tractions de fermeture qui sont exercées sur la surface de la fissure. L'analyse soit par l'intensité de la contrainte soit par l'équilibre énergétique permettent de prévoir une variation identique de la contrainte de fissuration de la matrice en fonction des propriétés du matériau [34,35]. Les fissures courtes nécessitent un traitement différent.

Le rôle primordial de l'interphase a déjà été mis en évidence dans des systèmes très différents de ceux qui sont utilisés dans cette étude, en particulier sur des matériaux composites à matrice :

- 1) polymère : où l'interaction de l'interphase avec les différents constituants du composite influe sur la limite de linéarité [36],
- 2) vitro-céramique : la création d'une fine couche de carbone, lors de l'élaboration, entre la fibre et la matrice permet au composite de posséder

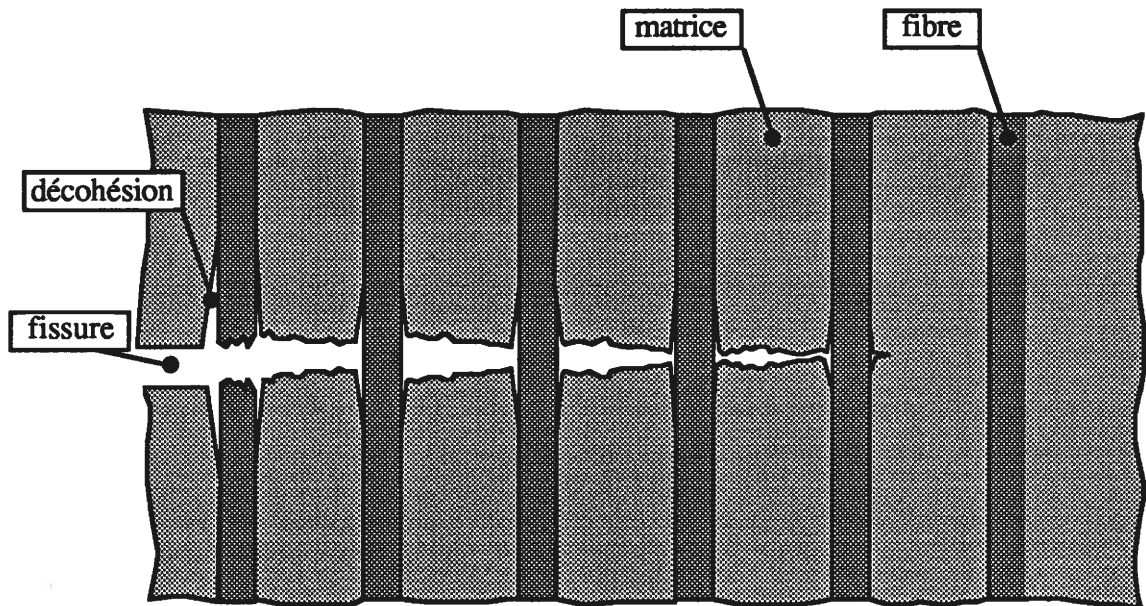


Figure 19. Pontage d'une fissure par des fibres.

une bonne ténacité. L'inconvénient majeur du carbone réside dans sa très grande sensibilité à la température, c'est pourquoi au delà de 600°C les propriétés mécaniques du composite chutent [37,38],

3) aluminium : il a été montré que la zone interfaciale qui se crée pendant l'élaboration affecte d'une façon très importante le comportement à rupture [39]

Selon le procédé d'élaboration du matériau composite la zone interfaciale peut revêtir de nombreux aspects (fig. 20) [40]. Nous avons vu plus haut que cette zone apparaît soit d'une façon "accidentelle" par décomposition de la fibre soit par dépôt contrôlée. Le dépôt interfacial joue également un rôle protecteur envers les dégradations thermiques que peut subir la fibre lors de la fabrication qui peuvent provoquer une chute importante des caractéristiques mécaniques de la fibre et par conséquent du composite [41].

Une étape supplémentaire dans l'amélioration des propriétés mécaniques de la zone interfaciale peut consister en un traitement de surface des fibres avant infiltration de la matrice. Il peut s'agir par exemple d'un traitement par plasma pour augmenter la rugosité, la mouillabilité de la fibre par la matrice ainsi que les interactions chimiques [42,43].

Les propriétés des composites résultent donc essentiellement des propriétés mécaniques de la zone interfaciale. L'intensité de la liaison est un paramètre que l'élaborateur doit maîtriser le plus parfaitement possible dans le but d'optimiser les qualités mécaniques du matériau. La condition minimale suivante a été

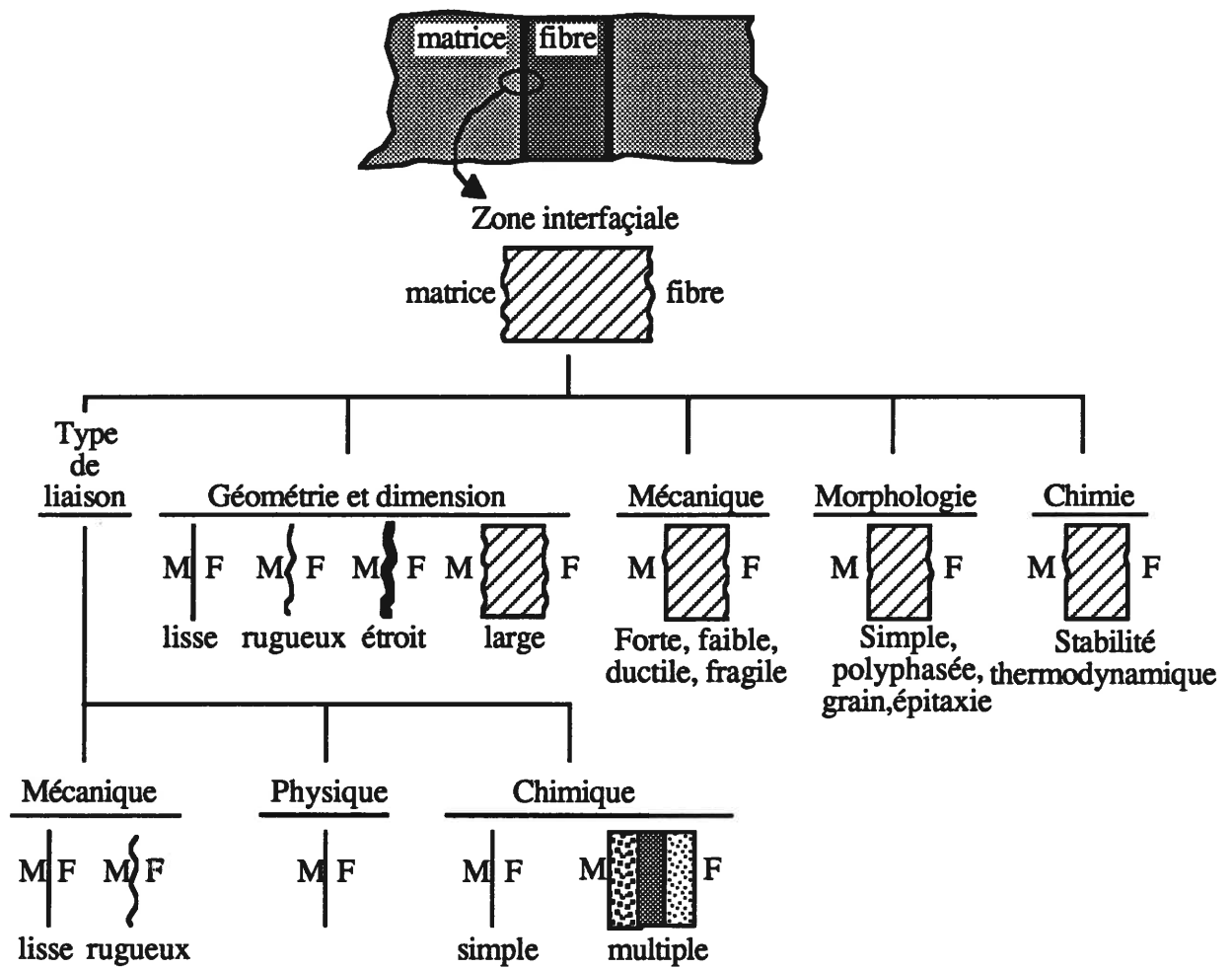


Figure 20. Caractérisation de la zone interfaçiale.

proposée. Elle est fondée sur les taux de restitution d'énergie : $G_{ic}^{interphase} < \frac{1}{4} G_{ic}^{fibre}$ pour que la fissure puisse être déviée [7].

Lorsque la zone interfaciale subit une décohésion le transfert de charge ne peut s'effectuer que par la présence d'un frottement. Celui-ci est affecté par les contraintes normales à la fibre telle que par exemple :

1) : les contraintes dues à l'effet POISSON. Lorsque le matériau s'allonge dans la direction des fibres, celui-ci se contracte selon les autres directions. Cela induit généralement une compression de l'interphase qui modifie l'intensité du frottement,

2) : les contraintes d'origine thermique qui sont générées lors de l'élaboration. En effet, la différence des coefficients de dilatation thermique engendre lors du refroidissement du composite des contraintes qui peuvent être longitudinales et/ou radiales.

La rugosité des surfaces des différents constituants en contact (fibre/interphase, interphase/matrice) pourra aussi jouer un rôle important.

L'interphase doit posséder préférentiellement une structure lamellaire de façon à faciliter la décohésion tels que par exemple le carbone pyrolytique et le nitrure de bore [44]. L'observation par microscopie électronique en transmission de couches de pyrocarbone à l'interphase d'un matériau SiC/SiC a révélé que le dépôt est constitué de plusieurs couches [8]. Au contact de la fibre se trouve une première couche de 5nm d'épaisseur de silice amorphe et de carbone sous la forme d'unités structurales de base (nommées USB). La deuxième couche est plus complexe. Elle apparaît sous la forme d'un pyrocarbone qui est soit très organisé

et conduit à une structure anisotrope, soit sous une forme désorganisée qui conduit à une structure quasi-isotrope. La dernière couche contient essentiellement du pyrocarbone isotrope. En fait lorsqu'une fissure pénètre dans la zone interfaciale elle est déviée au niveau de la deuxième couche puisque celle-ci peut aisément se fissurer par clivage [45]. La couche de silice se forme même sans la présence du pyrocarbone mais elle conduit alors à une liaison fibre/matrice trop forte et conduit le matériau à une rupture fragile.

IL3 COMPORTEMENT MECANIQUE

Si le matériau composite possède à la fois un taux de fibre suffisant et une interphase permettant le transfert de charge alors il générera un réseau de fissures qui va dissiper l'énergie de déformation. L'ouverture des fissures permet une déformation générale du matériau nettement plus importante que dans le cas d'une céramique seule. Dans le cas d'un composite idéal la courbe de comportement issue d'un essai de traction contrôlé par une vitesse de déformation constante ressemblera à la courbe présentée à la figure 21 (séquence A-B-C-D) :

Première étape (zone AB) : il s'agit de la phase linéaire qui correspond à un comportement purement élastique. Aucun endommagement n'est généré dans cette phase. Les déformations des fibres et de la matrice sont égales,

Deuxième étape (zone BC) : il s'agit du développement du phénomène de multifissuration qui se produit dans le constituant qui possède la déformation à rupture la plus faible. Le point B correspond alors à la déformation à rupture de la matrice. Il existe un phénomène de retard à la fissuration . Il est possible d'établir analytiquement que la contrainte appliquée au composite pour créer la première fissure matricielle est

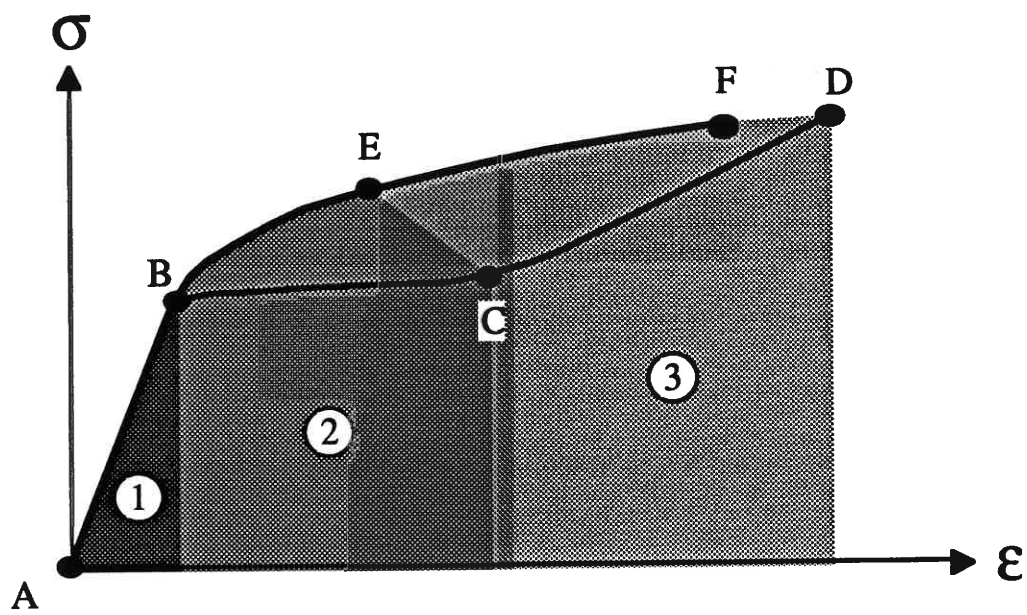


Figure 21. *Courbes de comportement caractéristiques.*

supérieure à la contrainte qu'il faudrait appliquer sur la matrice considérée seule selon l'expression suivante [31]:

$$\sigma_{cu} = \sigma_{mu} \left[1 + V_f \left(\frac{E_f}{E_m} - 1 \right) \right] \quad (1)$$

où σ_{cu} est la contrainte où se produit la fissuration dans le matériau composite,

σ_{mu} est la contrainte de rupture de la matrice seule.

L'endommagement se poursuit à contrainte constante jusqu'à une taille de bloc matriciel minimale qui ne peut plus être rechargé (point C). Il s'agit de la saturation. La partie des fibres qui se trouve au droit de la fissure subit alors une surcharge locale dans la mesure où elles supportent seule la charge imposée au composite. Le gradient de contrainte qui s'installe le long des fibres est alors dépendant d'une propriété mécanique de l'interphase : la contrainte de cisaillement limite notée τ , inférieure à la contrainte de cisaillement de la matrice. Si la matrice possède des défauts de sévérité variable la multifissuration ne se produira pas à contrainte constante. La courbe de comportement suivra alors plutôt le trajet ABEF,

Troisième étape (zone CD) : la décohésion entre les fibres et la matrice générée lors de la phase précédente est suffisamment importante pour que la charge ne puisse plus être transmise à la matrice. A ce stade, seules les fibres évitent la rupture du matériau. Cela se traduit sur la courbe de comportement par une partie linéaire correspondant à l'allongement des fibres en présence de frottements entre les fibres et la matrice. La contrainte de rupture ultime du composite σ_c est :

$$\sigma_c = E_f V_f \epsilon_c \quad (2)$$

où :

ϵ_c est la déformation à rupture,

V_f représente la fraction volumique de fibres qui participent réellement à la rigidité du composite dans la direction de traction,

Cette expression suppose qu'il n'y a pas d'interaction entre les fissures matricielles et les ruptures de fibres.

Dernière étape : elle concerne la rupture ultime du matériau composite.

Celle-ci peut se produire de deux façons :

(i) de manière fragile par rupture quasi-simultané de toutes les fibres,

(ii) de manière progressive en partie due à l'extraction des fibres de leur gaine matricielle. Ainsi, le frottement généré entre les fibres et la matrice participe pour une grande part à l'énergie de rupture.

Ces deux modes sont souvent influencés par les conditions expérimentales et plus précisément avec les conditions d'asservissement du déplacement de la traverse de la machine de traction.

III APPROCHES DE LA RUPTURE DES MATERIAUX CERAMIQUES

III.1 APPROCHES MECANIQUES DETERMINISTES DE LA RUPTURE

Approche de GRIFFITH

Les énergies de liaisons qui unissent les atomes d'un matériau entre eux sont beaucoup plus importantes que l'énergie qu'il est réellement nécessaire de produire pour amener une pièce à rupture. Ceci a conduit GRIFFITH à considérer les défauts dans les solides comme des entités physiques qui provoquent des concentrations de contraintes avec une amplitude qui varie selon la taille et la forme du défaut ainsi qu'avec le matériau considéré.

Cette approche est basée sur un raisonnement énergétique. Il suppose qu'une fissure se propage lorsque l'énergie libérée lors de son extension est supérieure à l'énergie absorbée par cette extension.

L'augmentation de la surface de la fissure 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 :

$$\Delta U = \Delta W_e - \Delta W_F \quad (3)$$

$$\Delta U_s = 2\gamma\Delta a$$

W_e : énergie élastique emmagasinée dans le solide,

W_F : travail des forces extérieures.

Le critère de propagation devient alors :

$$\frac{-\Delta U}{\Delta a} \geq 2\gamma \quad (4)$$

Si l'on fait tendre le terme Δa vers zéro ce critère devient :

$$G = -\frac{\partial U}{\partial a} \quad (5)$$

G est appelé taux de restitution d'énergie. Lorsque G atteint ou dépasse une valeur critique $G_c (= 2\gamma_s)$ la fissure se propage.

Approche d'IRWIN

IRWIN s'est intéressé plus particulièrement au champ de contraintes qui règne au voisinage d'une fissure plane dont l'extrémité est parfaitement pointue. L'analyse mécanique montre que la contrainte tend vers l'infini lorsque l'on se rapproche de l'extrémité de la fissure.

Cette fissure peut se propager selon trois modes :

1) mode I : il correspond à une traction perpendiculaire au plan de la fissure et provoque son ouverture. Ce mode est généralement le plus pénalisant pour les matériaux fragiles,

2) mode II : il correspond à une propagation par glissement droit. Il s'agit d'un cisaillement perpendiculaire au fond de la fissure,

3) mode III : il correspond à une propagation par glissement vis, le cisaillement est parallèle au fond de la fissure.

Pour le mode I les éléments du tenseur des contraintes s'écrivent comme :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (6)$$

avec r et θ : coordonnées polaires du point considéré,

i, j : indices du tenseur des contraintes,

K_I : facteur d'intensité des contraintes.

Le facteur d'intensité de contraintes ainsi que le taux de restitution d'énergie possèdent une valeur critique qui est intrinsèque au matériau.

III.2 APPROCHES STATISTIQUES-PROBABILISTES DE LA RUPTURE

Il est connu depuis longtemps que les matériaux céramique possèdent une rupture à caractère aléatoire, en raison de leur très grande sensibilité vis à vis de la taille des défauts qu'elles contiennent. Ainsi, la rupture se trouve dictée par le

volume sous contrainte, le champ de contraintes et la distribution statistique des défauts.

Les approches statistiques sont fondées sur un concept qui assimile les éléments de volume du matériau aux maillons d'une chaîne. La théorie du "maillon le plus faible" considère que la rupture du matériau massif est dictée par la rupture locale de l'élément (maillon) le plus faible. En outre, la rupture se produit de manière catastrophique par croissance brutale de la fissure et non par la coalescence de plusieurs fissures.

Sachant que les matériaux composites de cette étude sont constitués de matériaux céramiques fragiles (fibre et matrice), il semble opportun de s'intéresser aux approches statistiques-probabilistes.

Pour un matériau isotrope les théories statistiques peuvent être groupées en trois catégories : la théorie de WEIBULL, les théories fondées sur la distribution statistique de fissures et les approches de la contrainte élémentaire.

III.2.1 La théorie de WEIBULL

Il s'agit de la théorie statistique la plus couramment utilisée car son application est relativement simple [46]. Considérons un matériau (un tube par exemple) de longueur L décomposé en éléments de volume soumis à une contrainte σ . La probabilité de non rupture vaut alors :

$$(1 - P) = (1 - P_0)^L \quad (7)$$

La longueur peut être remplacée par le volume V :

$$\ln(1 - P) = V \cdot \ln(1 - P_0) \quad (8)$$

A ce stade, WEIBULL définit le risque de rupture :

$$B = -\ln(1-P) = \int_V N(\sigma).dV \quad (9)$$

WEIBULL a proposé la forme suivante pour la fonction $N(\sigma)$:

$$N(\sigma) = \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \quad (10)$$

Ceci conduit à l'équation suivante de la probabilité de rupture :

$$N(\sigma) = \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \quad P = 1 - \exp \left[- \int_x \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right).dx \right] \quad (\sigma > \sigma_u) \quad (11)$$

$$P = 0 \quad (\sigma \leq \sigma_u)^m$$

Les paramètres m , σ_u , σ_0 représentent respectivement le module de WEIBULL, la contrainte minimum et la contrainte caractéristique. σ_u est généralement prise égale à 0 dans les céramiques. L'intégration est effectuée sur le volume ou la surface de l'échantillon selon la position des défauts qui engendrent la rupture.

Cette approche présente quelques inconvénients lorsqu'il s'agit d'extrapoler les données à des pièces de grande taille sollicitées par un champ de contraintes complexe. En fait, la principale limite de cette théorie, qui est purement statistique, réside justement dans son manque de base physique. En effet, la réponse des défauts à l'application d'un champ de contraintes multiaxial n'est pas considérée. La fonction $N(\sigma)$ étant arbitraire elle ne caractérise pas nécessairement les défauts qui sont présents dans le matériau. D'où la nécessité de l'utilisation d'une mécanique de la rupture probabiliste.

Il n'est pas possible de prévoir de manière satisfaisante la rupture sous un champ de contraintes multiaxial à partir des données extraites d'un essai uniaxial [47]. Pour tenter de résoudre ce problème le postulat d'indépendance a été utilisé. Il considère que les contraintes principales opèrent indépendamment dans chacune des directions principales. De ce fait, la probabilité totale est le

Cela constitue une approximation car ne sont pas pris en compte les contraintes de cisaillement [48], de compression et les effets de combinaison des contraintes principales locales qui jouent un rôle important sur la rupture.

III.2.2 Distribution statistique des fissures

Certains auteurs ont tenté de pallier le manque de réalité physique du modèle de WEIBULL en considérant la distribution statistique des tailles de fissures [49]. La probabilité de rupture s'écrit alors sous la forme suivante dans le cas où les défauts sont inclinés d'un angle β par rapport à la direction de sollicitation (fig. 22) :

$$P(\sigma) = \int \int \frac{2}{\pi} \cdot f(a) \cdot da \cdot d\beta \quad (12)$$

avec

a : demi-longueur de fissure,

β : angle de la fissure,

$f(a)$: densité de probabilité.

Ce modèle propose une amélioration car les défauts sont considérés comme des entités physiques. L'extension des défauts se produit lorsque la densité d'énergie de déformation atteint une valeur minimale. Ainsi, la contrainte correspondante pour un matériau fragile est donnée par l'équation:

$$\sigma^2 \cdot a = L(\beta, \nu) = \frac{1}{2} \cdot K_{IC} \cdot \beta^{-1} \quad (13)$$

K_{IC} : facteur critique d'intensité de contraintes,

ν : coefficient de POISSON

La principale difficulté de cette approche réside dans la détermination de la fonction $f(a)$. Une expression du type suivant a été établie pour le verre :

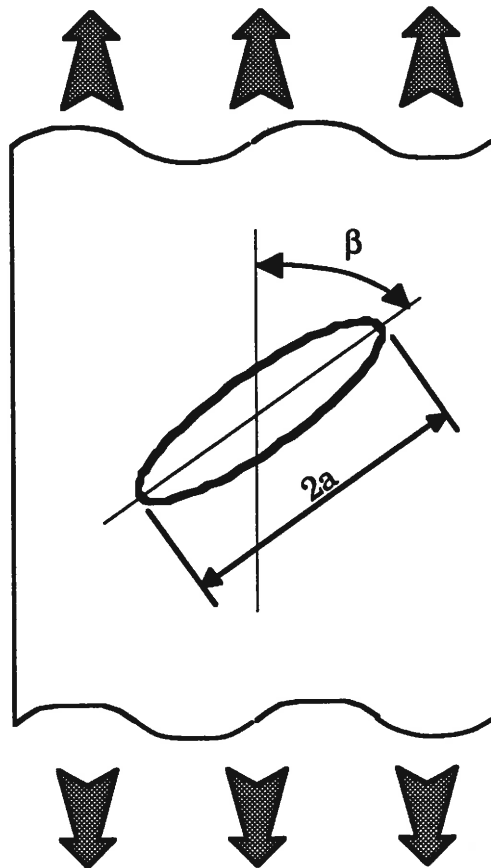


Figure 22. *Défaut quelconque traité dans les modélisations.*

$$f(a) = \frac{c^{n-1}}{(n-2)!} \cdot a^{-n} \cdot e^{-\frac{c}{a}} \quad (14)$$

III.2.3 Modèle de la contrainte élémentaire multiaxiale

Ce modèle permet une approche plus physique de la rupture car il considère les défauts comme des entités physiques grâce à la contrainte élémentaire causant la croissance de ces défauts pour créer une fissure [50,51]. Dans ce modèle la probabilité de rupture est calculée à partir de l'équation suivante :

$$P = 1 - \exp \left[- \int_V dV \cdot \int_0^S g(S) \cdot dS \right] \quad (15)$$

avec :

V est le volume,

S est la contrainte,

$g(S) \cdot dS$ est la densité de défauts ayant une résistance comprise entre S et S+dS.

Cette fonction $g(S)$ caractérise la distribution des défauts dans le matériau. Il s'agit de déterminer cette fonction à partir de données extraites d'échantillons dont la géométrie et le champ de contraintes sont parfaitement définis pour calculer la probabilité de rupture de pièces plus complexes.

Pour décrire la réponse des défauts il faut considérer les contraintes locales qui s'exercent réellement sur ces défauts donc établir les relations entre les composantes des contraintes principales et les contraintes locales, c'est-à-dire la contrainte normale et la composante de cisaillement, et prendre en compte la situation de modes mixtes dues aux contraintes locales. Le critère de rupture multiaxial considère que la propagation de la fissure n'est pas forcément coplanaire mais peut se produire selon des directions qui dépendent des

contraintes de cisaillement. Ce critère utilise le taux de relaxation de l'énergie de déformation G_{\max} :

$$G_{\max} = \frac{(1+\nu).(1+\alpha)}{4.E} . [K_I^4 + 6.K_I^2.K_{II}^2 + K_{II}^4]^{\frac{1}{2}} \quad (16)$$

avec :

E = module d'YOUNG, $\alpha = 3-4\nu$ sous la condition de déformations planes et $(3-\nu).(1+\nu)$ sous la condition de contraintes planes, K_I et K_{II} sont les facteurs d'intensité de contraintes pour les modes I et II.

Une contrainte équivalente est ensuite déduite de G_{\max} . Il s'agit en fait d'une contrainte uniaxiale qui générerait le même taux de relaxation d'énergie que le champ réel (σ, τ) .

$$\sigma_E = (\sigma^4 + 6.\sigma^2.\tau^2 + \tau^4)^{\frac{1}{4}} \quad (17)$$

La contrainte équivalente s'exprime donc comme une fonction des composantes des contraintes principales,

La rupture se produit lorsque σ_E atteint une valeur critique : la contrainte élémentaire σ_E qui est dictée par la valeur critique G_c de G_{\max} . Ce critère prend en compte les composantes de compression.

La fonction de densité de défauts $g(S)$ et par conséquent la probabilité de rupture sont déduites directement de la distribution de la contrainte équivalente S_E . Dans le cas où une fonction puissance est utilisée, $g(S)$ est une fonction d'un paramètre m qui est le même que celui de WEIBULL et d'un facteur d'échelle qui est lui différent de celui de la théorie de WEIBULL.

Le modèle de la contrainte élémentaire multiaxiale a permis une prévision satisfaisante de la rupture d'échantillons complexes soumis à des sollicitation multiaxiales à partir de l'établissement d'une base de données réalisée sur la base d'essais simples tel qu'une flexion quatre points [52,53].

III 2.4 Modèle de BATDORF

La théorie de BATDORF constitue un traitement différent fondé sur le concept de la contrainte élémentaire [54,55].

Dans la théorie statistique de BATDORF les défauts sont considérés à part entière également par l'intermédiaire de la contrainte qui permet leur extension. La probabilité s'exprime comme suit :

$$P_F = 1 - \exp \left[-V \int_0^{\infty} \frac{\Omega(\Sigma, \sigma_{cr})}{4\pi} \frac{dN(\sigma_{cr})}{d\sigma_{cr}} d\sigma_{cr} \right] \quad (18)$$

V: le volume,

Ω : angle solide contenant les normales de toutes les orientations pour lesquelles la composante de la contrainte appliquée normalement au plan de la fissure est $\sigma_n > \sigma_{cr}$. Cette valeur dépend du critère de rupture utilisé, de la géométrie de la fissure et du champ de contraintes appliqué. Elle peut être déterminée numériquement,

$N(\sigma)$: représente la fonction de distribution des tailles et formes des fissures. En d'autres termes, il s'agit de la densité de fissures qui est activée par une contrainte inférieure ou égale à σ_{cr} . Cette fonction dépend de la contrainte et du matériau. BATDORF a d'abord utilisé une série de TAYLOR mais cela constitue un traitement lourd. Une simplification a été apportée en considérant une fonction puissance du type :

$$N(\sigma_{cr}) = k\sigma_{cr}^m \quad (19)$$

Dans ce cas les données de rupture peuvent être exprimées comme une distribution à deux paramètres du type WEIBULL. Les paramètres m et k sont estimés à partir d'essais uniaxiaux.

III.3 APPROCHE DE L'ENDOMMAGEMENT ET DE LA RUPTURE DANS LES MATERIAUX COMPOSITES A MATRICE CERAMIQUE

Les approches précédentes qu'elles soient mécaniques ou probabilistes concernent la rupture de pièces massives monolithiques. Pour un matériau composite la situation est plus complexe puisqu'il faut considérer un ensemble de blocs de matrice générés par un processus de fissuration multiple.

Il existe deux approches différentes pour déterminer le comportement mécanique :

- 1) une approche **micromécanique** qui cherche à établir les courbes contrainte-déformation du matériau à partir des constituants et des mécanismes d'endommagement identifiés par ailleurs,
- 2) une approche **macromécanique** qui considère le matériau dans son ensemble. Celui-ci est toujours supposé continu et homogène mais avec les propriétés du matériau réel endommagé.

La micromécanique permet de décrire la multifissuration de matériaux composites simples pour lesquels le renfort est unidirectionnel [56-62]. Il est d'ailleurs possible d'allier la micromécanique et les théories statistiques-probabilistes [63,64].

La théorie de WEIBULL a fait l'objet de nombreuses applications aux matériaux composites. Ainsi, l'utilisation de la distribution des contraintes à rupture couplée à la contrainte de cisaillement entre la fibre et la matrice dans un microcomposite permet de prévoir l'évolution de la fragmentation d'une fibre [65]. Certains modèles considèrent la matrice comme saturée en fissures pour ne

s'intéresser qu'à la rupture des fibres sous un champ de contraintes en dents de scie. En utilisant une loi de WEIBULL à deux paramètres et la notion de transfert de charge entre la fibre et la matrice sur la longueur de décohesion il est possible de déterminer la contrainte et la déformation moyennes [66]. La statistique de WEIBULL peut être adaptée à un cas de distribution bimodale pour rendre compte, par exemple, des différents modes de rupture de la fibre de carbone. Les paramètres sont estimés en ajustant la densité de probabilité à l'histogramme expérimentale en utilisant la méthode du maximum de vraisemblance [67]. Il est même possible d'appréhender le mécanisme d'extraction de fibres dans des matériaux composites en assimilant la distribution des résistances locales dans la fibre à une loi de WEIBULL. La longueur d'extraction correspond à la distance entre le plan de la fissure matricielle et la rupture de la fibre. Ce modèle est basé sur le compromis entre le champ de contraintes supportée par la fibre et la distribution aléatoire des défauts [68]. Il est également possible de simuler la rupture d'une fil à 7 fibres en utilisant le modèle de la chaîne de fils [69]. Des nombres aléatoires générés par une simulation du type de Monte Carlo permettent par identification avec une loi de WEIBULL de déterminer la contrainte à rupture de chaque partie de fibre. Peu d'études ont porté sur la rupture de la matrice. Ainsi, une loi à deux paramètres concernant les défauts de volume a permis de simuler le développement de la fissuration en supposant :

- 1) que la fissure apparaît pour une probabilité de 0,5,
- 2) la nouvelle fissure est placée au milieu du bloc entre les deux autres fissures,

3) la saturation est atteinte lorsque la longueur du bloc de matrice restant devient inférieur à la longueur de glissement généré par une nouvelle fissure [70].

BATDORF utilise la théorie du maillon le plus faible pour déterminer le nombre de fibres rompues mais il abandonne le modèle de la chaîne de fils pour considérer la concentration de fibres rompues par plan pour déterminer la rupture de la fil [54].

L'étude d'un matériau à structure complexe peut être simplifiée en considérant une entité représentative élémentaire. Ceci constitue une **mésoméchelle** qui est constituée pour un 2D d'un élément de volume qui englobe une demi-ondulation selon chaque direction du renfort. Cette approche a donné lieu à plusieurs travaux [71-74].

Compte tenu de la complexité de la structure des matériaux composites 2D tissés de la famille des SiC/SiC, il a paru indispensable avant d'aborder une quelconque modélisation de ces matériaux de mettre en évidence et de comprendre les différents mécanismes de fissuration matricielle. C'est sur la base de ces connaissances et de données caractéristiques des constituants du composite qu'ont été entreprises des simulations du comportement mécanique dans lesquelles les constituants sont considérés comme des entités physiques.

La simulation du comportement mécanique s'est intéressée à deux échelles : l'échelle du composite et l'échelle du microcomposite. Les modèles ont utilisé les approches statistiques-probabilistes afin de prendre en compte l'aspect aléatoire de la rupture dans les constituants fragiles du matériau composite. L'approche de la contrainte élémentaire multiaxiale a été employée pour la simulation du comportement du composite compte tenu du champ multiaxial qui s'exerce dans

celui-ci. L'approche de WEIBULL a été jugée suffisante pour analyser le microcomposite, sachant que le champ de contraintes est essentiellement uniaxial.

Les théories statistiques qui utilisent le concept du maillon le plus faible s'appliquent parfaitement pour décrire l'initiation de la rupture fragile dans les différentes phases fragiles du matériau composite.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] **YAJIMA, S., OKAMURA, K., AGASHI, J., OMRI, M.** "Synthesis of continuous SiC Fibers with high tensile strength." J. Amer. Ceram. Soc., 1976, Vol.59, n°78, p. 324-327.
- [2] **SIMON, G., BUNSELL, A.R.**, "Mechanical and structural characterisation of the Nicalon silicon carbide fibre." Journal of Materials Science, 1984, Vol.19, p.3649-3657.
- [3] **PORTE, L., SARTRE, A.**, "Evidence for a silicon oxycarbide phase in the Nicalon silicon carbide fibre." Journal of Materials Science, 1989, Vol.24, p.271-275.
- [4] **LAFFON, c., FLANCK, A.M., LAGARDE, P., LARIDJANI, M., HAGEGE, R., OLRV, P., COTTERET, J., DIXMIER, J., MIQUEL, J.L., HOMMEL, H., LEGRAND, A.P.**, "Study of Nicalon - based ceramic fibres and powders by EXAFS spectrometry, X-ray diffractometry and some additionnal methods." Journal of Materials Science, 1989, Vol.24, p.1503-1512.
- [5] **ANDERSSON, C.H., WARREN, R.**, "Silicon carbide fibres and their potential for use in composite materials." Part 1. Composites, 1984, Vol.15, n°1, p.16-24.
- [6] **LABRUGERE, C.** "Influence de l'évolution physico-chimique des fibres et de la zone interfaciale fibre/matrice sur le comportement mécanique des composites SiC/C/SiC et SiC/MAS-L après vieillissement thermique sous atmosphère controlée" Thèse de doctorat : Université de BORDEAUX I, n°ordre 998, 1993.
- [7] **CAO, H.C., BISCHOFF, E., SBAIZERO, O., RUHLE, M., EVANS, A.G., MARSHALL, D.B., BRENNAN, J.J.**, "Effect of Interfaces on the Properties of Fiber-Reinforced Ceramics." J. Amer. Ceram. Soc., 1990, Vol.73, n°6, p. 1691-1699.

- [8] **MONTHIOUX, M., COJEAN, D.**, "Microtextures of interfaces related to mechanical properties in ceramic fiber reinforced ceramic matrix composites." ECCM5 April 1992 BORDEAUX, Editors : A.R. BUNSELL, J.F. JAMET, A. MASSIAH , p.729-734, EACM, Bordeaux.
- [9] **COJEAN, D., MONTHIOUX, M., OBERLIN, A.**, "Phénomène interfaciaux dans des composites SiC/SiC 2D de propriétés mécaniques variées.", LYON 6-8 nov 1990, Actes JNC7 (FANTOZZI G., FLUSCHMANN, Eds), p 381-390, AMAC Publ., PARIS, 1990.
- [10] **NASLAIN, R., LANGLAIS, F.**, Introduction aux matériaux composites "Vol. 2, Matériaux composites synthétiques a matrice céramique." (R. NASLAIN, éd.) , Co-édition C.N.R.S./I.M.C. 1979, p439-491, Paris et Bordeaux.
- [11] **NASLAIN, R., ROSSIGNOL, J.Y., QUENISSET, J.-M., LANGLAIS, F.**, Introduction aux matériaux composites "Vol. 2, Matériaux composites synthétiques a matrice céramique." (R. NASLAIN, éd.) , Co-édition C.N.R.S./I.M.C. 1979, p439-491, Paris et Bordeaux.
- [12] **LOB, N.**, "Relations entre microstructure et comportement mécanique des composites SiC/SiC : études de la nature et du rôle de l'interface fibre - matrice dans les matériaux mono et multifilamentaires." Thèse de doctorat : Université de Paris Sud (centre d'Orsay), 1989.
- [13] **LISSART, N., LAMON, J.**, "Analyse statistique multimodale de la rupture des fibres de carbure de silicium." Comptes-rendus des 8^{ème} Journées Nationales sur les Composites (JNC8), 16-18 Nov 1992 (Palaiseau), publiés par O. ALLIX, J.P. FAVRE et P. LADEVEZE, AMAC (1992) PP5-16, Paris.
- [14] **LESNIEWSKI, C., BUNSELL, A.R.**, "Effet matrice dans les matériaux composites réfractaires." Rapport final, convention DRET/SEP n°84/445, 1986.
- [15] **VILLENEUVE, J.F.**, "Etude de la dilatation thermique et du comportement thermomécanique en traction et torsion de quelques fibres céramiques monofilamentaires." Université de BORDEAUX 1, n° : 661, 1991.

- [16] **LAMON, J., LISSART, N., RECHINIAC. C., ROACH, D.H., JOIN, J.M.**, "Micromechanical and Statistical Approach to the behavior of CMC's" Ceramic Engineering & Science Proceedings, Proceedings of the 17 th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, The Amer. Ceram. Soc., Westerville, J.B. Wachtman eds, Cocoa Beach, FL, January 10-15, 1993.
- [17] **FRETY, N.**, "Comportement et endommagement mécaniques de fils densifiés et de matériaux 1D et 2D SiC/SiC influence de vieillissements sous air à haute température." Thèse de doctorat : Ecole Nationale Supérieure des Mines de PARIS, 1989.
- [18] **COOPER, G.A., SILWOOD, J.M.**, "Multiple Fracture in a Steel Reinforced Epoxy Resin Composite." Journal of Materials Science, 1972, Vol.7, p 325-333.
- [19] **MARSHALL, D.B., EVANS, A.G.**, "Failure Mechanisms in Ceramic-Fiber/Ceramic-Matrix Composites." Journal of the American Ceramic Society, 1985, Vol.68, n°5, p 225-231.
- [20] **DANIEL, I.M., ANASTASSOPOULOS, G., LEE, J.-W.**, "the Behavior of Ceramic Matrix Fiber Composites under Longitudinal Loading." Composites Science and Technology, vol 46, 1993, p 105-113.
- [21] **KARANDIKAR, P., CHOU, T.W.**, "Characterization and Modeling of Microcracking and Elastic Moduli Changes in Nicalon/CAS Composites." Composites Science and Technology, vol 46, 1993, p 253-263.
- [22] **KIM, R.Y., PAGANO, N.J.**, "Crack Initiation in Unidirectional Brittle-Matrix Composites." Journal of the American Ceramic Society, 1991, Vol.74, n°5, p 1082-1090.
- [23] **PLUVINAGE P.**, "Etude expérimentale et simulation numérique du comportement mécanique de matériaux composites SiC/SiC. Influence des paramètres de stratification et d'élaboration." Thèse, Université de BORDEAUX I, n° 584, 15 avril 1991.
- [24] **LISSART N.**, Rapport interne, L.C.T.S., n° 2, 1992.

- [25] **BEYERLE, D.S., SPEARING, S.M., EVANS, A.G.**, "Damage Mechanisms and the Mechanical Properties of a Laminated 0/90 Ceramic/Matrix Composite." *Journal of the American Ceramic Society*, 1992, Vol.75, n°12, p 3321-3330.
- [26] **WANG, S.-W., PARVIZI-MAJIDI, A.**, "Experimental Characterization of the Tensile Behaviour of Nicalon Fibre-Reinforced Calcium Aluminosilicate Composites." *Journal of Materials Science*, vol 27, 1992, p 5483, 5496.
- [27] **GARRET, K.W., BAILEY, J.E.**, "Multiple Transverse Fracture in 90° Cross-ply Laminates of a Glass Fibre-Reinforced Polyester." *Journal of Materials Science*, vol 12, 1977, p 157, 168.
- [28] **SCHULTE, K., STINCHCOMB, W.**, "Damage Development Near the Edges of a Composite Specimen During Quasi-static and Fatigue Loading." *Composites Technology REVIEW*, vol 6, n°1, 1984, p 3, 9.
- [29] **POLLOCK P.B.**, "Tensile Failure in 2-D Carbon-Carbon Composites." *Carbon*, 1990, Vol 28, n°5, p717-732.
- [30] **AUBARD, X.**, "Modélisation et identification du comportement mécanique des matériaux composites 2D SiC-SiC." Thèse de doctorat : Université de PARIS VI, 1992.
- [31] **AVESTON, J., COOPER, G.A., KELLY, A.**, "Single and multiple fracture." *Conference Proceedings of National Physical Laboratory, Teddington, UK, 1971, London : IPC Science and technology Press Ltd, 1971, p 15-26.*
- [32] **AVESTON, J., KELLY, A.**, "Theory of multiple fracture of fibrous composites." *Journal of Materials Science*, 1973, Vol 8, p 352-362.
- [33] **EVANS, A.,G.**, "Perspective on the Development of High-Toughness Ceramics." *Journal of Ceramic Society*, 1990, vol 73, [2], p 187-206.
- [34] **MARSHALL, D.,B., COX, B.,N., EVANS, A.,G.**, "The Mechanics of Matrix Cracking in Brittle-Matrix Fiber Composites." *Acta Metall*, 1985, vol 33, n°11, p 2013-2021.

- [35] **MARSHALL, D.B., COX, B.N.**, "Tensile Fracture of Brittle Matrix Composites : Influence of fiber Strength." *Acta Metall*, 1987, vol 35, n°11, p 2607-2619.
- [36] **PUKANSZKY, B., TURCSANYI, B., TUDOS, F.**, "Effect of Interfacial Interaction on the Tensile Yield Stress of Polymer Composites." *Interfaces in polymer, Ceramic, and Metal Matrix Composites*, 1988, Ed ISHIDA H., Elsevier, p 467-477, Cleveland, 1988.
- [37] **BRENNAN, J.J.**, "Interfacial Chemistry and Bonding in Fiber Reinforced Glass and Glass-Ceramic Matrix Composites." *Ceramic microstructures '86 Role of Interfaces, Materials Science Research*, ed PASK, J., A., EVANS, A.,G., vol 21, p 387-399, Berkeley, PLENUM PRESS, 1986.
- [38] **BENSON, P.M., SPEAR, K.E., PANTANO, C.G.**, "Thermochemical Analyses of Interface Reactions in Carbon-Fiber Reinforced Glass Matrix Composites." *Ceramic microstructures '86 Role of Interfaces, Materials Science Research*, ed PASK, J., A., EVANS, A.,G., vol 21, p 415-425, Berkeley, PLENUM PRESS, 1986.
- [39] **LIU, C., PAPE, S., LEWANDOWSKI, J.J.**, "Effects of Matrix Microstructure and Interfaces on Influencing Monotonic Crack Propagation in SiC/Aluminium Alloy Composites." *Interfaces in polymer, Ceramic, and Metal Matrix Composites*, 1988, Ed ISHIDA H., Elsevier, p 513-524, Cleveland, 1988.
- [40] **HARROD, D.L., BEGLEY, R.T.**, "General aspects of interface in composites." *Adv. Fibrous Reinf. Compos.*, 1966, p E1-E16.
- [41] **OKURA, A., IDE, T.**, "Evaluation of Strength of SiC Fiber Reinforced Aluminium Composite Material." *Interfaces in polymer, Ceramic, and Metal Matrix Composites*, 1988, Ed ISHIDA H., Elsevier, p 643-656, Cleveland, 1988.
- [42] **GAUR, U., DAVIDSON, T.**, "Interfacial Effects of Plasma Treatment on Fiber Pull-out." *Interfaces in Composites, Vol 170, Materials Research Society*, Eds PANTANO, C., G., CHEN, E., J., H., p309-314, Boston, 1990.

- [43] **CHANG, T. C., JANG, B.Z.**, "The Effects of Fiber Surface Treatments by a Cold Plasma in Carbon Fiber/bismaleimide Composites." *Interfaces in Composites*, Vol 170, Materials Research Society, Eds PANTANO, C., G., CHEN, E., J., H., p321-326, Boston, 1990.
- [44] **DUGNE, O.**, "Aspects chimiques, microstructuraux et micromécaniques des matériaux composites SiC-SiC à interphase de nitrure de bore." Thèse de doctorat : Université de Bordeaux I., n° 375, 1989.
- [45] **LOWDEN, R., A., MORE, K.L.**, "The Effect of Fiber Coatings on Interfacial Shear Strength and the Mechanical Behavior of Ceramic Composites." *Interfaces in Composites*, Vol 170, Materials Research Society, Eds PANTANO, C., G., CHEN, E., J., H., p205-214, Boston, 1990.
- [46] **WEIBULL, WA.**, "Statistical Distribution Function of Wide Applicability." *J. Appl. Mech.*, 1951, Vol.18, n°3., p 293-297.
- [47] **SHETTY, D.K., ROSENFELD, A.R., DUCKWORTH, WH., HELD, P.R.**, "A Biaxial-Flexure Test for Evaluating Ceramic Strengths." *Journal of the American Ceramic Society*, 1983, Vol.66, n°1, p 36-42.
- [48] **PETROVIC, J.J.**, "WEIBULL Statistical Fracture Theory for the Fracture of Ceramics." *Metallurgical Transactions A*, 1987, Vol.18A, p 1928-1934.
- [49] **JAYATILAKA, A., De S., TRUSTRUM, K.**, "Statistical Approach to Brittle Fracture." *Journal of the Materials Science*, 1977, Vol.12, p 1426-1430.
- [50] **LAMON, J., EVANS, A., G.**, "Statistical Analysis of Bending Strngths for Brittle Solids : A Multiaxial Fracture Problem" *Journal of the American Ceramic Society*, 1983, Vol.66, n°3, p 177-182.
- [51] **LAMON, J.**, "Statistical Analysis of Fracture of Silicon Nitride Using the Short Span Bending Technique", presented at the ASME Gas Turbine Conference and Exhibit, Houston, Amer. Soc. of Mech. Eng., Paper 85-GT-151, 1985.
- [52] **LAMON, J.**, "Probabilistic Failure Predictions in Brittle Materials under Multiaxial Loading" *Probamat Workshop*, "Probabilities and Materials : Test,

Models and Applications" 23-25 Nov 1993, Laboratoire de Mécanique et de Technologie, Ecole Normale Supérieure de Cachan, FRANCE.

[53] LAMON, J., "Statistical Approach to Failure for Ceramic Reliability Assessment" Journal of the American Ceramic Society, 1988, Vol.71, n°2, p 106-112.

[54] BATDORF, S., B., "Tensile Strength of Unidirectionally Reinforced Composites - I." J. Reinforced Plastics and Composites, 1982, Vol 1, p 153-164.

[55] BATDORF, S., B., CROSE, J., G., "A Statistical Theory For the Fracture of Brittle Structures Subjected to Nonuniform Polyaxial Stresses." Journal of Applied Mechanics, 1974, p 459-464.

[56] BUDIANSKY, B., HUTCHINSON, W., EVANS, A.G., "Matrix Fracture in Fiber-Reinforced Ceramics." J. Mec. Phys. Solids, Vol. 34, n°2, pp 167-189, 1986.

[57] EVANS, A.G., MARSHALL, D.B., "The Mechanical Behaviour of Ceramic Matrix Composites" Acta Metall., Vol. 37, n°10, pp 2567-2583, 1989.

[58] MARSHALL, D.B., EVANS, A.G., "Failure Mechanics in Ceramics in Ceramic-fiber/Ceramic-Matrix Composites." J. Am. Ceram. Soc., Vol. 68, n°5, pp 225-231, 1985.

[59] CHARALAMBIDES, P.G., EVANS, A.G., "Debonding Properties of Residually Stressed Brittle-Matrix Composites." J. Am. Ceram. Soc., Vol. 72, n°5, pp 746-753, 1989.

[60] PRYCE, A.W., SMITH, P.A., "Matrix Cracking in Unidirectional Ceramic Matrix Composites under Quasi-static and Cyclic Loading." Acta. Metall. mater., Vol. 41, n°4, pp 1269-1281, 1993.

[61] ZOK, F.W., SPEARING, S.M., "Matrix Cracking Spacing in Brittle Matrix Composites." Acta. Metall. Mater, Vol. 40, n°8, pp 2033-2043, 1992.

[62] CURTIN, W.A., "Multiple Matrix Cracking in Brittle Matrix Composites." Acta. Metall. Mater, Vol. 41, n°5, pp 1369-1377, 1993.

- [63] **SPEARING, S.M., ZOK, F.W.**, "Stochastic Aspects of Matrix Cracking in Brittle Matrix Composites." *J. Eng. Mat. Tech.*, Vol. 115, pp 314-318, 1993.
- [64] **CURTIN, W.A.**, "Theory of Mechanical Properties of Ceramic-Matrix Composites." *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 74, n°11, pp 2837-2845, 1991.
- [65] **CURTIN, W.A.**, "Exact Theory of Fibre Fragmentation in a Single-Filament Composite." *J. Mater Sci*, 1991, Vol.26, p 5239-5253.
- [66] **CAO, H., THOULESS, M.,D.**, "Tensile Test of Ceramic-Matrix Composites : Theory and Experiment." *J. Am. Ceram. Soc.*, 1990, Vol.73, n°7, p 2091-2094.
- [67] **BEETZ, C.**, "The Analysis of Carbon Fibre Strength Distributions Exhibiting Multiple Modes of Failure." *Fibre Science and Technology*, 1982, Vol.16, p 45-59.
- [68] **NAVARRE, G.**, "Etude des mécanismes d'endommagement et de rupture des matériaux composites à fibre et à matrice céramiques." Thèse de doctorat : I.N.S.A., N°90INSAL0026, 1990.
- [69] **LIENKAMP, M., SCHWARTZ, P.**, "A Monte Carlo Simulation of the Failure of a Seven Fiber Microcomposite." *Composite Science and Technology*, 1993, Vol.46, p 139-146.
- [70] **PERES, P., ANQUEZ, L., JAMET, J.**, "Analyse micromécanique de la rupture des composites céramiques." *Revue Phys. Appl.*, 1988, Vol.23, p 213-228.
- [71] **KUO, W.S., CHOU, T.W.**, "Modeling of nonlinear constitutive relations of woven ceramic composites." *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, Vol. 12, n°7-8, pp 1556-1573, 1991.
- [72] **LEBON, B., ARNAULT, V., LESNE, F., RENARD, J.**, "Modélisation du comportement mécanique d'un composite céramique endommagé." *Actes Matériaux composites pour applications à hautes températures*, (R. Naslain, J. Lamalle, J.L. Zulian, eds), 29-30 Mars, pp105-114; Bordeaux, AMAC/CODEMAC, 1989.

[73] **CLUZEL, C., GASSER, A., ALLIX, O., LADEVEZE, P.**, "Modélisation du comportement thermo-mécanique des composites céramiques à matrice fragile." Compte rendu de la réunion du groupe de travail "Modélisation mécanique" du Groupement Scientifique " Comportement thermomécanique des composites céramiques à fibres", LMT Cachan, 10 Dec. 1991.

[74] **LENE, F., PAUMELLE, P.**, "Micromechanisms of Damage in Woven Composite." *Comp. Mat. Techn.*, Vol. 45, pp 97-105, 1992.

SOMMAIRE

I INTRODUCTION

II PROCEDURES EXPERIMENTALES

II.1 DESCRIPTION DE LA MULTIPRESURSION DE LA MATRICE

II.2 OBSERVATION DE LA MULTIPRESURSION DE LA MATRICE

III RESULTATS

III.1 ESSAIS DE TRACTION

MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

DE COMPOSITES 2D SiC/SiC

III.2 OBSERVATION DE L'ENDOMMAGEMENT

III.2.1 Matériau A

III.2.2 Matériau B

III.2.3 Matériau C (type rétrogradé)

IV DISCUSSION

IV.1 INFLUENCE DE LA STRUCTURE DU COMPOSITE

IV.1.1 Influence de la porosité

IV.1.2 Influence de l'orientation sur le comportement mécanique

IV.1.3 La rupture en traction

IV.2 INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT

IV.2.1 Comportement des propriétés mécaniques

IV.2.2 Influence de l'endommagement sur le module élastique

IV.2.3 Analyse des déformations élastiques

IV.2.4 Influence de l'orientation sur le module élastique

IV.2.5 Validité des modèles de propagation des

caractéristiques de l'endommagement sur des matériaux fibreux

IV.3 INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT SUR LES PROPRIETES MECANQUES

IV.3.1 Influence de la porosité sur le module

SOMMAIRE

I INTRODUCTION	1
II PROCEDURE EXPERIMENTALE	
II.1 CREATION DE LA MULTIFISSURATION DE LA MATRICE	2
II.2 OBSERVATION DE LA MULTIFISSURATION DE LA MATRICE	5
III RESULTATS	
III.1 ESSAIS DE TRACTION	
III.1.1 Matériau C	10
III.1.2 Matériau B	11
III.1.3 Matériaux vieillis de façon thermique	13
III.2 ESSAIS DE FLEXION	14
III.3 OBSERVATIONS DE L'ENDOMMAGEMENT	
III.3.1 Matériaux C	15
III.3.2 Matériaux B	22
III.3.3 Matériaux vieillis thermiquement	24
IV DISCUSSION	
IV.1 INFLUENCE DE LA STRUCTURE DU COMPOSITE	
IV.1.1 Influence de la macroporosité	26
IV.1.2 Influence de l'ondulation sur le comportement du toron	27
IV.1.3 La fissuration intra-toron	28
IV.2 INFLUENCE DE L'INTERPHASE	
IV.2.1 Comparaison des propriétés interfaciales	31
IV.2.2 Influence de l'interphase sur le renfort fibreux	33
IV.2.3 Analyse des déformations transversales	35
IV.2.4 Influence de l'interphase sur la limite de linéarité	36
IV.2.5 Validité des modèles de quantification des caractéristiques de l'interphase sur des matériaux tissés	38
IV.3 INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT SUR LES PROPRIETES MECANQUES	
IV.3.1 Influence de la fissuration sur la rigidité	42

IV.3.2 Influence de la vitesse de sollicitation sur la fissuration	43
IV.4 INFLUENCE DE LA RESISTANCE DES FIBRES	45
IV.5 CLASSEMENT DES CMC	46
V CONCLUSION	49
BIBLIOGRAPHIE	51

I INTRODUCTION

Le but recherché est d'identifier l'évolution de la fissuration matricielle et l'influence qu'elle peut avoir sur le comportement mécanique du matériau composite. Il faudra pour cela répondre au problème de la localisation, de la propagation des fissures et surtout aux interactions qu'il peut exister entre le développement de celles-ci et la microstructure du matériau. La compréhension des mécanismes de fissuration matricielle au sein de matériaux composites à fibres et matrice en céramique nécessite donc les quatre étapes suivantes :

- 1) la définition de l'état de référence du matériau,
- 2) la création de cette multifissuration par la réalisation d'essais mécaniques variés,
- 3) l'observation complète de cet endommagement en vue de déterminer l'origine des fissures, leur densité, leur évolution en fonction des sollicitations, etc ...
- 4) les relier aux caractéristiques des constituants, et plus particulièrement l'interphase et la fibre (puisque la matrice est, elle, inchangée)

Les modifications des caractéristiques mécaniques de l'interphase et des fibres ont été réalisées grâce à des vieillissements thermiques avec des températures et des environnements gazeux différents. Des essais de traction à chaud n'ayant pu être réalisés au laboratoire, les analyses se sont portées sur des éprouvettes d'abord vieilles de façon thermique pour être ensuite sollicitées mécaniquement.

La courbe de comportement met en évidence trois domaines typiques déjà identifiés par d'autres auteurs [1-3] :

- 1) un domaine linéaire dans lequel le matériau n'a encore subi aucun endommagement suffisant pour modifier la rigidité globale ($\sigma = 60 \text{ MPa}$ - $\varepsilon = 0,025 \%$),
- 2) un domaine non-linéaire attribué en général à la formation de fissures dans la matrice qui s'étend des valeurs précédentes à approximativement 0,15%. La courbe de comportement présente (surtout lors de l'utilisation de jauges) un changement de courbure à cette déformation,
- 3) un domaine quasi linéaire précédant la rupture ultime du composite .

II PROCEDURE EXPERIMENTALE

II.1 CREATION DE LA MULTIFISSURATION DE LA MATRICE :

Cette étude s'intéresse à deux composites de type SiC/SiC, référencés B et C dans la suite [4]. Les principales caractéristiques de ces deux composites sont rassemblés au tableau 1.

Deux types de champs de contraintes ont été produits grâce à des essais de traction simple¹ sur des éprouvettes haltères selon l'une des directions du renfort et des essais de flexion 3 points sur des éprouvettes parallélépipédiques (fig. 1). Le serrage des éprouvettes de traction était assuré par un système hydraulique.

¹ INSTRON 8501

	Matériau B	Matériau C
Fractions volumiques(*) : fibre matrice porosité	0,35 0,49 0,16	0,36 0,49 0,15
Module d'YOUNG (GPa)	240	228
Coefficient de POISSON ν_{12}	0,14	0,12
Contrainte à rupture en traction (MPa)	360	160
Déformation à rupture en traction (MPa)	1,0	0,19

Tableau 1. Principales caractéristiques des matériaux composites SiC/SiC étudiés.
(*) Annexe A.

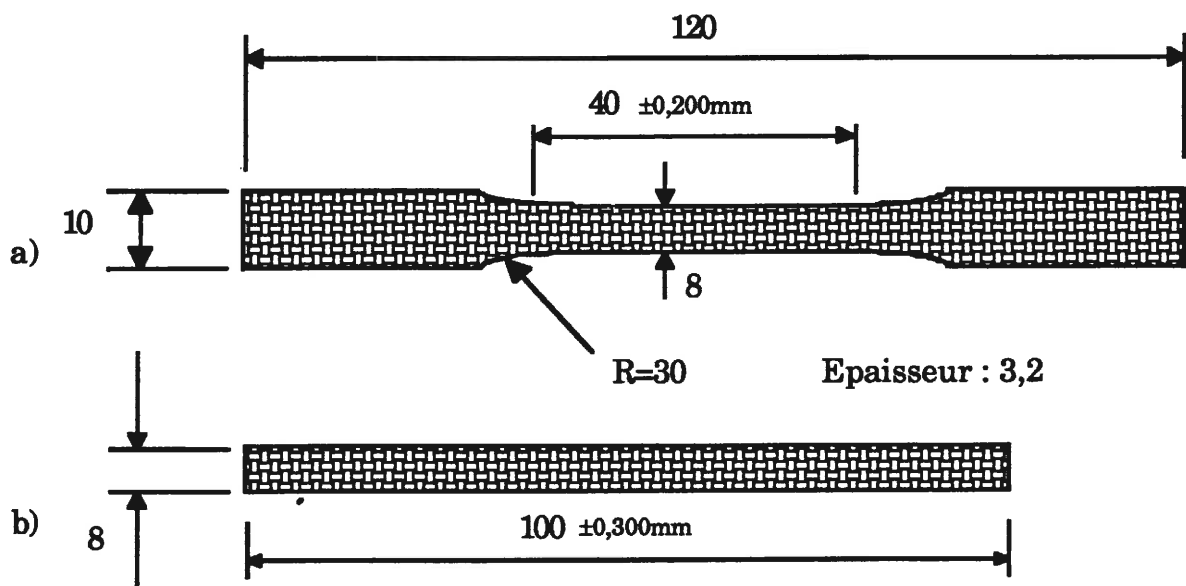


Figure 1. Eprouvettes utilisées pour les essais : a) de traction b) de flexion.

L'alignement de l'éprouvette était réglé par rapport à la direction de sollicitation grâce à deux butées mécaniques réglables. Un extensomètre à lame à pont de jauges de 25 millimètres de longueur utile a été utilisé pour mesurer les déformations longitudinales. Un capteur transversal a également été ajouté pour mesurer les déformations latérales. Seule la direction Y a été retenue, en raison du manque de place dans la zone utile de l'éprouvette (45 mm) après avoir installé l'extensomètre longitudinal et le capteur d'émission acoustique. La direction Y correspond au plan des strates (plan X-Y). La force et le déplacement ont été transmis par l'intermédiaire d'un voltmètre numérique HP à un micro-ordinateur. La majorité des essais de traction a été réalisée à vitesse de déformation constante (0,05%/min). Des essais complémentaires sur six éprouvettes ont été réalisés à différentes vitesses afin de mettre en évidence un éventuel effet de la vitesse sur l'endommagement. Un facteur 250 a été utilisé entre la vitesse la plus faible (0,002%/min) et la plus rapide (0,5%/min) (tableau 2).

Afin de compléter les informations résultant des observations effectuées sur les éprouvettes, l'émission acoustique a été enregistrée. Une acquisition de celle-ci a été réalisée sur une éprouvette montée sur la machine de traction avant de réaliser un essai afin d'établir le niveau de bruit de l'appareillage (état de référence).

Les essais de flexion trois points ont été réalisés dans le but de générer un champ de contraintes avec un gradient selon les directions X et Z. Le montage est constitué de deux rouleaux inférieurs liés à un bâti lui même fixé au vérin de la machine de traction. L'éprouvette et le rouleau supérieur qui est fixé sur la machine sont simplement empilés. Le système de mesure de la flèche est constitué d'une tige mobile montée sur un ressort placé sous l'éprouvette. Un extensomètre vient alors mesurer la longueur sur laquelle la tige s'enfonce en plaçant un couteau sur le tube qui contient la tige (lié au bâti) et la tige elle même.

v(%/mn)	éprouvette	σ (MPa)	ϵ (%)	Lim lin* (MPa-%)	E (MPa)	Dsc*(s)	Dac*(s)
0,5	1	160	0,19	60-0,026	240	23s	54s
0,5	2	155	0,18	74-0,033	225	21s	53s
0,05	3	147	0,185	60-0,027	225	221s	528
0,05	4	146	0,17	58-0,026	230	204	204
0,002	5	155	0,23	60-0,025	238	6900	14700
0,002	6	160	0,282	65-0,027	232	8460	47460

Tableau 2. Résultats des essais de traction à vitesses de déformation différentes,
Lim lin : limite de linéarité,
Dsc : durée de l'essai sans cycles,
Dac : durée de l'essai les cycles,

Le début des courbes de comportement en flexion est souvent arrondi, témoin d'une mise en place du système.

Les vieillissements thermiques ont été effectués dans un four équipé d'un système de chauffage inductif. Le couplage est effectué sur un creuset en graphite recouvert d'un feutre de graphite assurant une zone isotherme d'environ 6 cm. Des températures élevées, supérieures à 1600°C peuvent être atteintes en quelques minutes, le refroidissement de l'échantillon peut s'effectuer très rapidement, figeant ainsi le système dans son état transformé. La température est mesurée par visée pyrométrique bicolore sur une trouée en partie basse du creuset en graphite en prenant comme référence l'émission d'un corps noir. L'échantillon à vieillir est suspendu au sein d'un creuset en graphite qui est supporté et isolé de la paroi inférieure de l'enceinte par un socle en carbone poreux. Seul le matériau C a été traité. Des éprouvettes avec ou sans revêtement de surface ont été vieilles dans un domaine en température qui s'étend de 1100 à 1300°C sous vide ou sous argon (tableau 3). Toutes les éprouvettes ont ensuite été menées à rupture en traction à température ambiante lors d'essais de sollicitation monotone suivant les conditions indiquées auparavant. L'éprouvette numéro 3, que l'on nommera matériau A [4], est représentative d'un comportement mécanique particulier

L'endommagement a été observé après essais mécaniques. Les éprouvettes des matériaux B et C ont donc été soumises à des essais de traction interrompus, à des niveaux de déformation différents sélectionnés dans les différents domaines de la courbe de comportement (tableau 4). Ces domaines avaient été identifiés au préalable sur une éprouvette de chaque matériau qui avait été sollicitée jusqu'à la rupture, de façon à obtenir la totalité de la courbe contrainte-déformation. Les éprouvettes préalablement vieilles ont été menées à rupture, de même que les éprouvettes utilisées pour les essais à vitesses croissantes.

Eprouvettes non revêtues :

Numéro	Atmosphère	T (°C)	t (h)	σ (MPa)	ϵ (%)	E (GPa)
1	vide	1100	22	125	0,34	225
5	vide	1200	20	35	0,019	160
6	argon	1100	29	105	0,25	210

Eprouvettes revêtues :

Numéro	Atmosphère	T (°C)	t (h)	σ (MPa)	ϵ (%)	E (GPa)
2	vide	1100	24	130	0,32	235
3	vide	1200	12	115	0,41	200
4	vide	1200	78	98	0,38	220
7	argon	1200	75	123	0,52	235
8	argon	1300	24	52	0,32	180

Tableau 3. Présentation des matériaux vieillis thermiquement et résultats des essais de traction.

numéro de l'éprouvette	déformation appliquée (%)	contrainte (MPa)	Limite de linéarité (MPa - %)	module (GPa)
Matériau C				
1	0,035	75,5	60 - 0,027	225
2	0,060	100,0	54 - 0,024	225
3	0,084	119,0	45 - 0,019	230
4	0,120	133,0	63 - 0,028	230
5	0,150	147,0	62 - 0,027	235
6	0,184	147,0	60 - 0,027	225
Matériau B				
1	0,2	189,0	72 - 0,028	239
2	0,4	242,0	67 - 0,028	230
3	0,6	277,0	70 - 0,028	246
4	0,8	320,0	63 - 0,025	245
5	1,0	363,0	63 - 0,025	240

Tableau 4. Résultats des essais de traction des matériaux B et C (vitesse de déformation : 0,05%/min).

Les éprouvettes utilisées n'ont pas été rectifiées de façon à éviter une dégradation de la surface, l'usinage pouvant générer des sites d'amorçage de fissures. Par contre, une surface brute d'élaboration pose le problème des mesures géométriques de la section de la zone utile des éprouvettes. En effet, la détermination rigoureuse des contraintes nécessite une mesure précise de l'aire sur laquelle s'exerce la force. Ainsi, la surface ondulée qui est le résultat de l'infiltration d'un tissage 2D et la présence d'une macroporosité non négligeable conduit à surestimer la section qui va réellement supporter la charge. Les contraintes qu'il sera alors possible d'obtenir des essais de traction ne pourront être qu'apparentes et probablement sous-estimées. Plusieurs mesures de la largeur et de l'épaisseur de l'éprouvette ont été effectuées en différents points de la zone utile à l'aide d'un pied à coulisse dont la précision a été jugée suffisante compte tenu des remarques précédentes. Les valeurs moyennes de ces deux grandeurs ont alors servi à la détermination de la section moyenne.

IL2 OBSERVATION DE LA MULTIFISSURATION DE LA MATRICE :

Pour observer avec le maximum de fiabilité des microfissures, il existe plusieurs techniques :

- 1) des méthodes dites destructrices car elles nécessitent autant d'éprouvettes que de niveaux de déformation considérés. Elles consistent à observer l'endommagement en microscopie optique sur des échantillons prélevés sur des éprouvettes sollicitées jusqu'à un niveau donné de déformation,

2) des techniques d'observation directe de la surface des éprouvettes : la méthode des répliques² [5,6] est une technique qui demande une grande pratique pour obtenir des empreintes de bonnes qualités. Nous lui avons donc préféré l'observation in-situ de l'endommagement grâce à un microscope optique (grandissement : 110, 130, 187, 295, 420, 780) spécialement conçu pour être adapté sur la machine de traction (fig. 2).

Dans un premier temps, des observations destructrices ont été réalisées en utilisant autant d'éprouvettes que de niveaux de déformations à analyser. Dans un deuxième temps une visualisation "in-situ" par microscopie optique a été effectuée en s'appuyant sur les résultats précédents pour définir les zones à observer. Ces deux techniques sont complémentaires car la première citée permet une quantification aisée de la multifissuration alors que la deuxième apporte plutôt des compléments d'informations sur son évolution, sur les ouvertures réelles des fissures, etc ...

La première technique comprend 4 étapes :

1) les échantillons à observer ont été débités dans les parties intéressantes des éprouvettes à la scie diamantée. L'analyse tridimensionnelle de l'endommagement a nécessité la préparation des trois plans orthogonaux XY, XZ et YZ selon le prélèvement présenté à la figure 3. Pour une observation longitudinale (morceau noté 1), transversale (morceau 2) et dans le plan des strates (morceau 3). La découpe des éprouvettes ayant été sollicitées jusqu'à la rupture lors des essais est légèrement différente car l'un des deux faciès de rupture est isolé pour être étudié au microscope électronique à balayage (M.E.B.). Les éprouvettes n'ont pas été

² La méthode des répliques consiste à plaquer un film mince sur la surface de l'éprouvette au niveau de déformation souhaitée et d'appliquer un produit qui le rend souple et lui permet de prendre l'empreinte de cette surface.

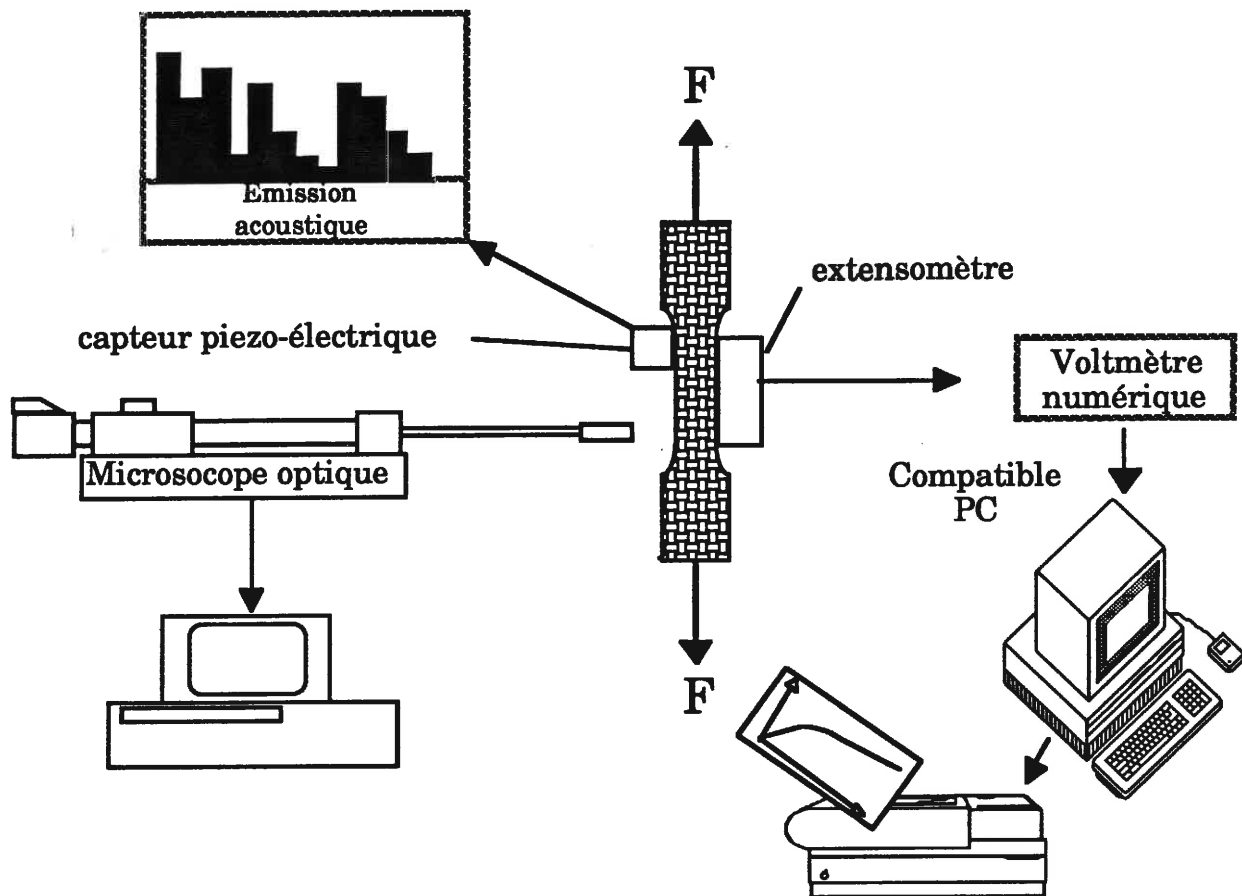


Figure 2. Schéma de principe des essais de traction.

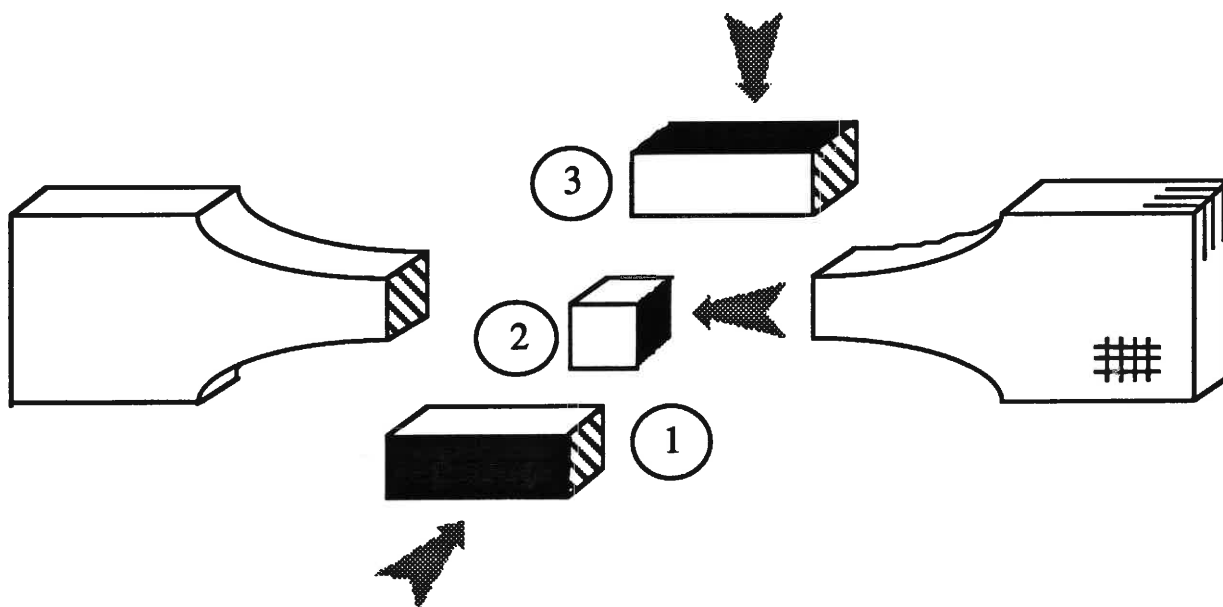


Figure 3. Plan de prélèvement des échantillons d'une éprouvette haltère :
1) plan longitudinal, 2) plan transversal, 3) plan des strates.

particulièrement protégées pendant la coupe car l'examen d'un morceau de plaque débité n'avait pas révélé la production d'un endommagement au voisinage des bords de la découpe,

2) ensuite, les échantillons ont été enrobés dans une résine époxyde pour réaliser le polissage.

3) le polissage a été effectué à l'aide de disques abrasifs de granulométrie descendante (40,14,6 et 1 microns, voir annexe B).

4) lorsque les contraintes appliquées au matériau sont relâchées les fissures matricielles ont tendance à se refermer. Il est alors souvent impossible de les observer. Une attaque chimique de la surface des échantillons après polissage a permis de les révéler. Le réactif qui a été utilisé pour les composites SiC/SiC a été mis au point initialement pour les métaux par MURAKAMI. Ce réactif offre également, grâce à une attaque sélective, la possibilité de révéler la structure cristalline de la matrice. Cette technique présente surtout l'avantage de permettre l'examen du matériau suivant les trois dimensions grâce à des polissages successifs.

L'attaque chimique a été préférée à celle qui consiste à réaliser un enrobage sous charge³. Cette technique présente en effet un inconvénient majeur car le matériau restant sous charge pendant toute la période de polymérisation de la résine l'endommagement risque d'évoluer durant cette opération. Il devient alors difficile de séparer l'endommagement généré par l'essai de celui résultant d'une possible évolution de celui-ci.

³ Il s'agit de placer un moule étanche autour de l'éprouvette qui est montée sur la machine de traction, puis, lorsque le niveau de déformation désirée est atteint d'introduire la résine (époxyde) dans le moule par un système utilisant une pompe à vide [7]. Cela permet de restituer en partie (il faut tenir compte du retrait de la résine) l'ouverture des fissures ce que ne permet pas la technique précédente.

L'observation in-situ a permis de suivre l'évolution de l'endommagement dans les éprouvettes de flexion 3 points ainsi que dans certaines éprouvettes de traction. Pour cela, la tranche ou la face de l'éprouvette avait été préalablement polie afin que les observations soient de bonne qualité. Pour les essais de traction, le polissage sur la tranche des éprouvettes est rendu très difficile voire impossible par la présence des talons. Ce problème a été résolu en utilisant des éprouvettes de traction parallélépipédiques (fig. 1) qui sont alors montées sur un support spécialement conçu pour s'adapter aux polisseuses du laboratoire. Bien que cette géométrie ne soit pas recommandée pour des essais de traction, les résultats d'essais se sont révélés satisfaisants. Le mode opératoire du polissage est alors le même que pour des échantillons enrobés. La binoculaire du microscope in-situ a été remplacée par une sortie optique sur laquelle une caméra⁴ noir et blanc CCD a été installée. Elle est ainsi reliée à un magnétoscope qui lui-même est relié à un moniteur qui permet de suivre les observations en direct. Les séquences qui sont filmées pendant l'essai peuvent être ainsi examinées ultérieurement pour étude et des photographies pourront être alors obtenues grâce à une imprimante thermique⁵ reliée au moniteur.

Pendant la réalisation des essais in-situ des paliers à déformation constante ont été effectués de façon à observer l'endommagement pour un état mécanique figé. Cela a produit des relaxations partielles durant la période de maintien de la déformation. Pour observer celle-ci, il a fallu tracer la contrainte non plus en fonction de la déformation mais en fonction des points d'acquisition qui sont relevés à des intervalles de temps réguliers. Il fallait de plus s'affranchir d'une éventuelle dérive du capteur de force. La vérification a consisté à représenter la variation de la contrainte en fonction du temps dans le domaine linéaire. En effet, un essai de relaxation réalisé sur un matériau élastique ne produit pas une chute

⁴ AVCD5D de SONY

⁵ UP 850 de SONY

de la contrainte. Par contre, celle-ci est systématiquement observée si la déformation est maintenue au delà du domaine linéaire. La figure 4 confirme la bonne reproductibilité de la mesure de la force par ce capteur dans le domaine linéaire puisque la partie correspondante à une éventuelle dérive est horizontale.

Le pas de fissuration [8,9] a été évalué par la mesure de la distance séparant des fissures consécutives interceptant un fil de fibres longitudinal donné. Cette opération a été répétée sur 5 fils sur une longueur de quelques centimètres pour chaque échantillon de façon à obtenir une valeur moyenne représentative de l'ensemble du matériau. Ces mesures ont été effectuées au microscope optique à l'aide d'un oculaire gradué (fig. 5). Les mesures du pas de fissuration ont été effectuées sur la surface du composite. Il fallait vérifier que ces mesures étaient représentatives de l'endommagement qui se produit au sein du matériau. Pour cela le pas de fissuration a été également mesuré sur un échantillon à des profondeurs croissantes selon la direction Y. A cet effet, des polissages successifs ont été réalisés sur la moitié de la largeur de l'échantillon car celui-ci a été considéré comme symétrique. Toutes les mesures dans les différents plans ont été réalisées dans la même région de l'échantillon de façon à conserver une référence pour l'estimation des différentes profondeurs. Pour améliorer la précision de la mesure de la largeur de l'échantillon la face opposée à la face polie a été dressée au tour de façon à obtenir un bon parallélisme.

Le microscope électronique à balayage⁶ a été utilisé pour examiner les faciès de rupture (plus particulièrement le déchaussement des fibres, le plan de rupture, etc ...).

⁶ JSM-840A de JEOL



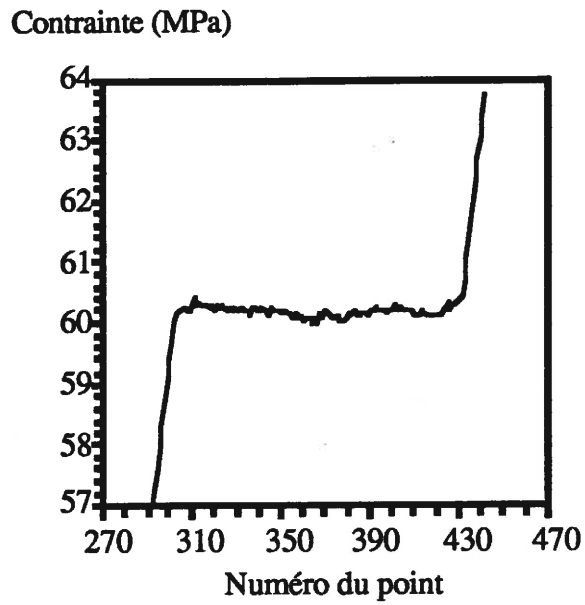


Figure 4. *Relaxation du matériau B dans le domaine linéaire.*

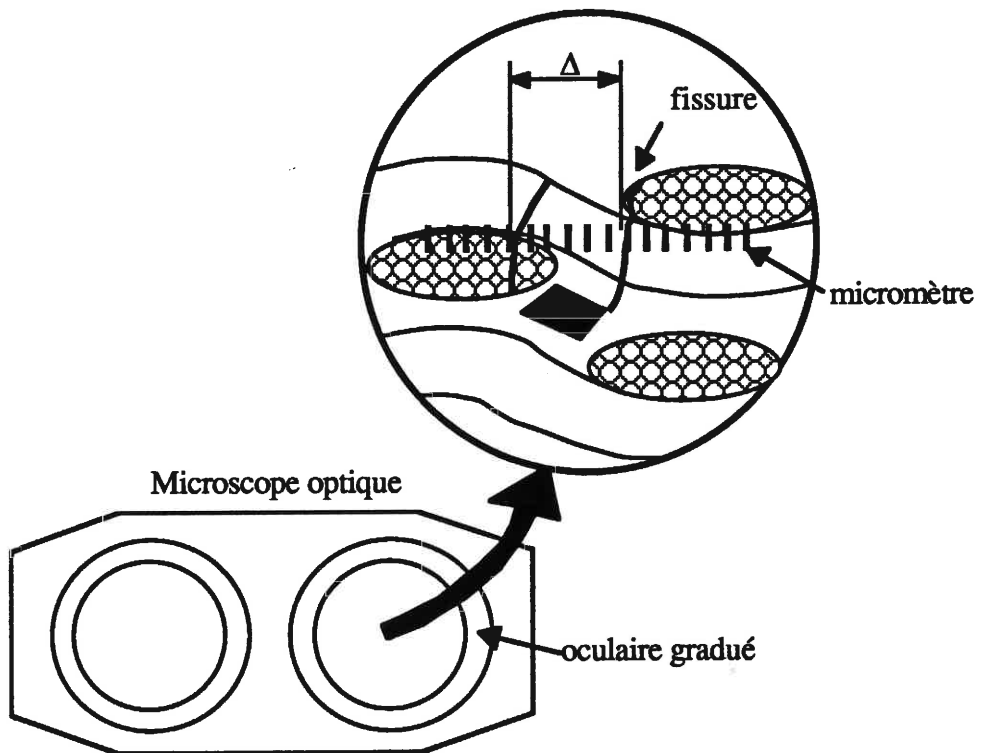


Figure 5. *Méthode de mesure du pas de fissuration.*

III RESULTATS

III.1 ESSAIS DE TRACTION :

III.1.1 Matériau C :

Il est intéressant de noter la bonne reproductibilité de la valeur du module d'YOUNG dans le domaine linéaire et de la limite de linéarité : le module d'YOUNG vaut : 228 ± 4 GPa; la limite de linéarité $\sigma = 57 \pm 7$ MPa - $\varepsilon = 0,025 \pm 0,003$ % qui sont déterminés à partir de la courbe de comportement (fig. 6, tableau 4). La déformation transversale selon la direction Y pour le même lot d'éprouvette est présentée à la figure 7.

Ces résultats ne sont pas surprenants dans la mesure où toutes les éprouvettes provenaient de la même plaque. Toutefois, la dispersion sur la limite de linéarité résulte essentiellement de l'éprouvette 3 qui présentait un domaine linéaire constitué de deux droites dont les pentes étaient proches et dont l'intersection a été choisie pour valeur de la limite de linéarité présente au tableau 4.

La figure 8 qui présente une courbe de comportement obtenue avec une éprouvette qui a subi des cycles charge - décharge montre l'existence d'une boucle d'hystérésis dont l'amplitude évolue avec la déformation appliquée au matériau. Ces cycles fournissent des informations importantes sur le comportement du matériau. Ainsi, la figure 9, montre que la partie du cycle qui correspond à la remontée présente une partie linéaire qui lorsqu'elle est prolongée jusqu'aux axes du graphe intercepte presque l'origine. Ceci permet de conclure que le matériau s'endommage sans développer de plasticité, on parle alors de **comportement élastique endommageable**. La déformation résiduelle qui correspond à la

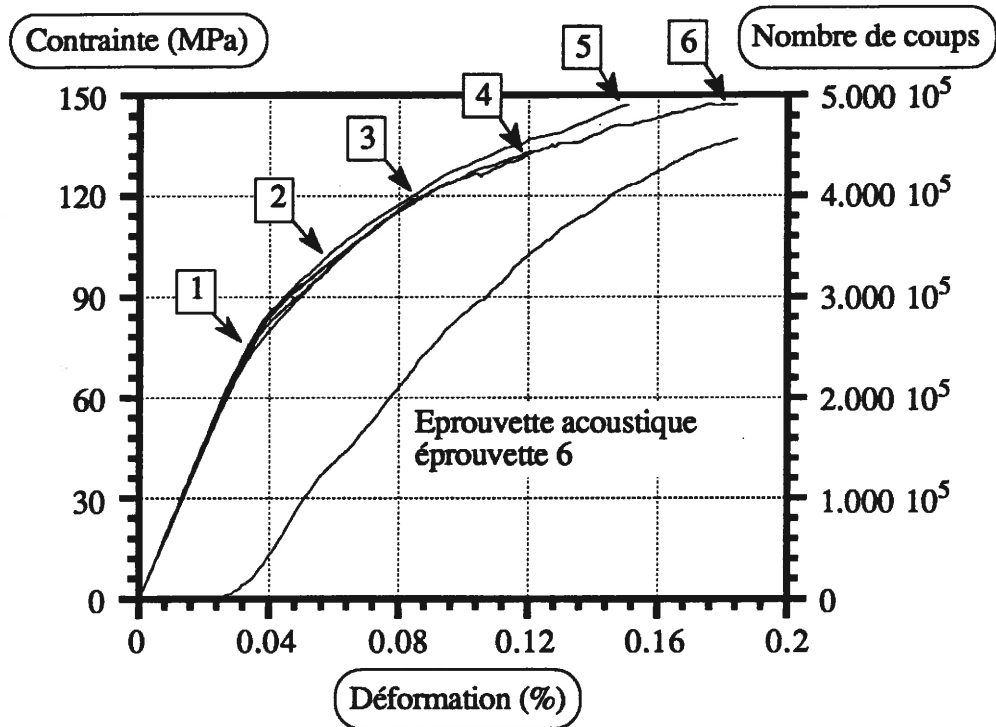


Figure 6. Courbes de traction du matériau C avec l'émission acoustique de l'éprouvette 6.

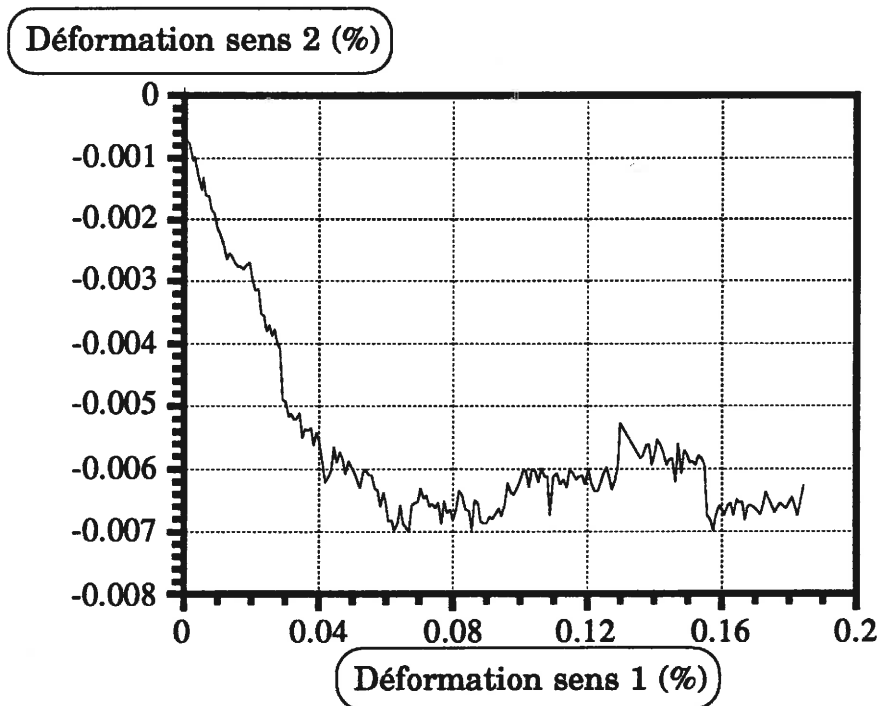


Figure 7. Déformation sens Y en fonction du sens X pour le matériau C.

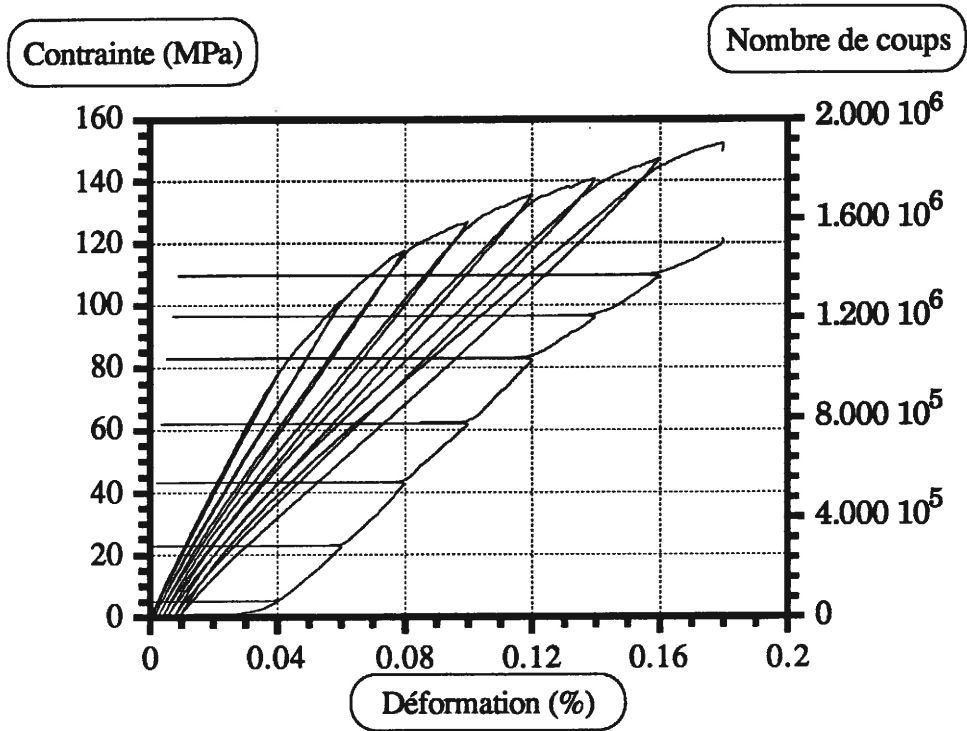


Figure 8. Courbes de traction avec cycles du matériau C et émission acoustique.

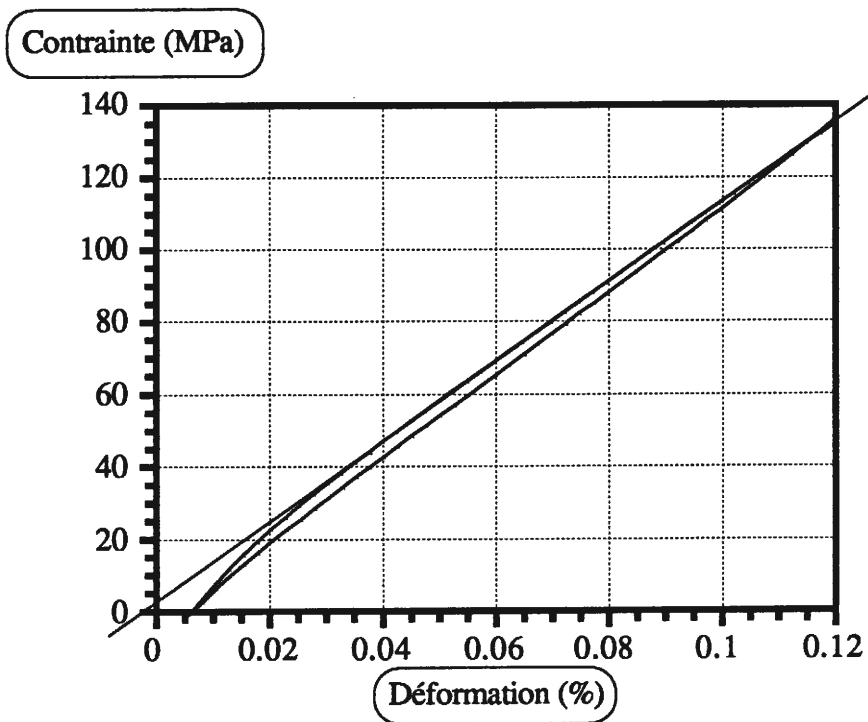


Figure 9. Détail d'un cycle du matériau C.

déformation à contrainte nulle qui est observée pour chaque cycle évolue également avec la déformation mais dans un rapport qui n'excède jamais 7% (fig. 10). Ceci n'est pas en contradiction avec le comportement élastique endommageable car ce changement de direction dans le cycle correspond à des contraintes faibles (partie basse du cycle) et ne remet pas en cause le comportement global du matériau. Cette particularité est attribuée principalement à la relaxation des contraintes résiduelles de compression dans la fibre par les fissures matricielles, ce qui conduit celle-ci à retrouver sa longueur initiale.

Les résultats des essais réalisés avec des vitesses de déformation différentes sont présentés à la figure 11 et au tableau 2. L'observation des courbes de traction montre une limite de linéarité relativement semblable pour toutes les vitesses de sollicitation. Par contre, les courbes se séparent, en fonction de la vitesse. Cet écart entre les courbes de comportement n'est pas dû à un phénomène de dispersion. Les écarts que celle-ci engendre sont beaucoup plus faibles (fig. 6).

III.1.2 Matériau B :

L'ensemble des courbes contrainte - déformation issues des essais de traction (fig. 12) confirme la bonne reproductibilité du comportement lorsque les éprouvettes proviennent de la même élaboration. Ce matériau présente des caractéristiques mécaniques à rupture nettement supérieures à celle du matériau C (voir tableau 4) bien que le comportement mécanique pour le même domaine de déformation soit proche (fig. 13). La courbe qui relie la contrainte aux déformations selon le sens X présente quatre domaines distincts :

- 1) un domaine linéaire qui s'étend en déformation de 0 à 0,027 %,

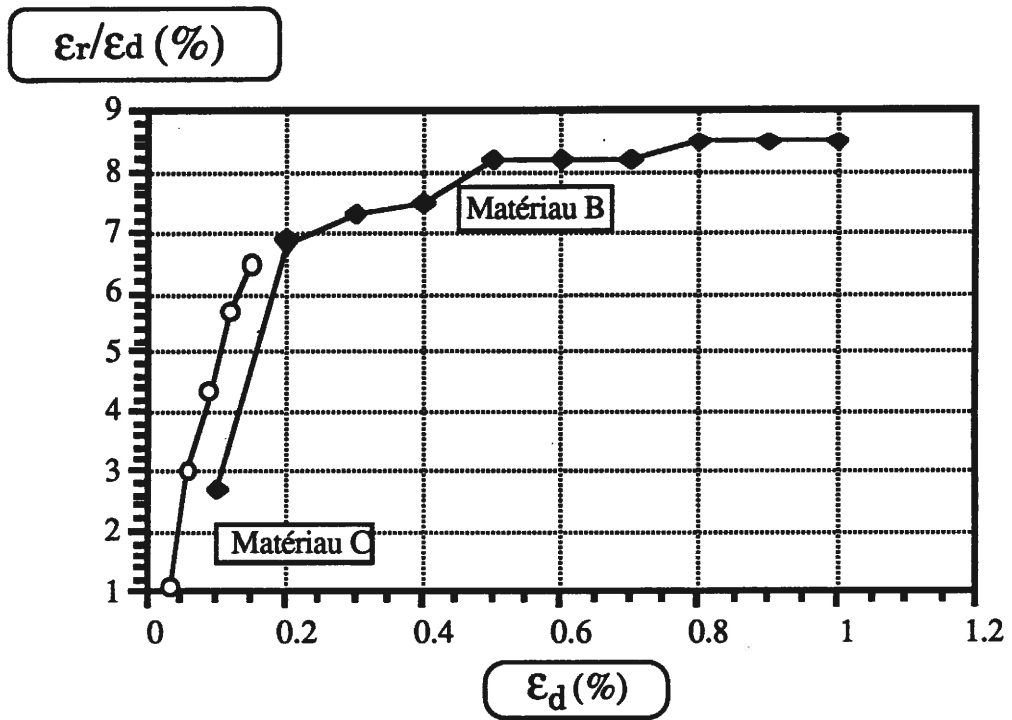


Figure 10. Rapport de la déformation résiduelle ϵ_r sur la déformation imposée au moment de la redescente ϵ_d .

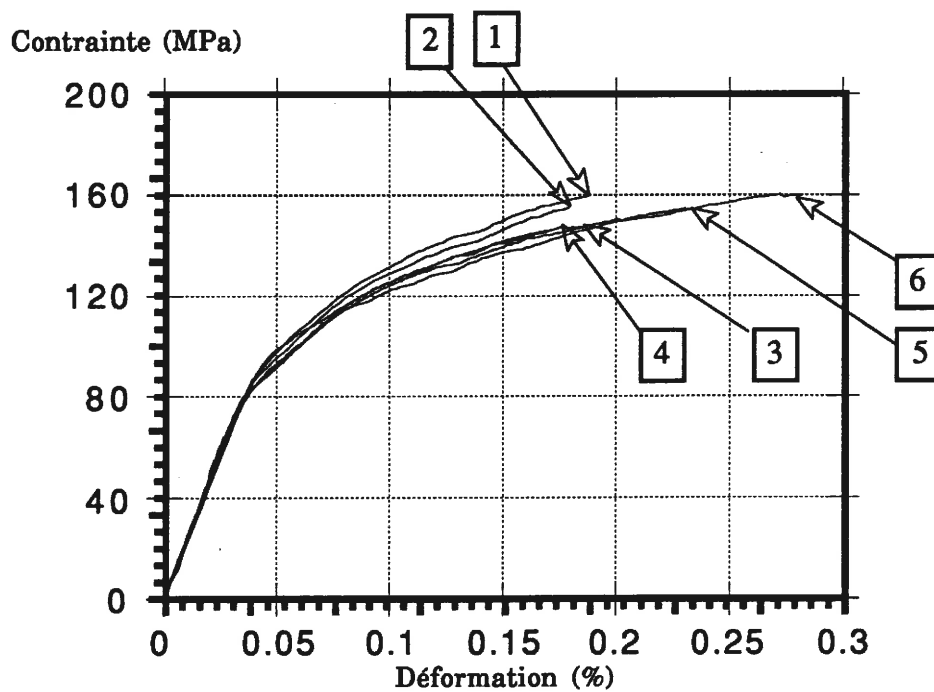


Figure 11. Essais de traction à vitesses différentes pour le matériau C.

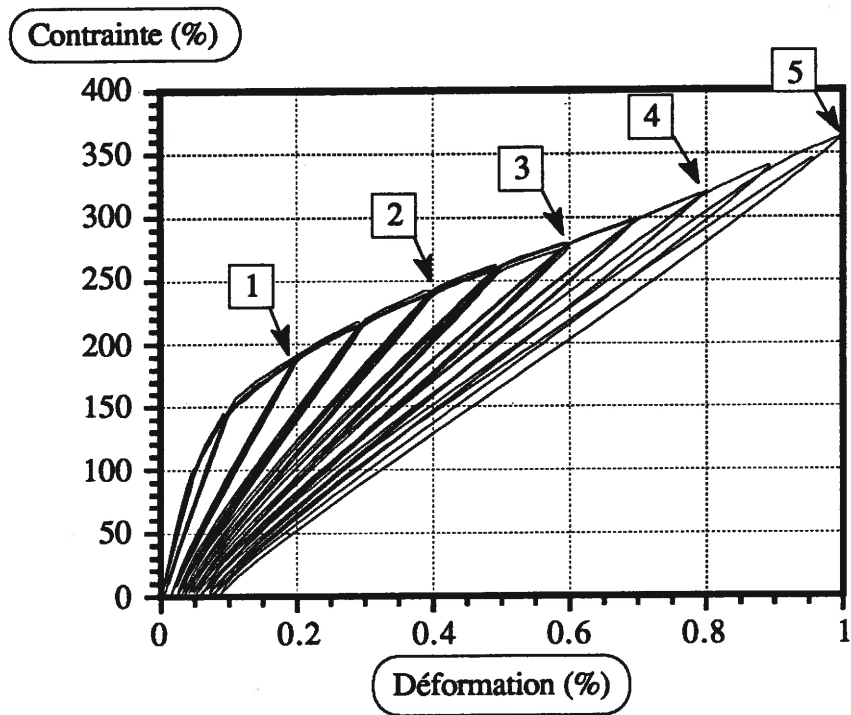


Figure 12. *Courbes de traction avec cycles du matériau B.*

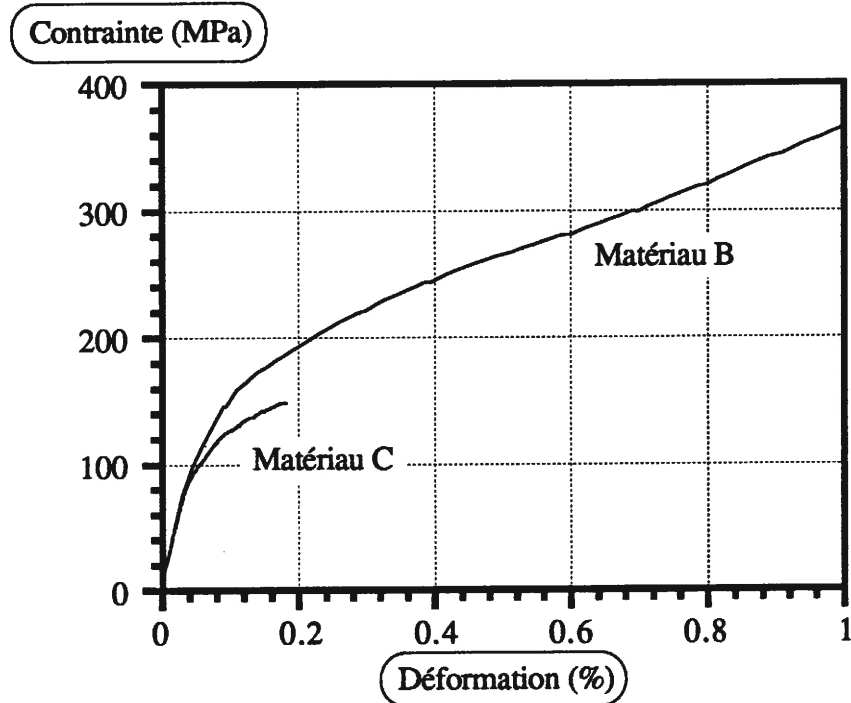


Figure 13. *Comparaison des courbes de traction du matériau B et C.*

2) un domaine à forte courbure qui s'arrête à une déformation de l'ordre de 0,2%. Le phénomène de changement de courbure relevé pour le matériau C est aussi identifiable ici,

3) un large domaine à faible courbure qui s'étend jusqu'à 0,8 % de déformation,

4) une deuxième partie linéaire qui s'arrête avec la rupture du matériau à 1,0% de déformation.

De par la littérature, il est déjà possible d'attribuer :

1) aucun endommagement au premier domaine linéaire,

2) la multifissuration matricielle à toute la partie courbe du comportement,

3) la présence unique des fibres à la deuxième partie linéaire .

De plus, l'analyse des cycles suggère le même type de comportement élastique endommageable que pour le matériau C. En effet :

1) la déformation résiduelle n'atteint jamais plus de 9% de la déformation imposée au matériau,

2) la droite qui passe par la partie linéaire de la remontée des cycles charge-décharge passe par l'origine.

Il faut également remarquer que le rapport de la déformation résiduelle sur la déformation où le cycle a été commencé tend vers un état stationnaire à partir d'une déformation de 0,8% (fig. 10).

La déformation transversale dans le sens Y présente également quatre parties qui correspondent aux mêmes domaines de déformation que la courbe contrainte - déformation sens X (fig. 14) :

- 1) un domaine linéaire qui correspond également au domaine linéaire de la courbe contrainte-déformation (le matériau est non endommagé),
- 2) un domaine courbe dans lequel la déformation transversale continue d'augmenter mais plus lentement que précédemment,
- 3) un troisième domaine pour lequel la déformation transversale diminue. Le matériau ne se contracte plus, au contraire il a tendance à reprendre ses dimensions d'origine selon la direction Y,
- 4) un quatrième domaine où le matériau dépasse ses dimensions initiales.

III.1.3 Matériaux vieillis de façon thermique :

L'ensemble des résultats est présenté au tableau 3. Les valeurs de la contrainte et de la déformation à rupture ainsi que du module d'YOUNG ont été mesurées d'après les courbes de traction qui sont présentées à la figure 15.

L'observation de ces courbes met en évidence l'influence du revêtement et de la température sur le comportement mécanique. Par contre, celui-ci ne semble pas être affecté d'une façon significative par la durée du vieillissement thermique.

Les différentes courbes de comportement mesurées en traction peuvent être répertoriées selon trois classes :

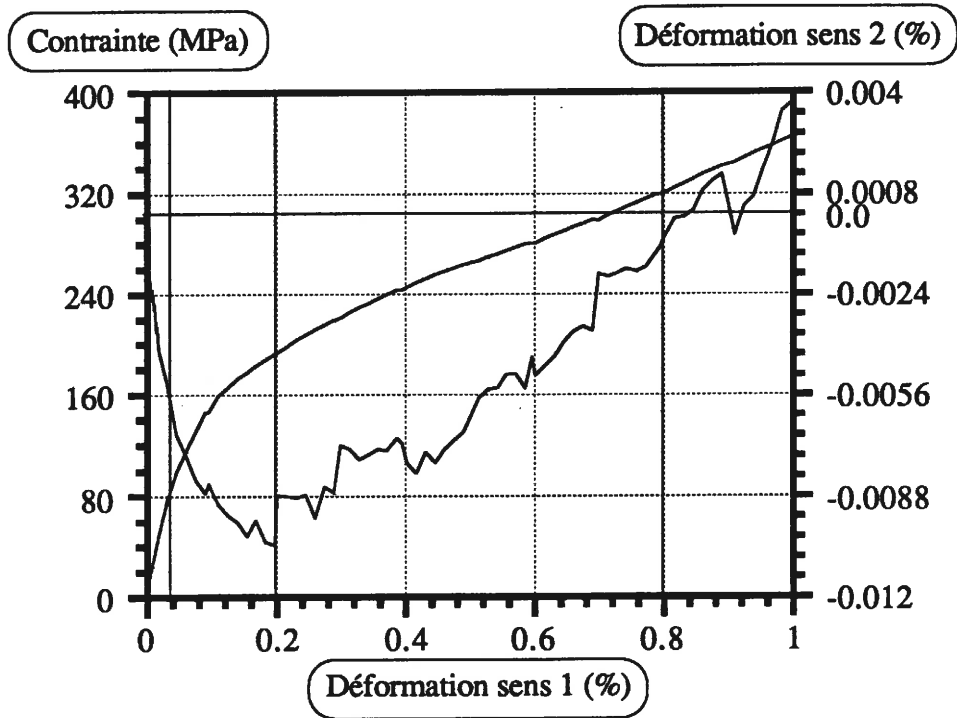


Figure 14. Evolution de la déformation sens Y et de la contrainte pour le matériau B.

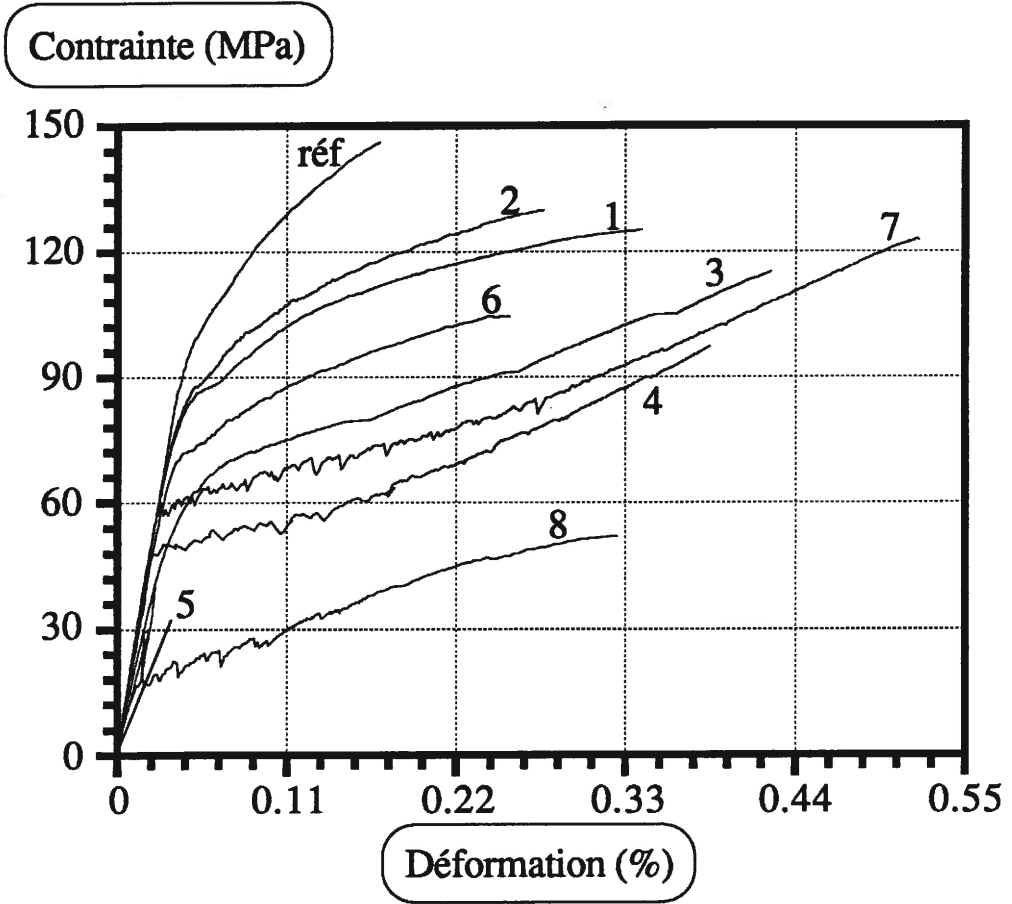


Figure 15. *Courbes de traction des éprouvettes vieilles thermiquement.*

1) les courbes dont l'allure générale est similaire à celle du matériau de référence (éprouvettes 1,2,6),

2) les courbes dites de type à "plateau" (noté matériau A [4], fig. 16) parce que la limite de saturation est proche de la limite élastique, les courbes possèdent un domaine quasiment horizontal (éprouvettes 3,4,7,8) et par l'existence de cycles charge-décharge plus larges à iso-déformation que pour les deux autres familles de matériaux. Ceci s'accompagne naturellement de déformations résiduelles également plus importantes. Ces deux caractéristiques suggèrent une **liaison fibre matrice faible**.

Ensuite, le domaine linéaire suggère une reprise des effort uniquement par les fibres,

3) les courbes constituées seulement d'un domaine linéaire représentatif d'un comportement linéaire élastique fragile (éprouvette 5).

Les différentes courbes contrainte-déformation montrent que plus la température du traitement est importante (quelle que soit l'atmosphère : vide ou argon) et plus la courbe s'éloigne rapidement de la linéarité à l'arrivée des premières fissures.

III.2 ESSAIS DE FLEXION :

Les deux matériaux B et C présentent des courbes de comportement en flexion constituées de trois domaines (fig. 17) :

1) une partie linéaire qui correspond comme en traction à un domaine de déformation sans endommagement,

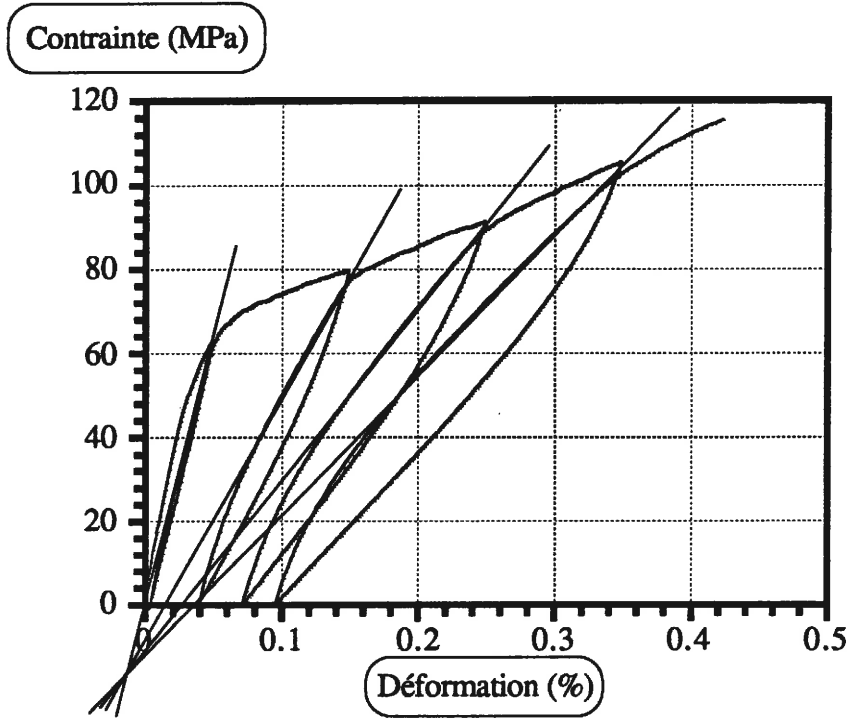


Figure 16. Courbe de traction de l'éprouvettes n°3 revêtue vieillie sous argon à 1200°C.

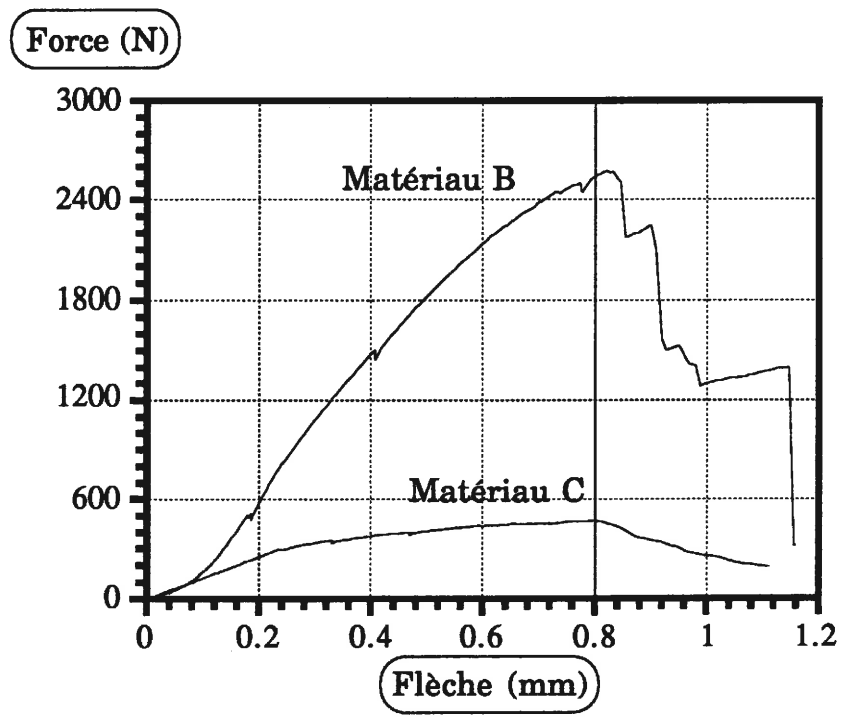


Figure 17. Courbes de flexion des matériaux B et C.

2) une partie courbe dans laquelle la multifissuration se développe,

3) une dernière partie qui se produit après le maximum de la courbe (en contrainte) et qui correspond à l'extraction des fibres de leur gaine de matrice.

Toutefois, le matériau B possède, proportionnellement, une limite de linéarité plus basse que le matériau C par rapport au niveau de rupture suggérant la création d'un mécanisme supplémentaire.

III.3 OBSERVATIONS DE L'ENDOMMAGEMENT :

Les résultats seront présentés séparément pour les trois familles de matériaux, soit les matériaux : (i) type C, (ii) type B, (iii) vieillis de façon thermique.

III.3.1 Matériaux C :

Ce matériau a été choisi pour commencer les observations car il possède une déformation à rupture inférieure au matériau B. Le comportement mécanique de ce matériau a été reconstitué par l'étude de six éprouvettes (éprouvettes 1 à 6).

Endommagement dans le plan des strates (plan XY):

L'examen des éprouvettes a débuté par l'analyse du plan des strates (plan XY) car celui-ci présente une structure régulière. En effet, il s'agit du plan du tissage qui possède une organisation bidimensionnelle. Cela permet de s'affranchir dans un premier temps de la nature statistique de la morphologie du

plan XZ en raison du décalage des strates les une par rapport au autres. Par analogie, les positions des centres des macropores peuvent être superposées aux noeuds d'un maillage régulier. La distance entre deux centres selon les directions X et Y est de $(1,48 \pm 0,04)$ mm avec une erreur relative qui est inférieure à 3%. L'endommagement matriciel débute par la création de fissures localisées essentiellement à l'angle des macropores (fig. 18). Ces zones concentrant les contraintes, la libération d'énergie s'y produira préférentiellement. Ceci a été observé sur l'éprouvette n°1 qui a subi une déformation de 0,035%. Quelques fissures existaient certainement avant puisque la limite de linéarité a été évaluée à partir des courbes de traction à 0,025% de déformation. Ces fissures constituent la **première famille** d'endommagement, elles sont, à ce stade, peu étendues et arrêtées généralement par les premières fibres qu'elles rencontrent. Elles ont donc parcouru approximativement la longueur correspondant à l'épaisseur du dépôt matriciel. Il est intéressant de noter que la propagation des fissures n'est pas instantanée sur l'ensemble de la section du composite bien que tous ses constituants soient de nature céramique. Des clichés réalisés à partir des observations in situ confirment une propagation progressive des fissures (fig. 19). C'est l'interphase qui rend possible ce phénomène en déviant la fissure le long de la fibre empêchant ainsi une rupture brutale de celle-ci. De plus, à ce niveau de déformation seul un petit nombre de macropores ont amorcé ces fissures. Lorsque la déformation approche de 0,08% il est possible de constater les effets suivants :

- 1) de nouveaux sites d'amorçage ont été sollicités, ils correspondent comme précédemment aux angles des macropores,
- 2) les fissures déjà présentes progressent par bond au sein du fil longitudinal qu'elles sont en train de traverser.

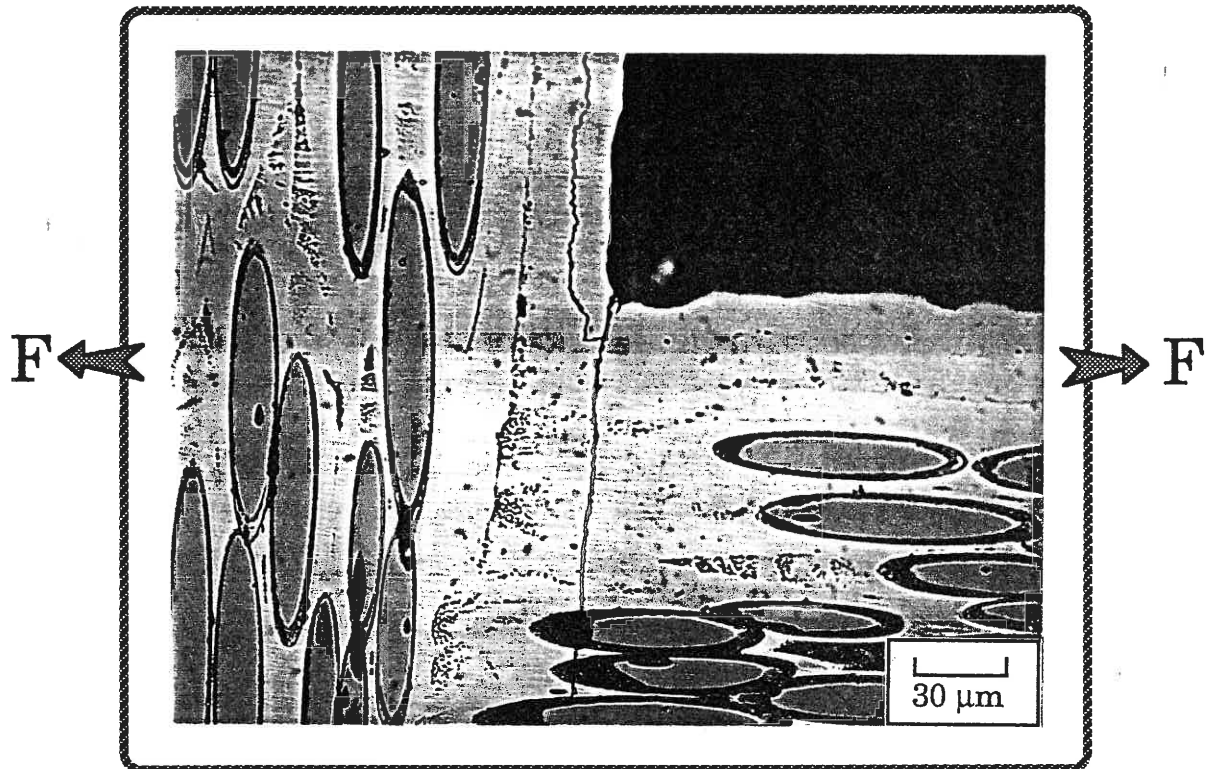


Figure 18. *Fissure amorcée par un macropore (plan XY).*

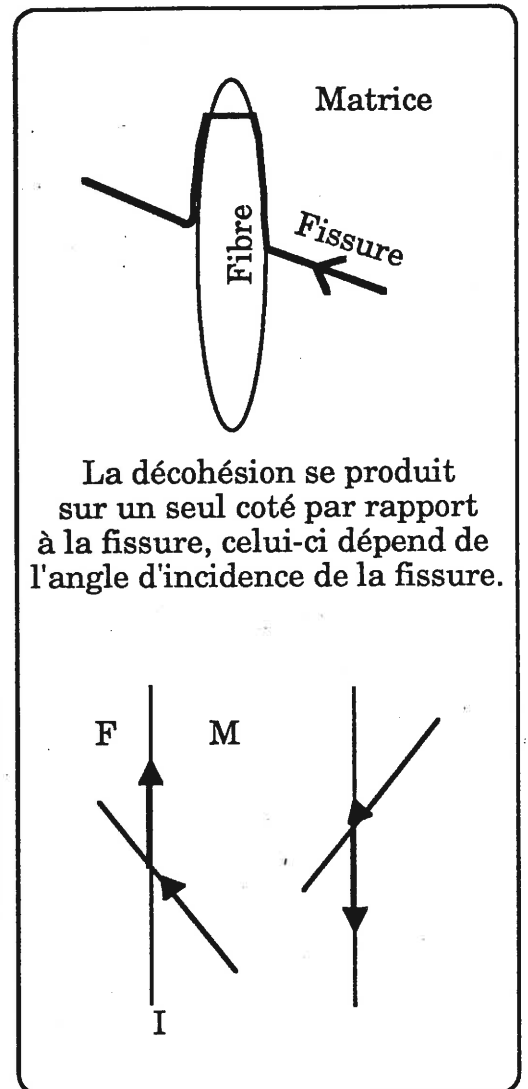
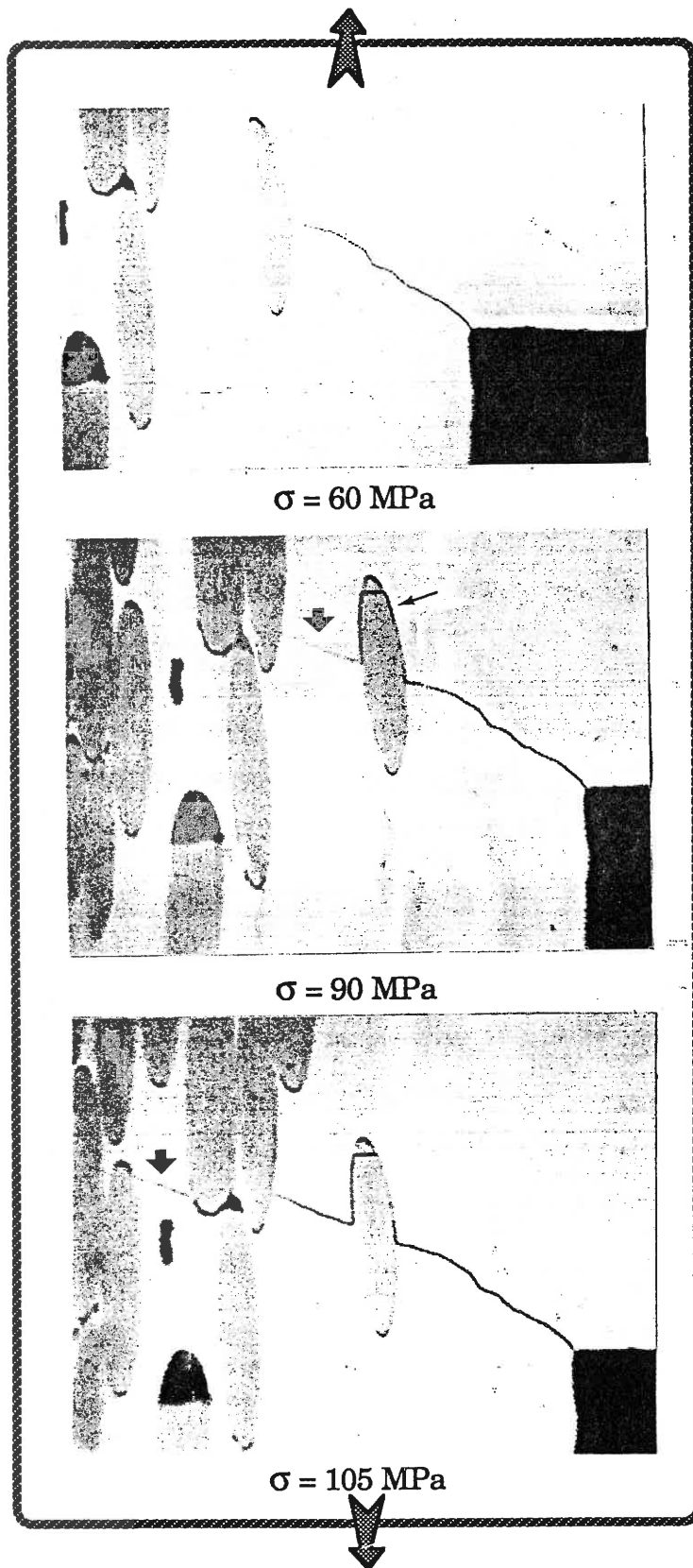


Figure 19. Propagation par étapes de la fissure (plan XY).

L'alignement des macropores implique que leurs angles possèdent chacun un vis-à-vis. Par conséquent, les fissures en se propageant à travers un fil longitudinal à partir de ces angles rencontrent soit la fissure venant du site opposé pour créer une seule fissure, soit directement le macropore voisin ce qui générera deux fissures parallèles (figure 20).

Pour une déformation de 0,12% une **deuxième famille de fissures** apparaît. Elles se localisent au milieu des fils transversaux et se propagent sur la largeur de l'échantillon. Ces fissures suivent un chemin constitué par les interphases et les micropores qui sont alors orientés favorablement pour amorcer et/ou permettre une propagation plus facile. L'énergie dépensée est alors minimale. Pour cette même déformation, il est maintenant possible de suivre des fissures de la première famille d'un bord à l'autre de l'échantillon. En fait, ces fissures résultent de la coalescence de fissures plus courtes qui se propagent d'un macropore à l'autre. L'alignement de ces pores génère alors un plan de rupture sur toute la largeur de l'échantillon. Malgré cela, il n'est par certain que ces fissures occupent la section entière du composite car leur position suggère qu'elles sectionnent seulement la gaine matricielle d'un fil longitudinal à l'intersection avec un fil transversal. Elles pourraient alors être uniquement présentes sur la strate qui leur a donné naissance. Ce niveau de déformation (0,12%) correspond aussi à un niveau de ralentissement de la fissuration. En effet, le nombre de fissures qui apparaissent dans les éprouvettes 5 et 6 qui ont subi les plus fortes déformations de 0,15 et 0,185% (niveau de rupture) est beaucoup plus faible que dans les autres éprouvettes. Les nouvelles fissures sont surtout localisées dans les fils transversaux.

Des observations "in-situ" du plan XY effectuées pour une déformation proche de 0,18% donc de la rupture montrent que l'ouverture d'une fissure

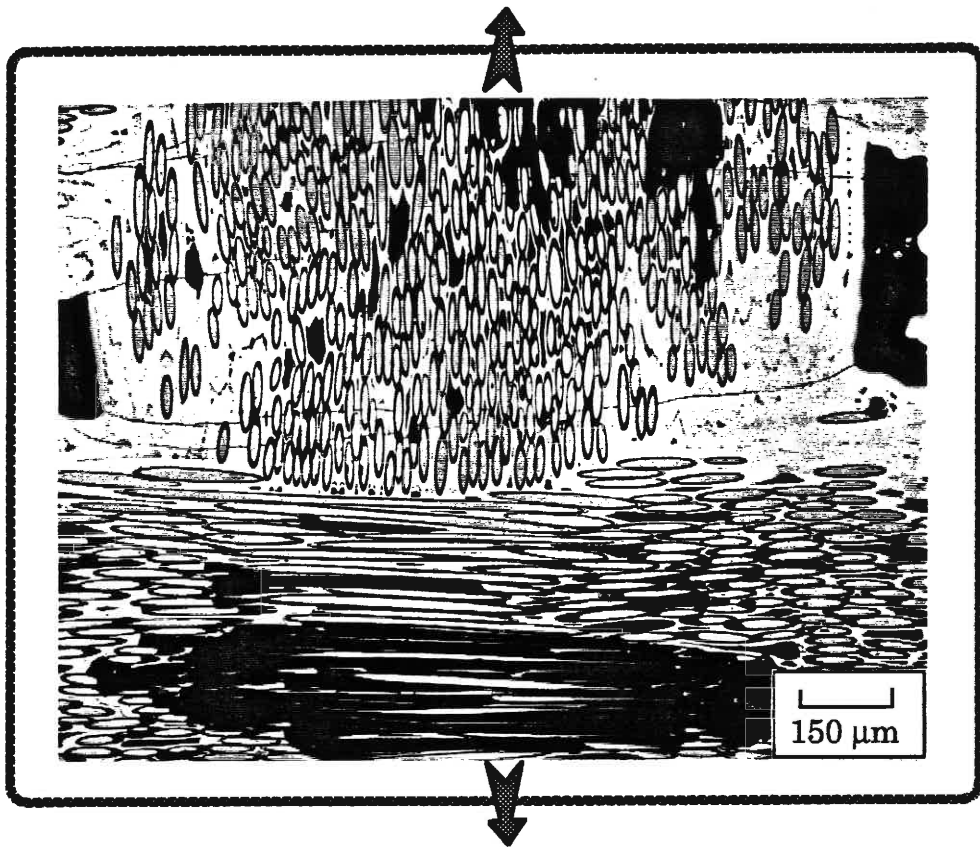


Figure 20. *Fissures traversant un fil longitudinal (plan XY).*

provenant de la matrice inter-fil diminue fortement, lorsqu'elle s'approche de la fibre située en périphérie d'un fil longitudinal (fig. 21). Ceci est la conséquence d'un effet de fermeture de la part des fibres. Les fissures matricielles sont déviées au sein de l'interphase provoquant une décohésion fibre-matrice (fig. 22). Cette décohésion limitée empêche alors le déplacement des lèvres de la fissures le long de la fibre et provoque alors sa fermeture. Par contre, lorsqu'une fissure pénètre dans un fil transversal son ouverture n'est pas modifiée. En effet, il n'existe aucune possibilité de pontage des deux blocs de fils séparés par la fissure, montrant que les fils transversaux se comportent comme un matériau monolithique (fig. 23).

Endommagement dans le plan perpendiculaire aux strates (plan XZ) :

Le phénomène de fissuration étant tridimensionnel, il convient maintenant d'étudier le plan XZ (coupe longitudinale) ce qui apporte des données sur la propagation des fissures d'une strate à l'autre ainsi que sur le rôle de la structure du matériau composite dans le développement de ces fissures. Ce plan de coupe permet également de déterminer les caractéristiques de la fissuration car il faut remarquer que dans ces composites la morphologie de l'endommagement est très différente d'un unidirectionnel dans la mesure où une même fissure n'est pas observable d'un bord à l'autre du matériau (fig. 24). En effet, les fissures sont visibles uniquement d'un macro-pore à un autre comme si les ruptures étaient purement localisées dans la gaine matricielle qui entoure les fibres. Ainsi, la distance séparant deux fissures consécutives doit être mesurée en suivant un fil longitudinal d'un bord à l'autre de l'échantillon. Ceci n'était pas réalisable dans le plan précédent en raison du tissage qui provoque une apparition alternée des fils transversaux et longitudinaux.

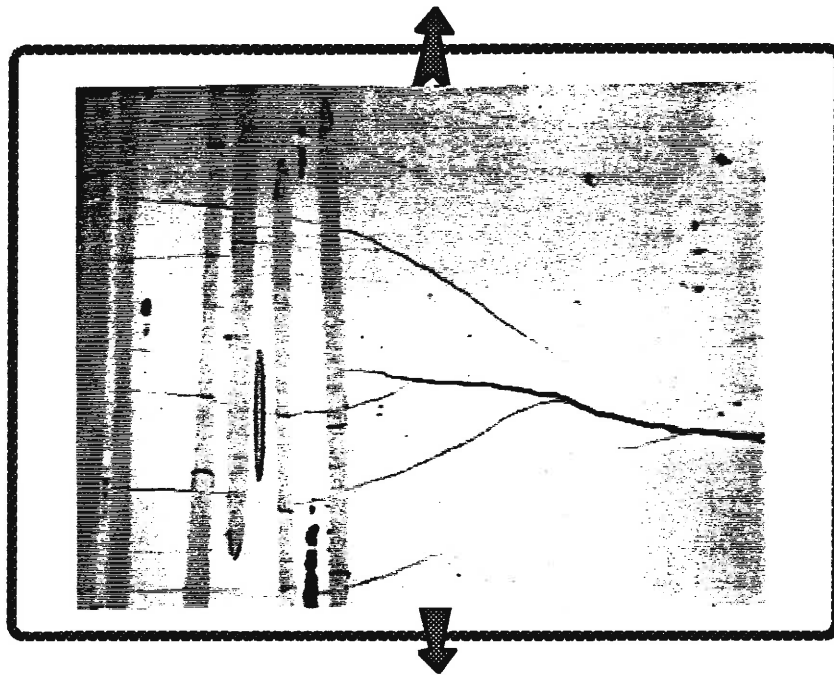


Figure 21. *Variation de l'ouverture d'une fissure selon les éléments rencontrés.*

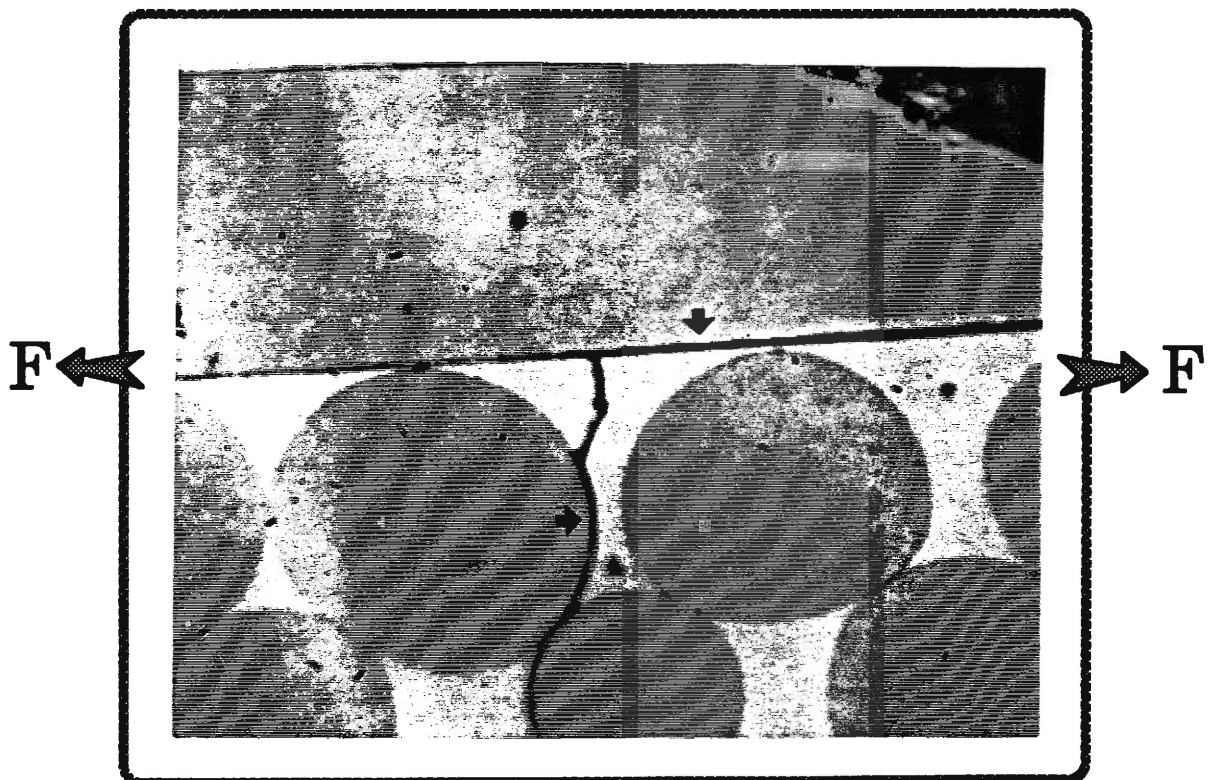


Figure 22. *Aspect de la décohésion fibre / matrice.*

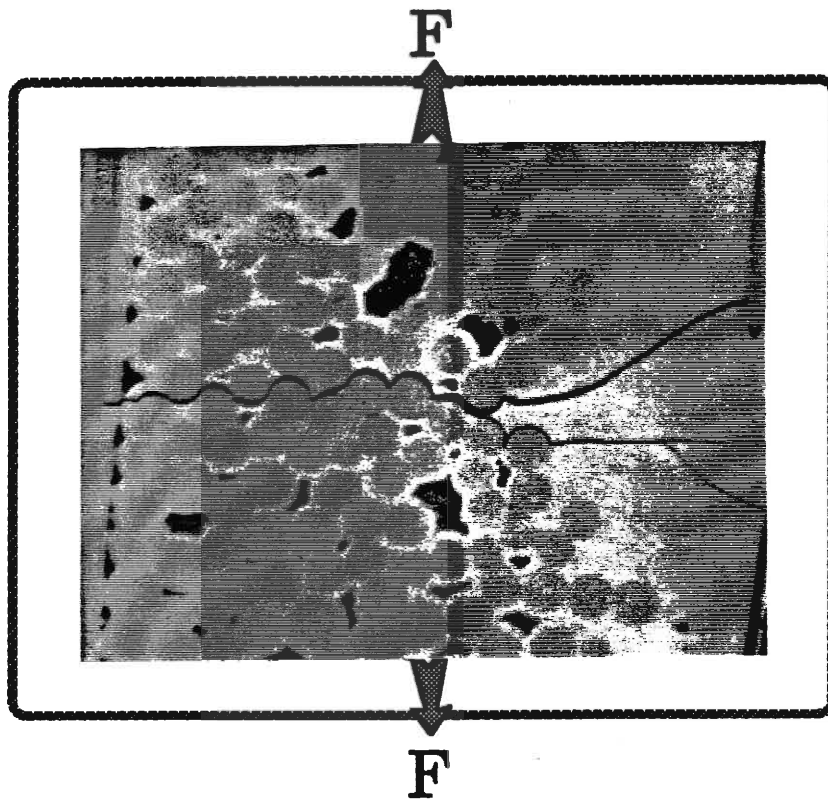


Figure 23. Ouverture d'une fissure dans un fil transversal.

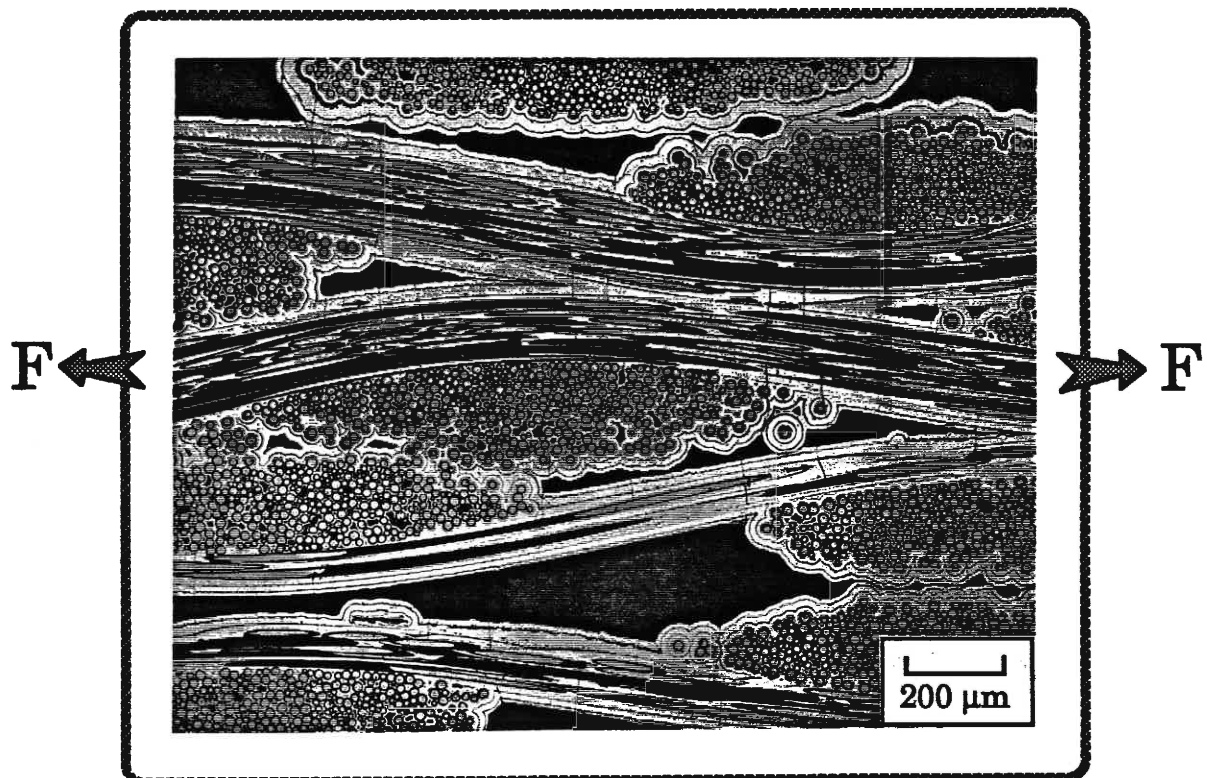
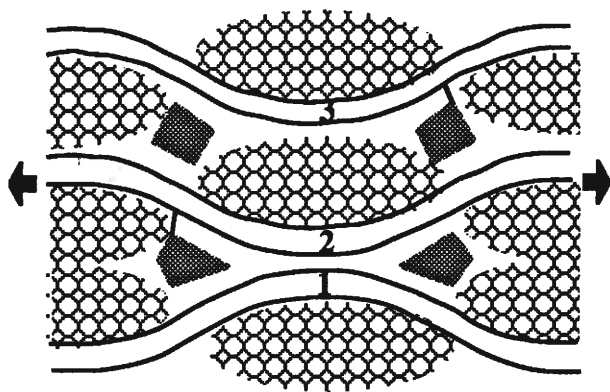


Figure 24. Fissuration dans le plan XY du matériau C.

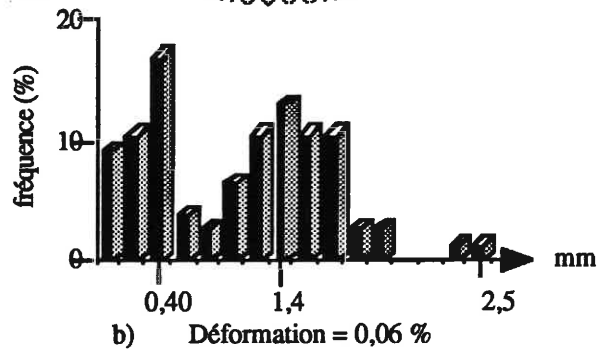
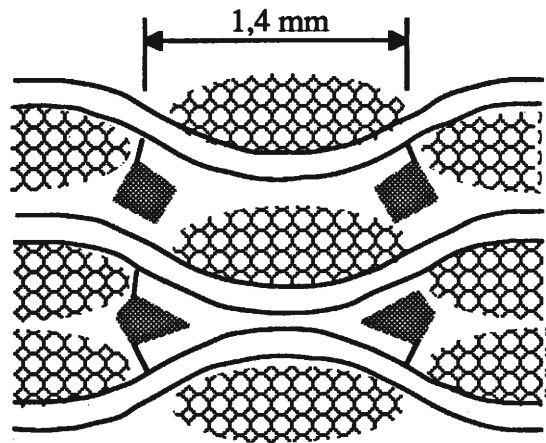
Le développement de l'endommagement dans le plan XZ en fonction de l'état de déformation du matériau se déroule selon les phases suivantes :

1) déformation = 0,035 % - contrainte = 76 MPa : la limite du domaine linéaire a donc été dépassée. Quelques micro-fissures ont été détectées. **Elles sont aussi toutes connectées à l'angle d'un macro-pore (fig. 25a).** En fait, il s'agit des mêmes fissures que celles qui ont été observées dans le plan XY puisque la morphologie du pore induit la présence d'un angle sur toute sa périphérie (fig. 26) à l'intersection avec les fils transversaux. Ces fissures se sont propagées également sur une longueur qui est égale à l'épaisseur du dépôt matriciel. Ceci confirme l'hypothèse de la rupture de la gaine matricielle des fils longitudinaux suggérée plus haut.

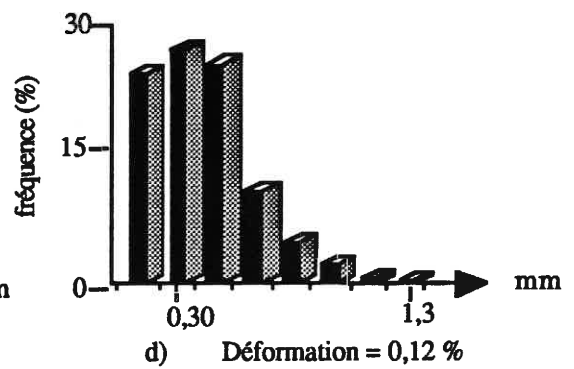
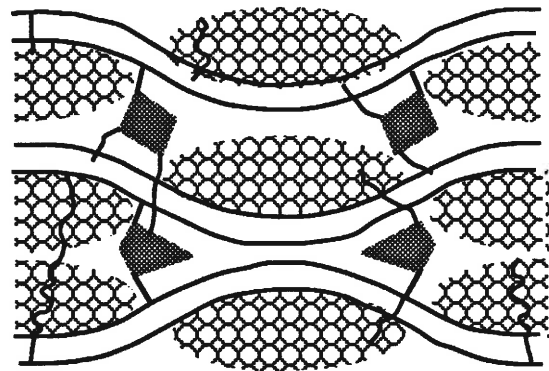
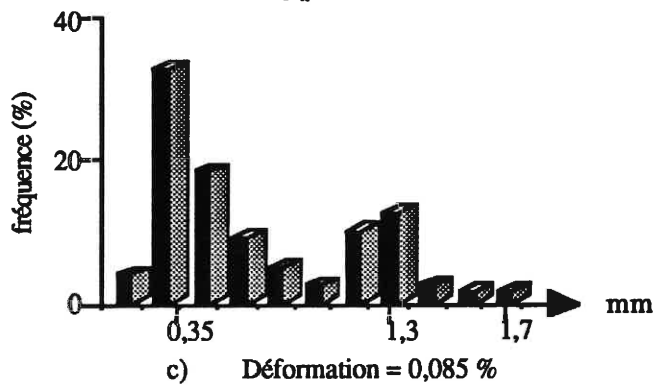
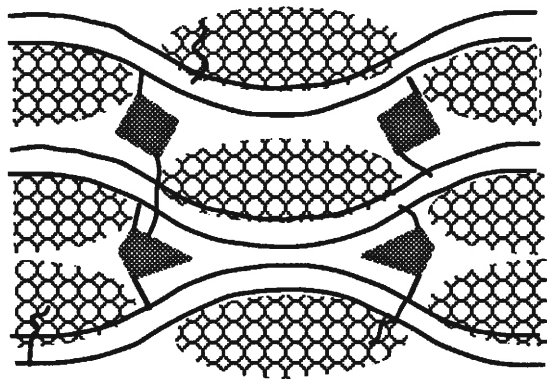
2) déformation = 0,06 % - contrainte = 100 MPa (fig. 25b) : l'endommagement s'est étendu à l'ensemble du composite. Les micro-fissures supplémentaires sont générées par le même mécanisme que précédemment. En effet, la distribution du pas de fissuration possède deux pics. Le premier qui est centré sur 0,4 mm représente la dispersion locale des fissures autour des macropores alors que le deuxième qui se situe vers 1,4 millimètre correspond à la distance moyenne qui sépare deux macropores. La distribution de la longueur des fissures présente un pic majoritaire pour 60 microns (fig. 27). Cette longueur est identique à l'épaisseur du dépôt matriciel en périphérie des fils. Les règles suivantes ont été suivies pour identifier l'extrémité des microfissures : (i) soit celle-ci était clairement observable (ii) soit la fissure se connectait à un autre macropore.



Les strates 1 et 2 forment un assemblage en opposition.
 Les strates 2 et 3 forment un assemblage en parallèle.



a) Déformation = 0,035 %



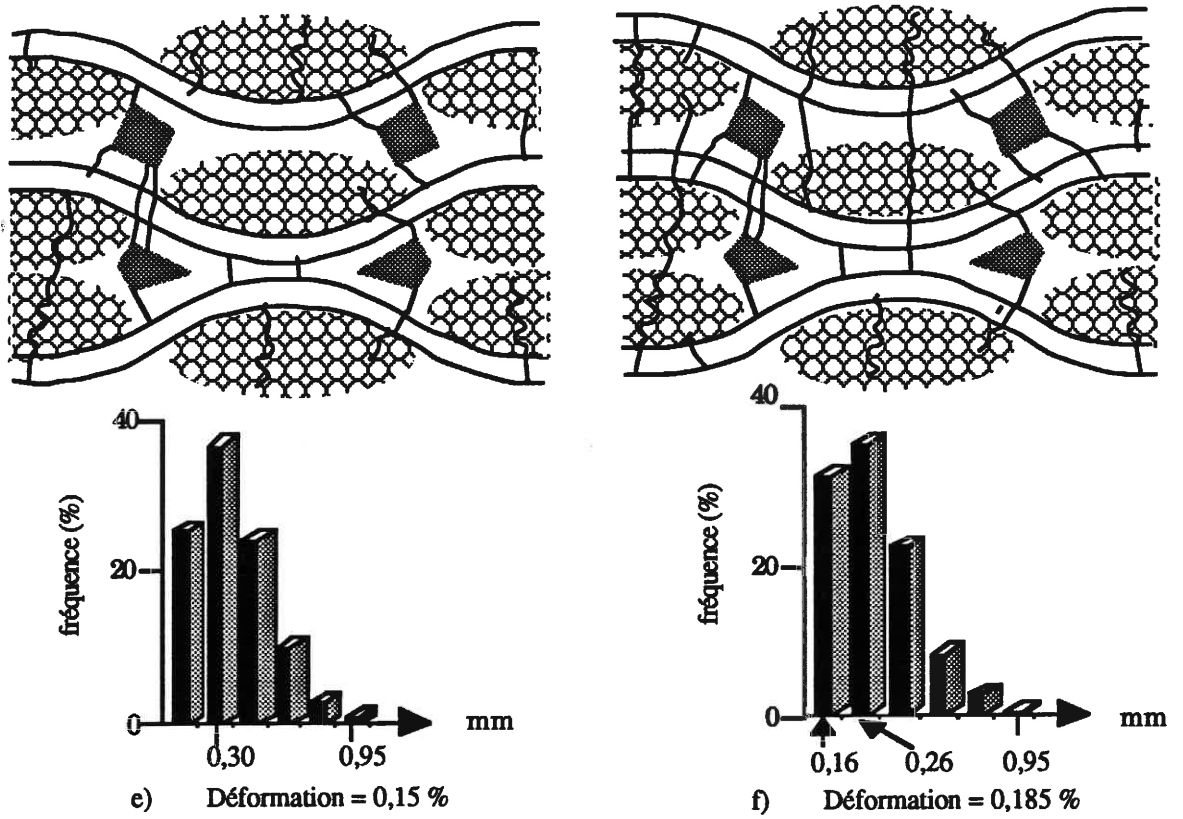


Figure 25. Développement de l'endommagement dans le matériau C.

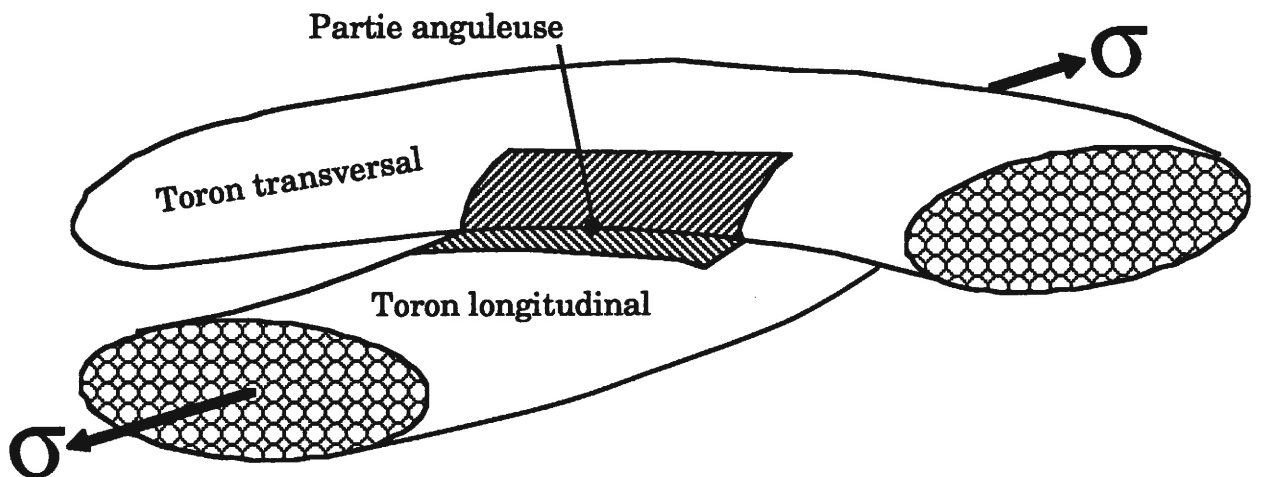
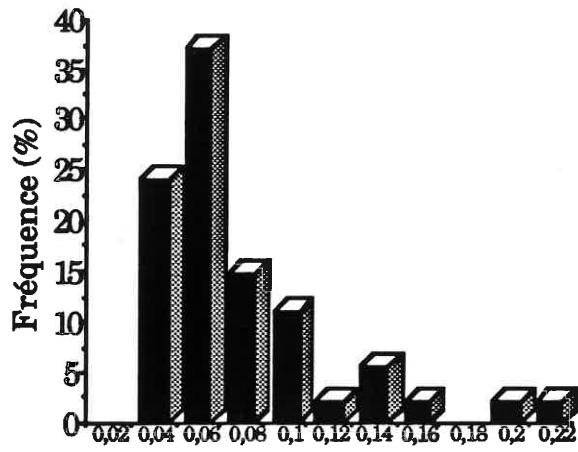
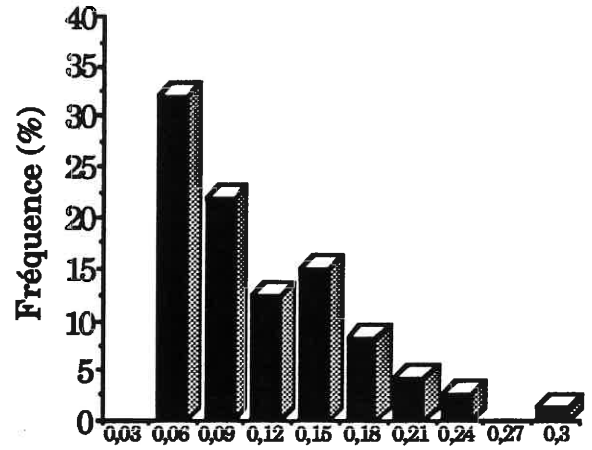


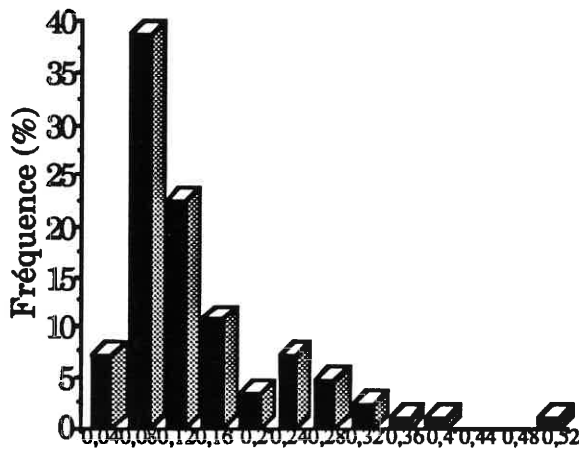
Figure 26. Partie anguleuse d'un macropore au croisement de deux fils.



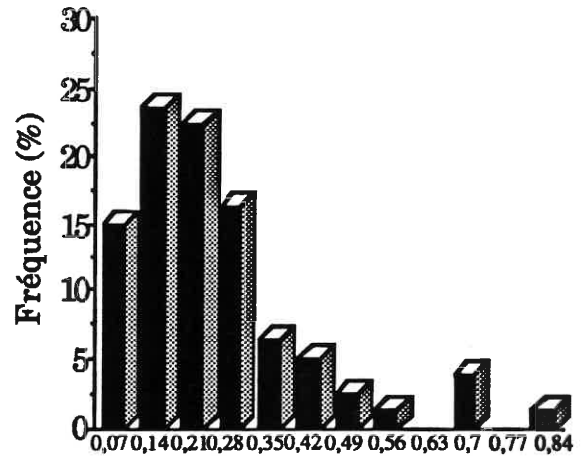
$\epsilon = 0,035\%$ - $\sigma = 75$ MPa



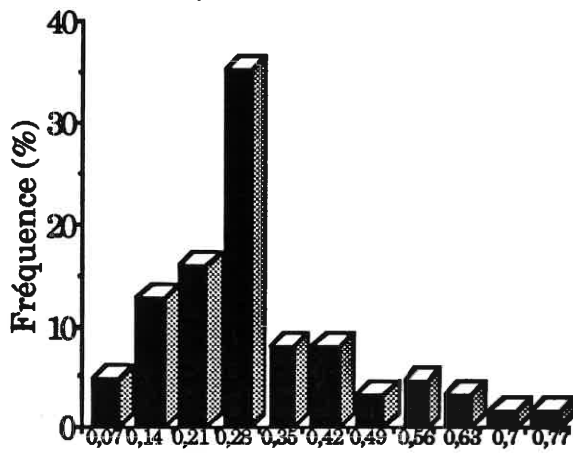
$\epsilon = 0,06\%$ - $\sigma = 100$ MPa



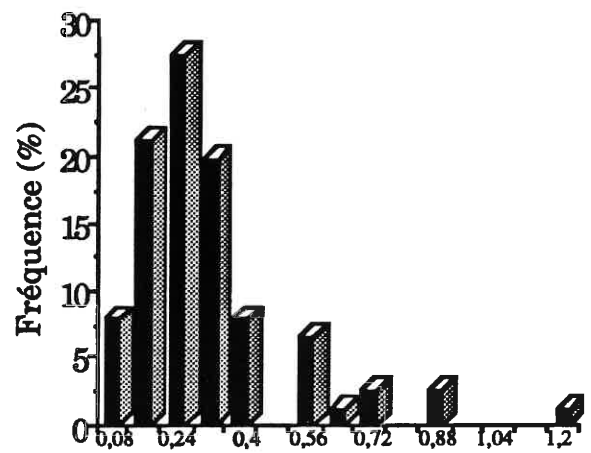
$\epsilon = 0,085\%$ - $\sigma = 119$ MPa



$\epsilon = 0,12\%$ - $\sigma = 133$ MPa



$\epsilon = 0,15\%$ - $\sigma = 147$ MPa



$\epsilon = 0,185\%$ - $\sigma = 150$ MPa

Figure 27. Evolution de la distribution de la longueur d'une fissure (en millimètre) selon le plan XZ.

3) déformation= 0,085% - contrainte = 119 MPa (fig. 25c) : les micro-fissures amorcées par les macro-pores se généralisent sur l'ensemble du matériau. En effet, le deuxième pic de la distribution du pas de fissuration a tendance à disparaître au profit du premier. Certaines fissures commencent à se propager . Il se produit alors, ponctuellement, des connections entre pores. La connexion s'effectue, avec le pore qui n'a pas initié la fissure en n'importe quel point de celui-ci,

4) déformation= 0,12 % - contrainte = 133 MPa (fig. 25d) : il y a saturation du nombre de micro-fissures associées aux macropores donc à la première famille de fissures, ceci s'accompagne d'un ralentissement très sensible du nombre de fissures créées (fig. 28, tableau 5). Les fissures déjà existantes progressent. Le nombre de strates que la fissure traverse dépend de la continuité de la matière. En d'autres termes, si le contact entre strates est situé dans le voisinage de la fissure, alors celle-ci pourra s'étendre. Sinon elle sera arrêtée par les macropores qu'elle rencontrera. Ceux-ci joueront alors le rôle d'obstacle au même titre que les fibres disposées perpendiculairement par rapport à la direction de propagation. A ce niveau de déformation la longueur moyenne d'une microfissure commence à tendre vers une valeur limite qui correspond à la distance qui sépare deux macro-pores que cela soit dans le plan XY ou dans le plan XZ (fig. 29). Cela est confirmé par la comparaison de la longueur des fissures lors de la rupture ultime du composite avec les caractéristiques microstructurales qui montre bien que **les macro-pores sont reliés entre eux par des ruptures matricielles**. Ainsi, dans le plan XY la longueur moyenne maximale d'une fissure vaut 1.100 mm alors que la distance entre deux pores représente 1.160 mm. De même, dans le plan XZ, la longueur moyenne d'une fissure correspond approximativement à l'épaisseur d'une strate (300 microns),

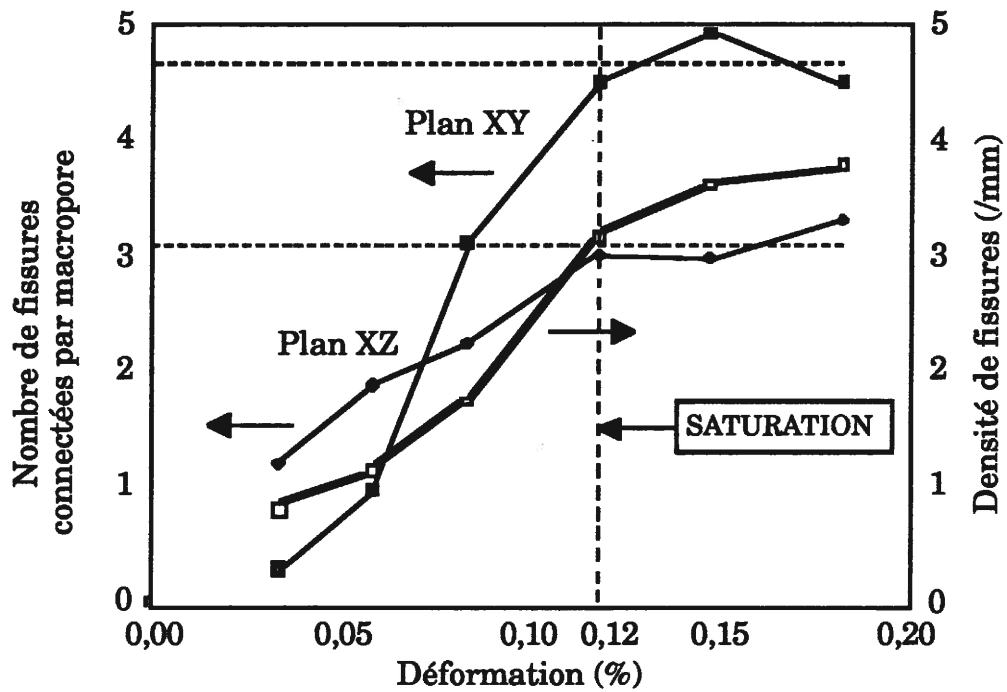


Figure 28. *Corrélation entre le ralentissement de la fissuration et la saturation des sites d'amorçages des fissures des macropores.*

Déformation (%)	Pas de fissuration (micron)	Densité de fissures (mm ⁻¹)
0,060	909	1,1
0,085	595	1,7
0,120	325	3,08
0,150	281	3,56
0,185	269	3,71

Tableau 5. *Evolution de la fissuration avec la déformation.*

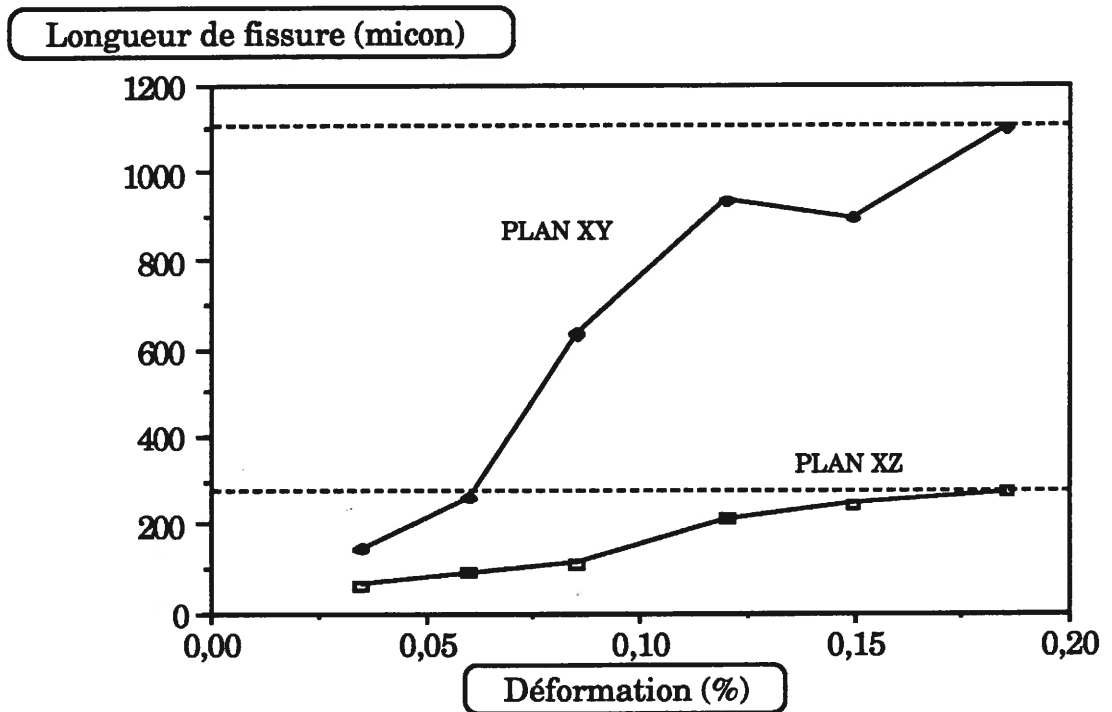


Figure 29. Evolution de la longueur moyenne des fissures.

5) déformation= 0,15 % - contrainte = 147 MPa (fig. 25e): les fissures continuent de progresser, leur nombre augmente dans les assemblages en opposition car la géométrie des éléments de matrice favorise la concentration des contraintes (fig. 30),

6) déformation= 0,185 % - contrainte = 147 MPa (fig. 25f): le composite est rompu, l'état d'endommagement maximum a été atteint pour ce type de matériau. La distribution du pas de fissuration par la présence d'un seul pic témoigne d'un état de saturation. L'écart entre deux fissures est de l'ordre de 250 microns.

Les résultats précédents ont mis en relief les différents mécanismes de fissuration matricielle. Il convient maintenant d'exploiter la courbe représentant la densité de fissures en fonction de la déformation établie grâce à l'analyse des éprouvettes (fig. 28). Elle montre (i) par sa forme (sigmoïde) qu'il se produit un phénomène de saturation de la fissuration [9], (ii) que **l'endommagement se décompose en deux phases**. La première phase, comme il a été vu plus haut, concerne surtout la création et le développement des microfissures à partir des macropores jusqu'à une déformation de l'ordre de 0,12%. Au delà, les nouvelles fissures sont essentiellement localisées dans les fils transversaux. La diminution de la pente à partir de 0,12% de déformation indique que la déformation du composite est contrôlée d'une manière plus sensible par l'ouverture des fissures existantes. Ce phénomène a pu être vérifié :

1) par le changement de pente de l'émission acoustique à 0,12% qui indique une modification du mode d'endommagement (fig. 8),

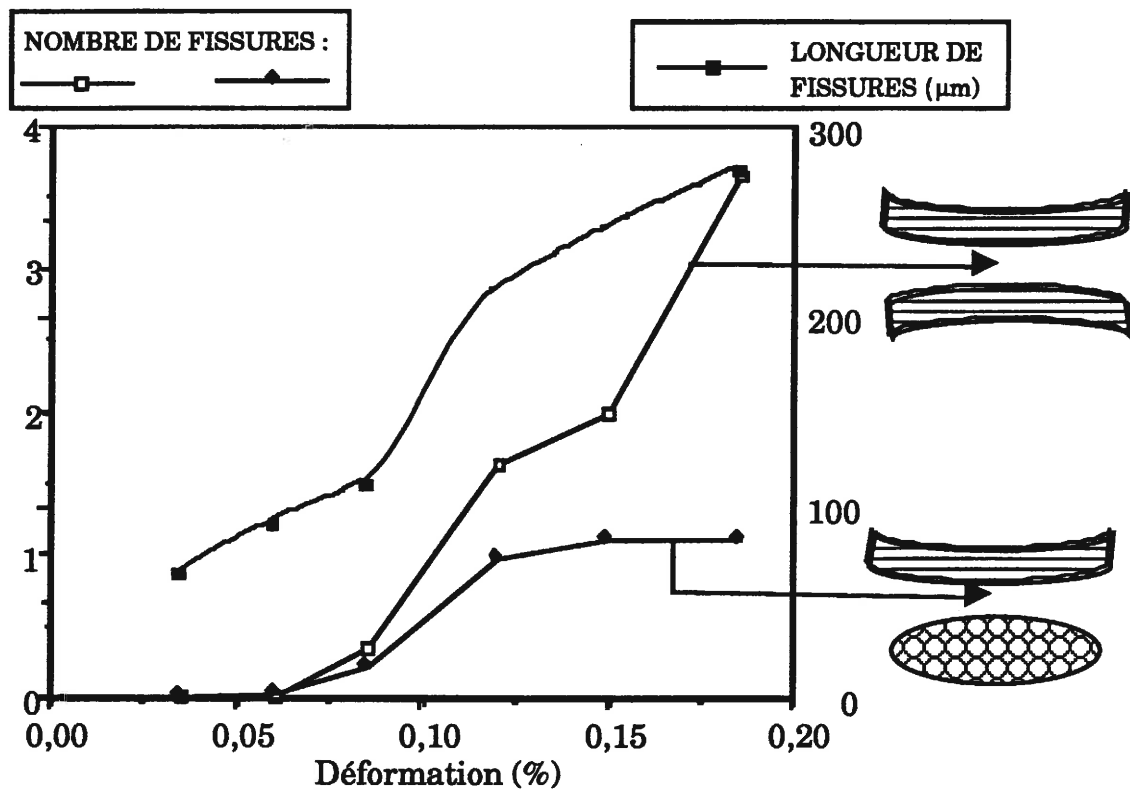


Figure 30. Evolution de la longueur des microfissures avec le nombre de fissures présentes dans différents sites du matériau.

2) par l'observation "in-situ" d'une éprouvette de traction. En effet, les fissures qui sont localisées dans les fils transversaux et qui traversent la largeur de l'échantillon ont tendance à s'ouvrir d'avantage que celles dont la longueur de propagation n'excède pas quelques centaines de microns.

Les analyses précédentes ont apporté des renseignements sur le développement de la fissuration à la surface du matériau. Il paraît donc important d'étudier l'éventuelle variation de cette fissuration en fonction du plan de coupe observé. Ainsi, les mesures du pas de fissuration effectuées sur sept plans successifs (selon la direction Y) d'un même échantillon n'ont pas révélé de modifications suffisantes pour suggérer l'existence de mécanismes complexes qui se produiraient dans le volume des éprouvettes. En effet, la courbe moyenne de densité de micro-fissures sur la demi épaisseur du matériau se superpose quasiment avec celle mesurée en surface. Il en est de même pour les mesures du nombre de fissures connectées par macropores (fig. 31). Il semble donc que l'intensité de l'endommagement soit uniforme dans le volume. Ce résultat est logique dans la mesure où : (i) la structure du matériau est homogène, (ii) la force appliquée est uniforme. Il est probable que dans le cas d'éprouvettes rectifiées le pas de fissuration connaisse des variations selon qu'il est mesuré sur les bords ou à coeur de l'échantillon en raison des sites d'amorçage que peut créer l'usinage.

III.3.2 Matériaux B :

Lorsque le matériau C se rompt (vers 0,19%) tous les sites d'amorçage des macropores sont occupés et la quasi-totalité des fils transversaux sont fissurés. Le matériau B qui présente des caractéristiques mécaniques à rupture très supérieures développe **un ou des mécanismes de fissuration supplémentaires.**

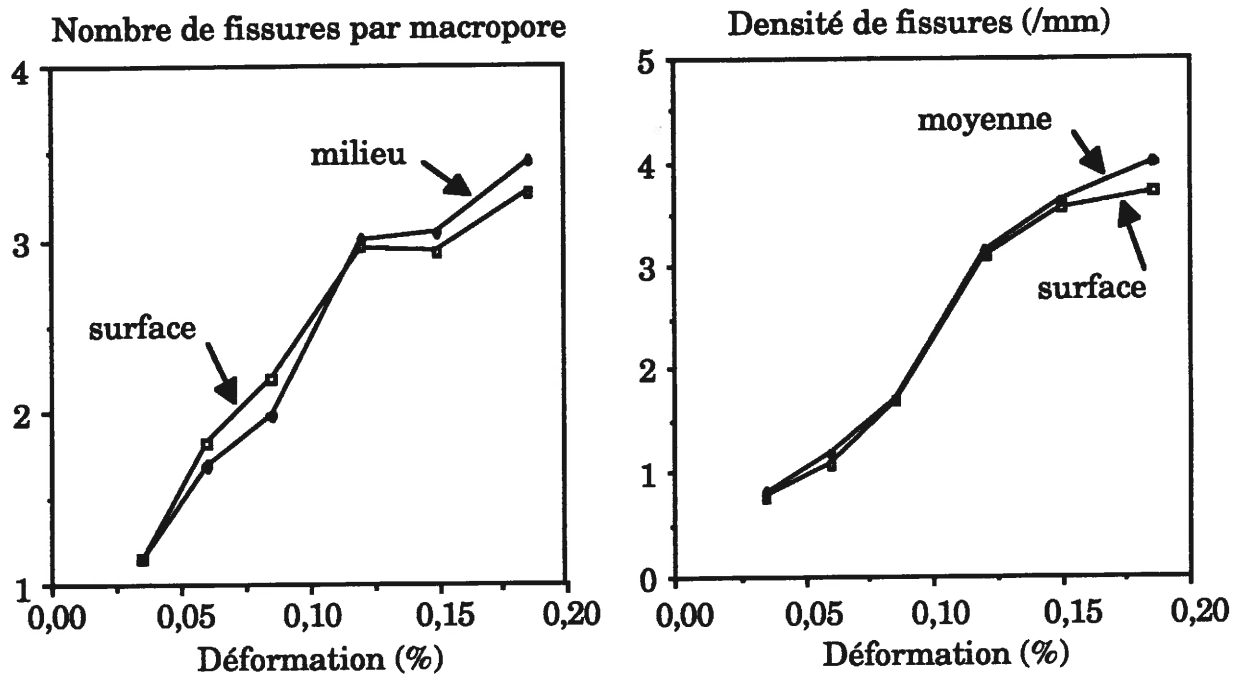
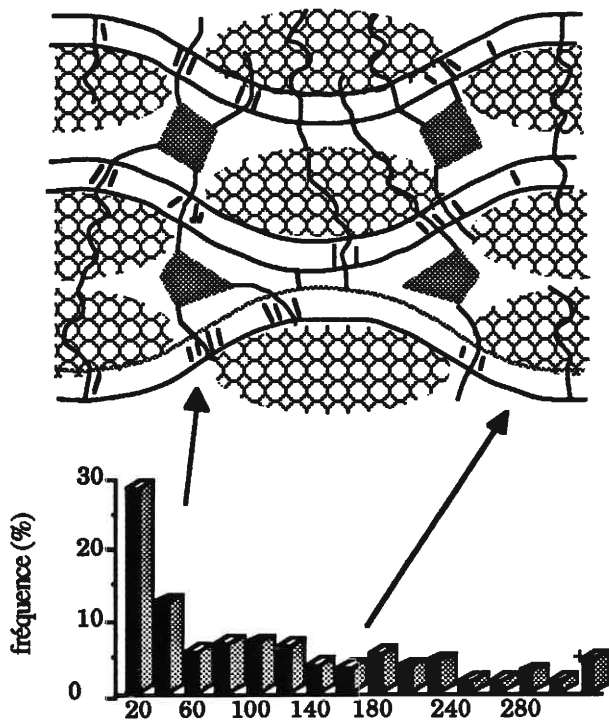
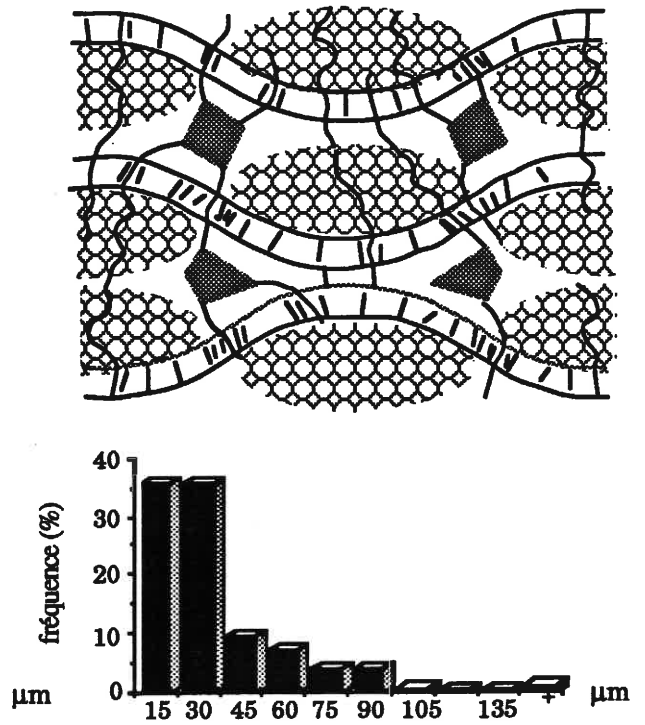


Figure 31. Evolution de la fissuration avec la profondeur (Y).

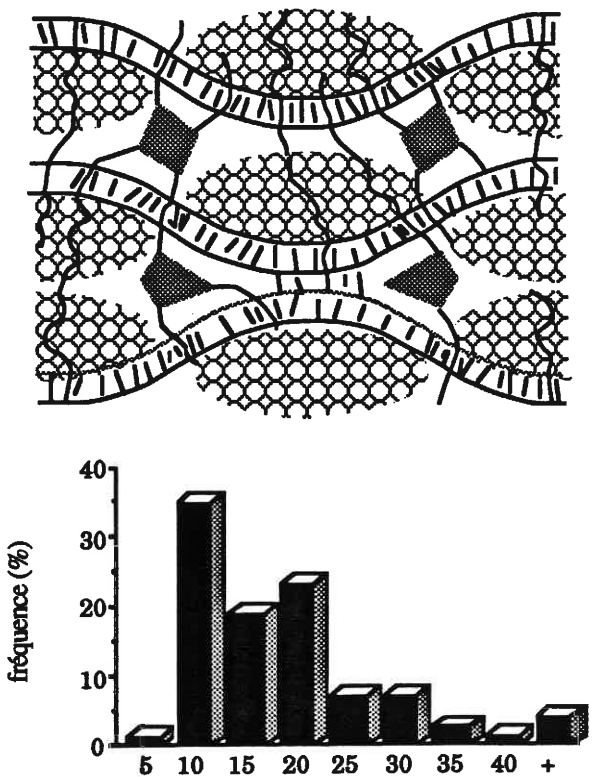
Ainsi, l'observation d'une éprouvette sollicitée jusqu'à la rupture lors d'une traction révèle l'existence d'une nouvelle famille de fissures qui est localisée au sein des fils **longitudinaux**. Il convient maintenant de déterminer la séquence d'endommagement par l'étude des éprouvettes qui ont couvert le domaine de déformation de 0,2 à 1,0 % par pas de 0,2% (éprouvettes 1 à 5, tableau 4). Pour 0,2% de déformation, le matériau B se trouve dans une configuration très proche du matériau C à la rupture. En effet, les macropores ainsi que les fils transversaux ont généré l'essentiel de la fissuration. Par contre, il apparaît déjà des fissures intra-fil au voisinage des fissures des deux premiers stades (fig. 32a). Ce phénomène est mis en évidence par l'histogramme de la distribution du pas de fissuration qui présente : (i) un pic pour une valeur de 20 microns qui correspond aux fissures intra-fil localisées autour des premières fissures, (ii) un pic beaucoup plus étendu qui illustre la dispersion des deux premières familles de fissures. Par la suite, la fissuration intra-fil se développe avec l'augmentation de la déformation (figures 32b,c,d,e, 33, 34). Les fissures ne se créent pas d'une façon désordonnée. Les nouvelles zones fissurées restent centrées sur les premières fissures. Ces zones correspondent également aux points d'appui des fils longitudinaux sur les fils transversaux. Le pas de fissuration mesuré évolue au cours du chargement vers une valeur limite qui est de l'ordre de 14 microns. Celle-ci est atteinte dès 0,8% de déformation suggérant que la **saturation de la fissuration se produit avant la rupture ultime** du matériau composite (fig. 34). En conséquence, la dernière partie de la courbe contrainte-déformation (de 0,8 à 1,0%) doit être attribuée à la déformation des fibres qui supportent alors seules la charge. Cette observation est en accord avec la courbe contrainte-déformation qui présente une partie linéaire dans ce domaine de déformation.



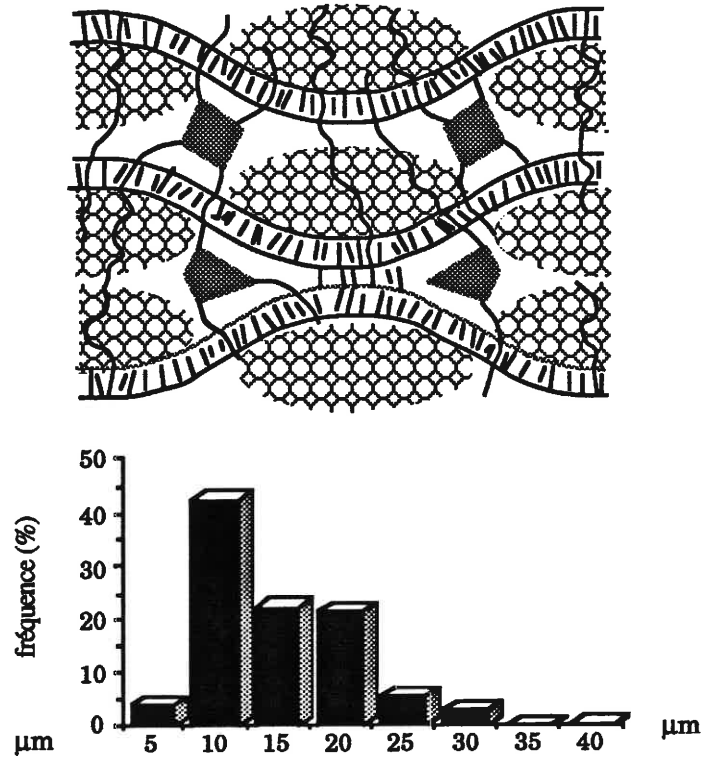
a) Déformation = 0,2 %



b) Déformation = 0,4 %



c) Déformation = 0,6 %



d) Déformation = 0,8 %

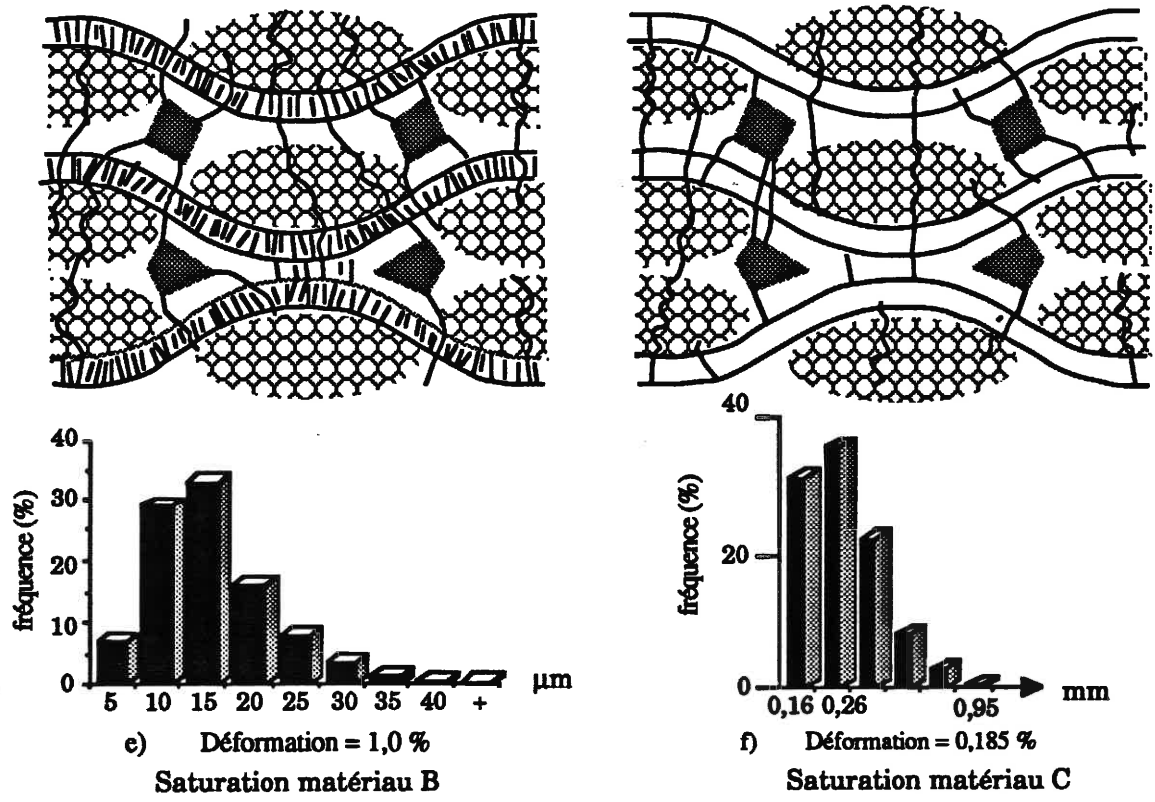


Figure 32. Evolution de la fissuration pour le matériau B.

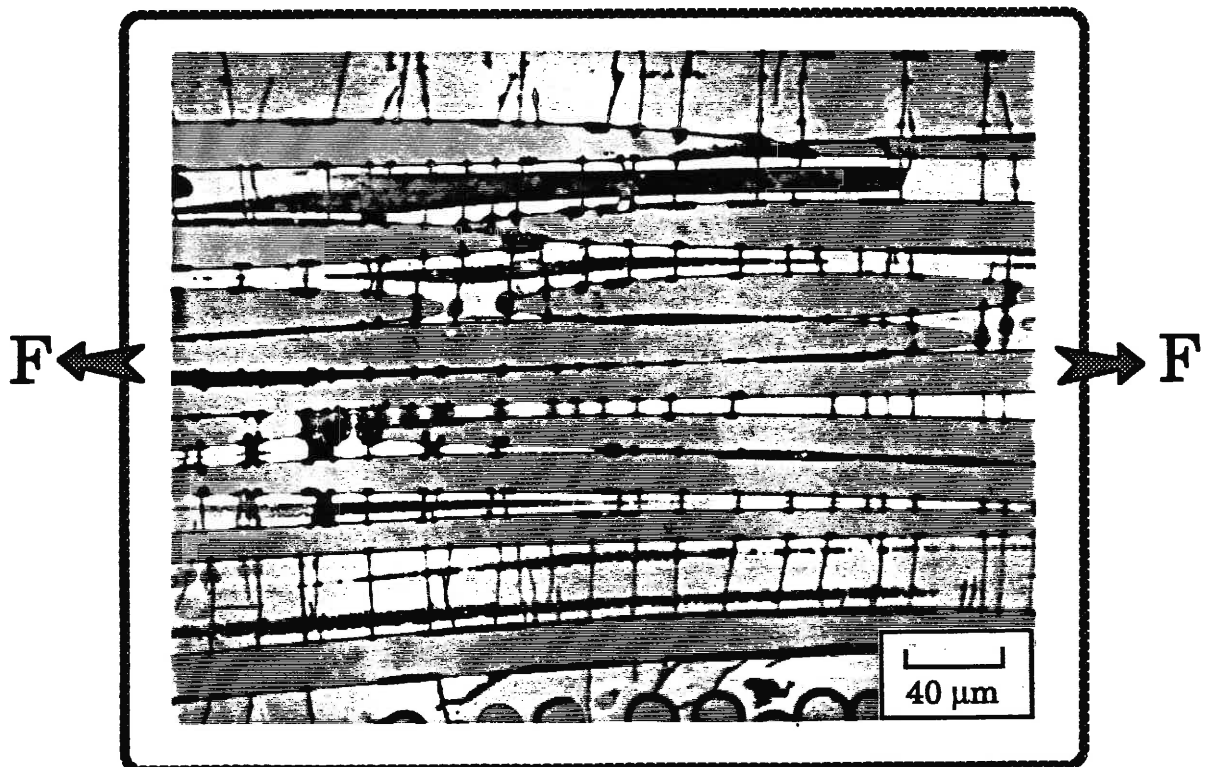


Figure 33. Fissuration intra-fil du matériau B.

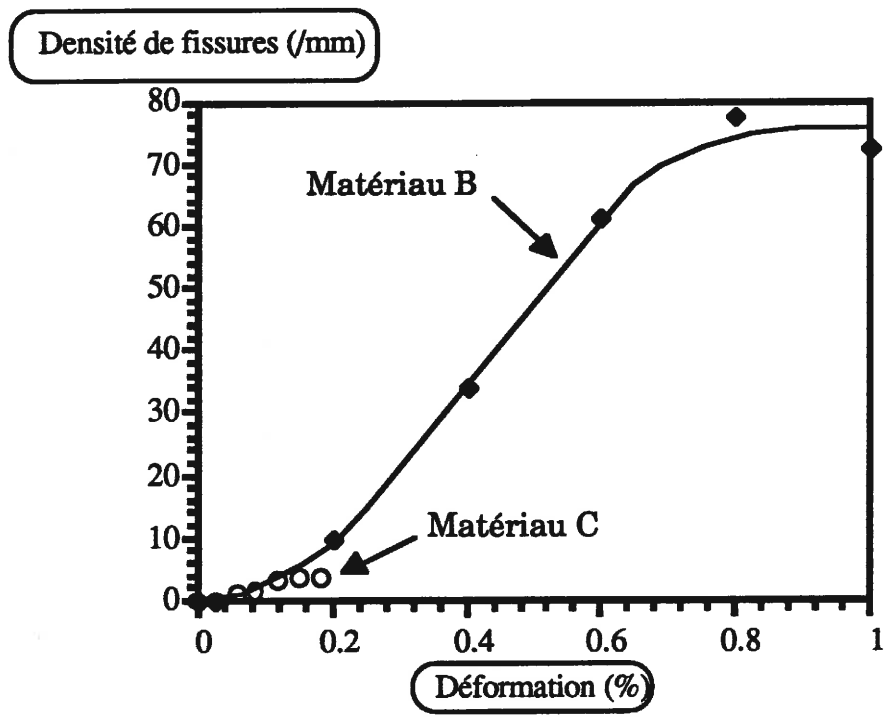


Figure 34. Evolution de la densité de fissures des matériaux B et C.

III.3.3 Matériaux vieillis de façon thermique :

L'observation au microscope optique des échantillons révèle une évolution considérable de l'endommagement en fonction du vieillissement réalisé et de l'existence ou non d'un revêtement de surface. Les éprouvettes non revêtues produisent généralement un comportement mécanique très inférieur aux éprouvettes revêtues (fig. 15). Sauf à 1100°C où les courbes contrainte-déformation sont proches. Par contre, dès 1200°C le comportement mécanique diffère considérablement entre les deux types d'éprouvettes.

Afin de mettre en évidence l'évolution de l'endommagement avec le vieillissement thermique, il est rappelé que le matériau du type C présente une fissuration liée étroitement aux macropores et aux fils transversaux, conduisant à un système de fissures relativement important (pas de fissuration de l'ordre de 250 microns). Celles-ci sont peu étendues à travers la section du matériau.

Pour une température de vieillissement de 1100°C (éprouvettes 1,2 et 6) l'endommagement ainsi que la limite de linéarité ont peu varié. Il faut toutefois noter que certaines fissures étaient visibles autour des macropores avant attaque chimique laissant présager une décohésion fibre-matrice plus importante que dans le matériau de référence.

Toutefois, le réseau de fissures est organisé comme au sein du matériau de référence (fig. 35).

Par contre, dès 1200°C le comportement du matériau évolue considérablement. L'éprouvette non revêtue vieillie sous vide ne développe pas de fissuration (éprouvette 5) et présente une rupture fragile. Le revêtement permet de limiter la dégradation du matériau en confinant les gaz produits par les réactions chimiques lors du vieillissement [10]. Les observations effectuées sur

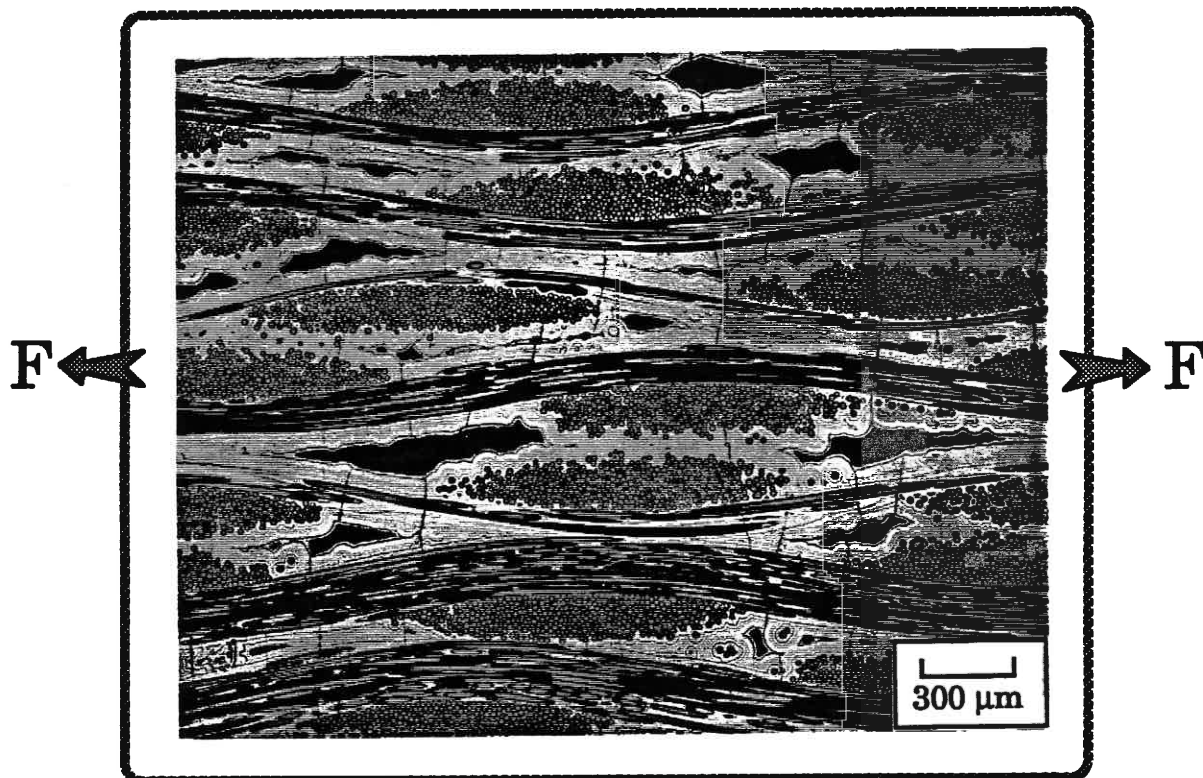


Figure 35. *Fissuration d'un matériau vieilli à 1100°C pendant 22 heures.*

l'éprouvette revêtue n°4 montre la présence de fissures traversantes, ouvertes et peu nombreuses (pas de fissuration voisin de 1 millimètre) situées essentiellement dans les fils transversaux et qui occupe toute la section du matériau. Les premiers sites d'amorçage ne sont plus les angles des macropores. Les fissures ignorent pratiquement la microstructure de la matrice (fig. 36). L'interphase présente un aspect fortement décohésif (fig. 37) qui est dû probablement aux différences de coefficients de dilatation thermique. En effet, durant l'élaboration du 2D SiC/pyc/SiC, le refroidissement provoque un frettage de la fibre par la matrice. Lorsque ce matériau est porté à une température supérieure à la température d'élaboration il se produit l'effet inverse ce qui va induire une décohésion au niveau de l'interface fibre-interphase rendant alors le transfert de charge quasiment inopérant. Cette décohésion est partiellement comblée par des **ponts de silice** produits lors du vieillissement thermique. L'éprouvette n° 7 présente une courbe contrainte-déformation proche de celle de l'éprouvette n° 4. Toutefois le vieillissement sous argon a partiellement protégé les fibres, la contrainte à rupture du matériau est supérieure à celle des deux éprouvettes 3 et 4. La fissuration est plus développée que pour l'éprouvette n°4 (tableau 6), la décohésion est moins prononcée [10]. L'éprouvette revêtue n° 3 a subi une durée de vieillissement beaucoup plus courte (12 heures contre 78 heures) que pour les éprouvettes 4 et 7. Ce qui produit un endommagement qui se situe à la frontière entre des éprouvettes vieilles à 1100°C (éprouvettes 1,2 et 6) et les précédentes : des fissures ouvertes et localisées sur les fils transversaux coexistent avec des fissures dont l'amorçage est situé à l'angle des macropores. Cette fissuration est visible avant attaque chimique (fig. 38). Cela suggère une influence de la durée du vieillissement thermique sur les processus de transformation de la matière dans ces matériaux à partir de 1200°C.

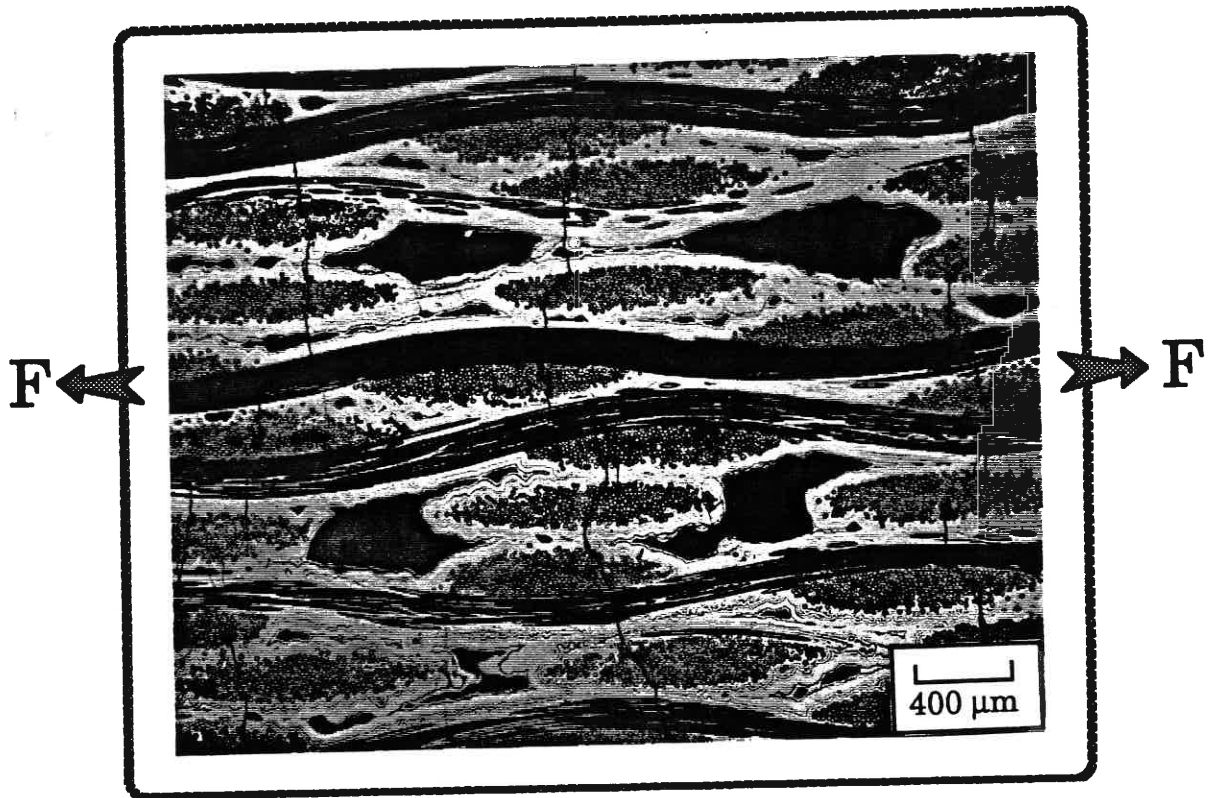


Figure 36. *Fissuration d'un matériau vieilli à 1200°C pendant 75 heures.*

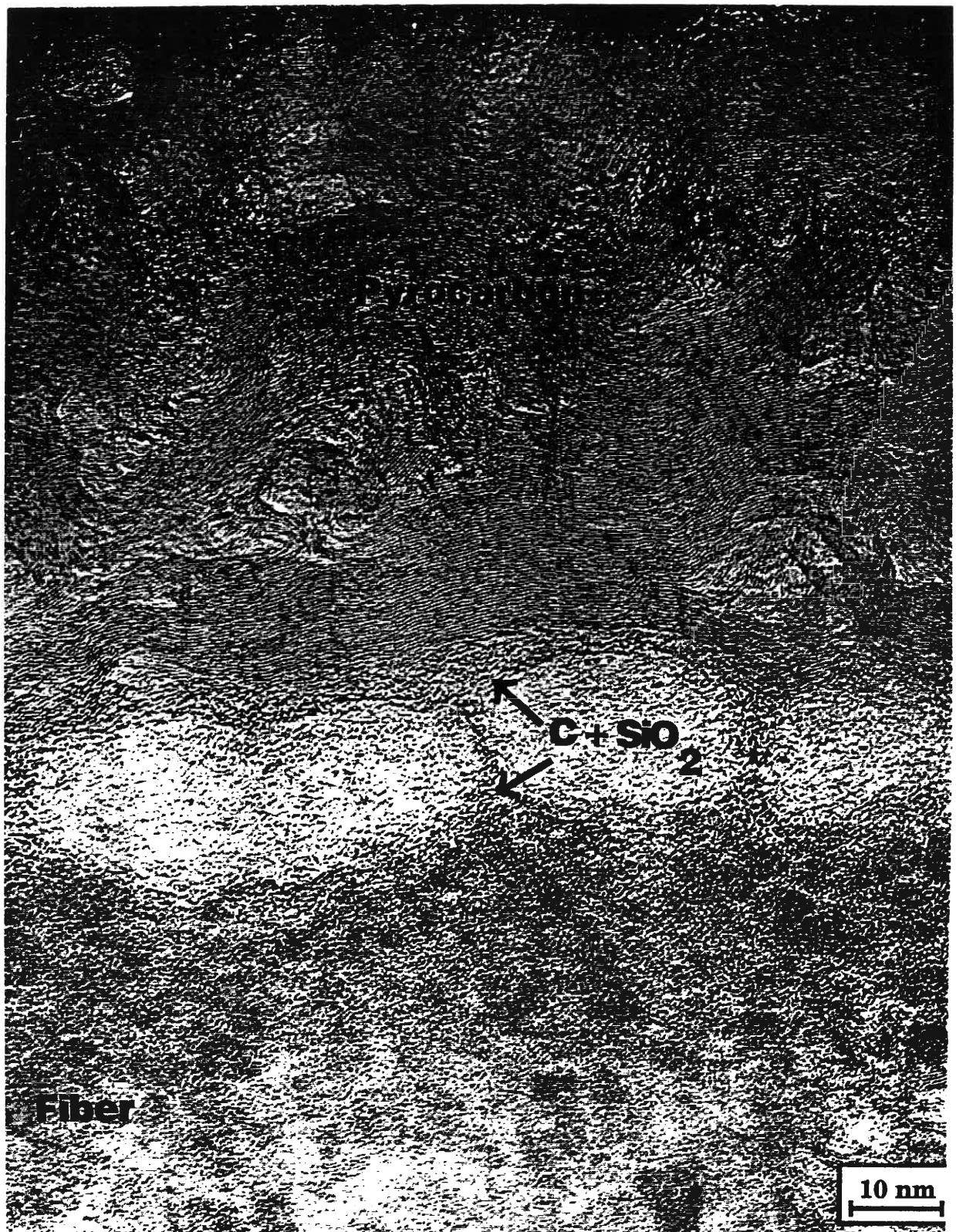


Figure 37. *Micrographie au microscope électronique à transmission de la zone interfaciale d'un matériau vieilli à 1200°C pendant 75 heures [10].*

Matériau	Avant attaque chimique	Après attaque chimique
référence	*	250
1	510	200
2	400	200
3	270	270
4	~1000	~1000
5	*	*
6	quelques fissures	600
7	300	300
8	*	*

Tableau 6. Pas de fissuration pour les matériaux vieillis (* : aucune fissure).

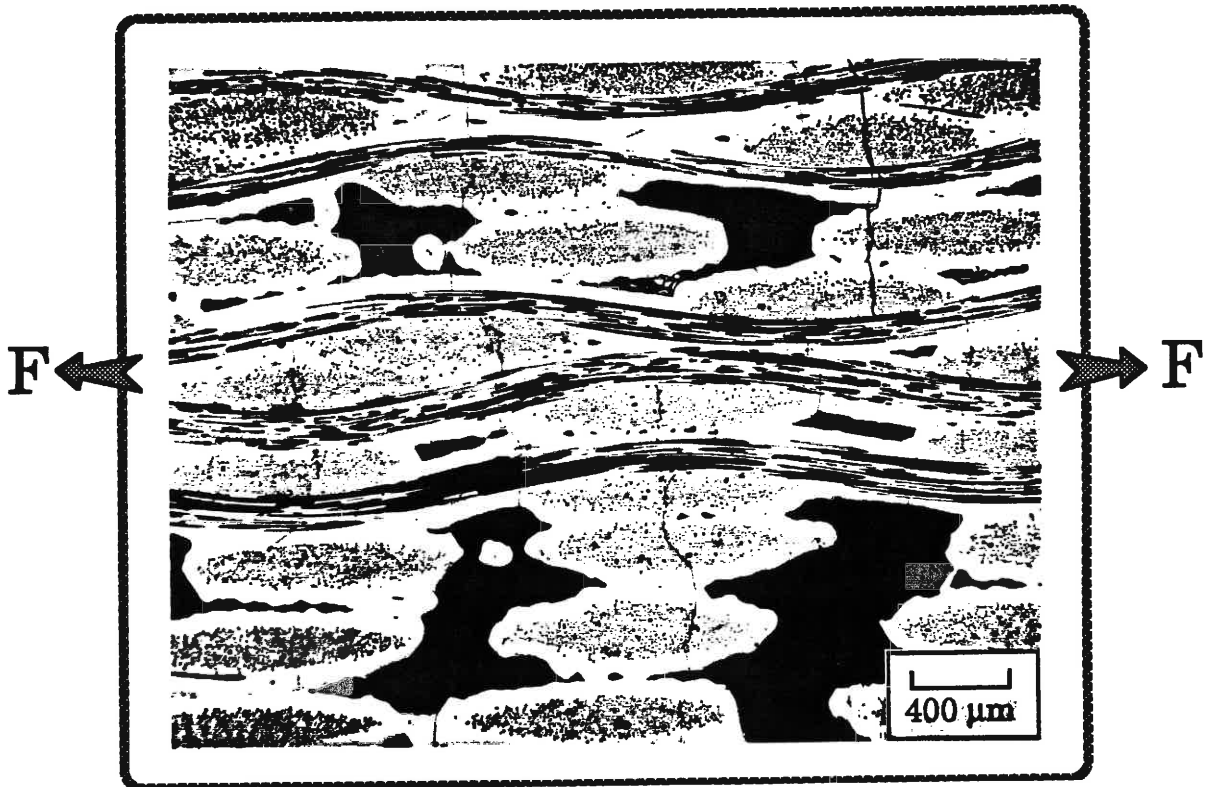


Figure 38. Fissuration d'un matériau vieilli à 1200°C pendant 12 heures.

A 1300°C, le matériau ne développe aucun endommagement qu'il soit revêtu ou non. Par contre, l'éprouvette n°8 confirme que le vieillissement sous argon protège les fibres d'une diminution importante de leurs caractéristiques mécaniques comme cela est le cas sous vide et cela dès 1200°C (éprouvette 5).

IV DISCUSSION

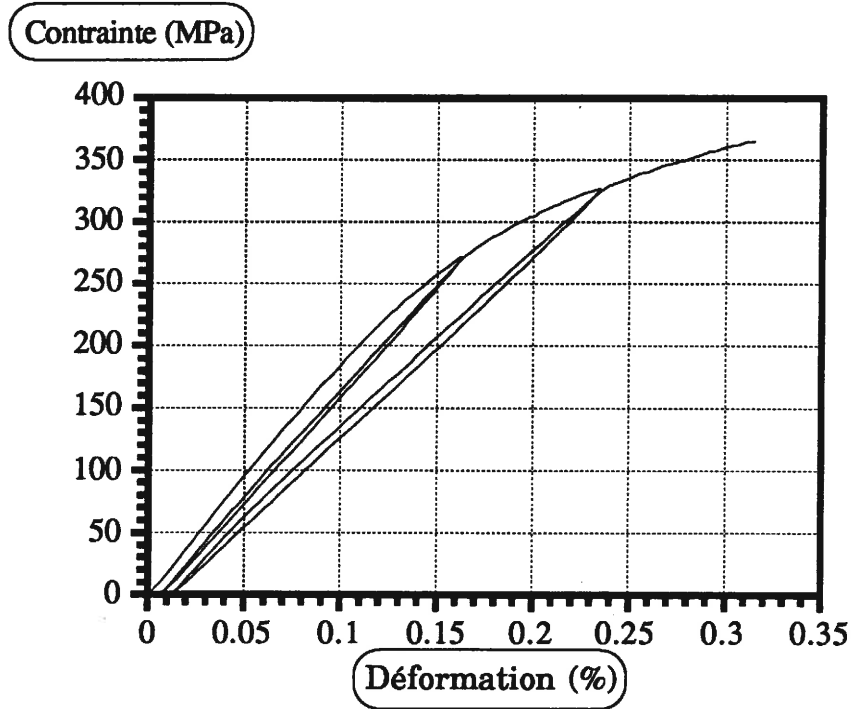
IV.1 INFLUENCE DE LA STRUCTURE DU COMPOSITE :

IV.1.1 Influence de la macroporosité :

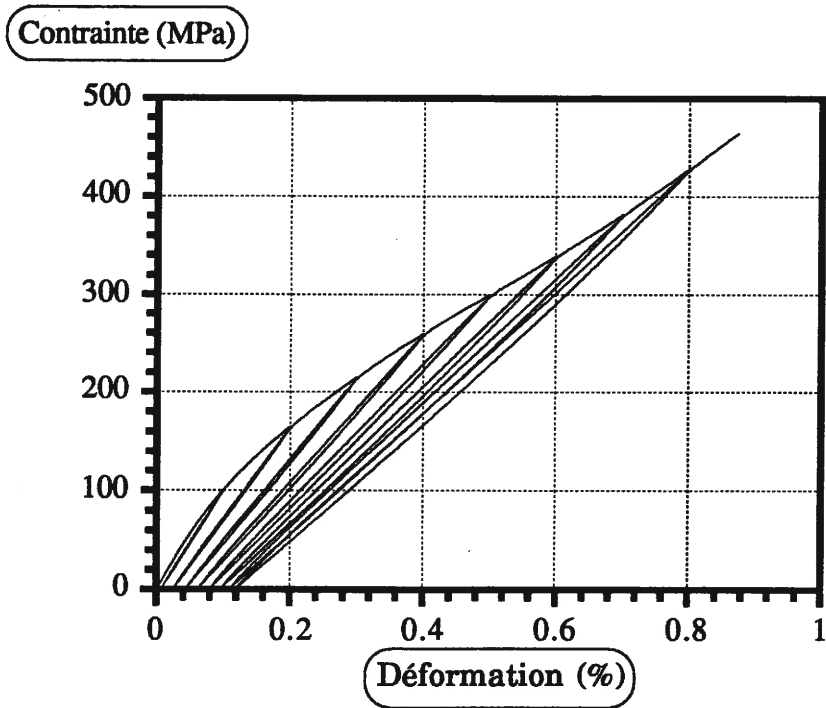
La macroporosité dicte la limite de linéarité et le début de l'endommagement induisant le changement de courbure que présentent les courbes de comportement vers 0,12 % de déformation. Une vérification de ce phénomène a consisté à comparer les courbes contrainte-déformation en traction d'une fil SiC/SiC (assemblage de 500 fibres et de matrice dont la fraction volumique est proche de celle d'un fil au sein d'un 2D) qui ne possède donc pas de macroporosité avec celle des matériaux composites SiC/SiC (fig. 39a). Il est possible de constater que :

1) la limite de linéarité est beaucoup plus importante pour la fil (190 MPa - 0,1 % contre 60 MPa - 0,025% pour les tissés) suggérant le rôle très pénalisant des macropores et plus particulièrement de leur forme qui présente des angles,

2) dans la fil la fissuration traverse la section et est peu dispersée ce qui suggère un seul mécanisme. Cela fournit une courbe de comportement



a)



b)

Figure 39. Courbes de comportement pour : a) une mèche SiC/SiC, b) un 2D tissé C/SiC [11].

pour laquelle une fois la limite de linéarité dépassée il n'existe aucun changement de courbure. De plus, une analyse complémentaire a porté sur un matériau composite 2D C/pyc/SiC. Sa structure est très proche du 2D SiC/pyc/SiC puisqu'il possède aussi un tissage de type toile qui induit une macroporosité identique. Par contre, la différence qui existe entre les coefficients de dilatation thermiques des constituants du C/SiC génèrent lors du refroidissement, pendant l'élaboration, des contraintes résiduelles d'origine thermique suffisamment importantes pour engendrer le même état de fissuration que le matériau C à rupture (annexe C). La matrice autour des macropores est déjà fissurée donc lorsque le matériau est soumis à un essai de traction ces macropores n'ont plus de rôle vis-à-vis de l'endommagement, comme en témoigne la courbe de traction de la figure 39b.

IV.1.2 Influence de l'ondulation sur le comportement du fil :

Le tissage qui est du type toile va engendrer une ondulation du fil qui va induire un champ de contrainte assez hétérogène. De façon à le mettre en évidence une simulation par éléments finis a été réalisée sur le logiciel MARC⁷ en considérant :

1) une demi-ondulation sans considérer les fils transversaux. De ce fait, les conditions aux limites sont simples : une face voit tous les noeuds qui la constitue bloqués selon la direction X avec le noeud central bloqué en Y pour permettre l'effet POISSON. Sur la face opposée est appliqué un déplacement imposé qui correspond à une déformation de 0,2% (fig. 40),

⁷ MARC de MARC Analysis

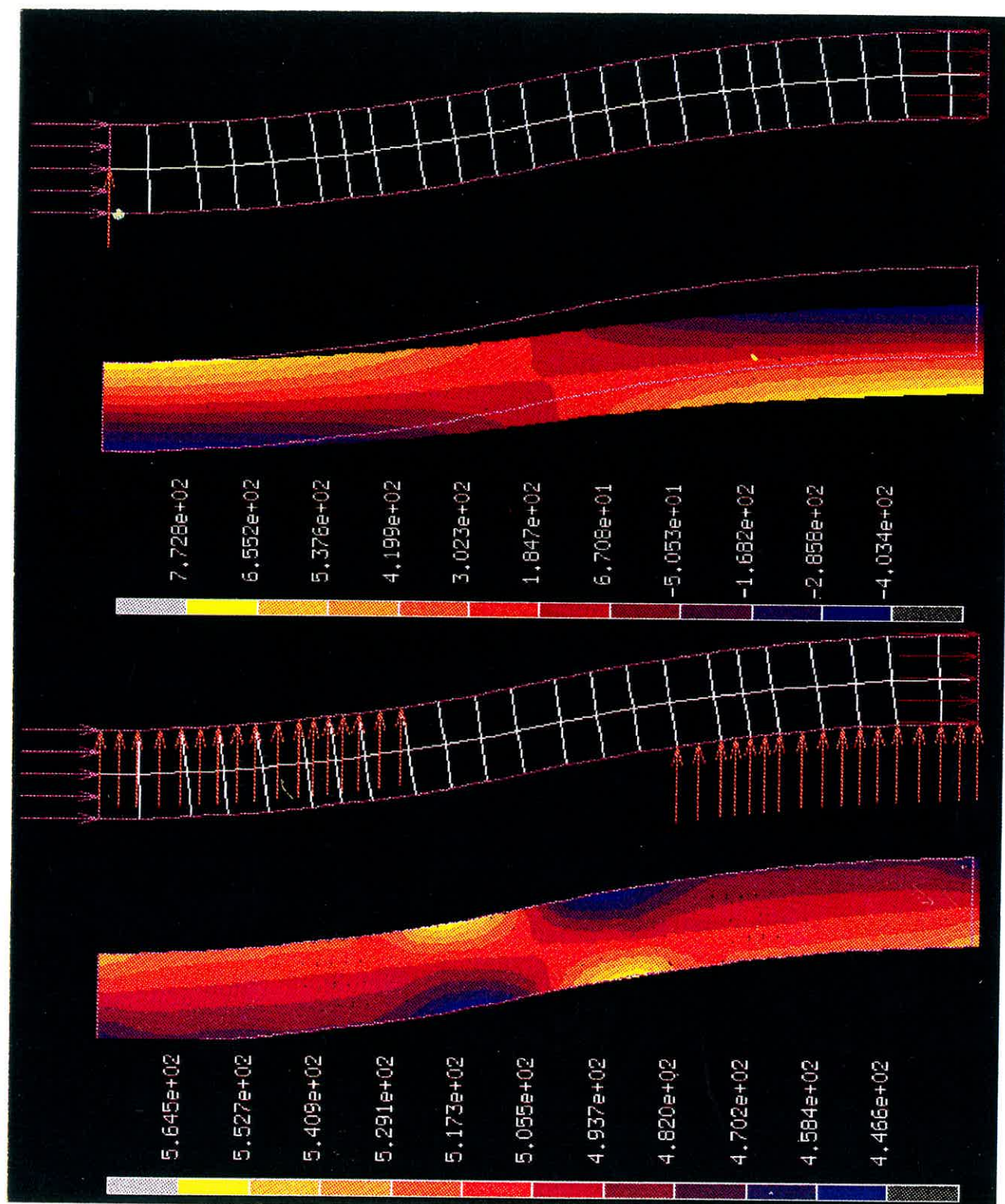


Figure 40. *Champ de contraintes au sein d'un fil.*

2) la même ondulation est utilisée mais en considérant cette fois les fils transversaux. Leur présence est simulée en ajoutant sur certains noeuds du maillage une condition aux limites supplémentaires qui empêche leur déplacement selon la direction Y. Le reste du système n'a pas été modifié.

Les résultats montrent sans surprise que le fil sans appui a tendance à s'aligner avec la direction du chargement alors que les appuis imposent au fil de se déformer selon sa génératrice. Cela va permettre une répartition des contraintes plus homogène. En effet, le 0,2 % de déformation imposée devrait produire une contrainte de 520 MPa ($E=260000$ MPa) si le matériau était rectiligne et sans variation de section. On constate, effectivement, que la limitation du déplacement du fil (avec les appuis) génère une variation de la contrainte beaucoup plus faible puisque les tensions qui sont produites sont limitées. L'intervalle de contrainte pour le fil avec appui est de 447 à 565 MPa contre 403 à 773 MPa pour le fil sans appui. Il faudra prendre garde aux zones surcontraintes du fil avec appuis car elles pourront influencer la fissuration.

IV.1.3 La fissuration intra-fil :

La fissuration intra-fil joue donc un rôle important sur le comportement mécanique du **matériau B**. L'observation de la matrice externe des fils montre la présence de plusieurs types de fissures :

- 1) des fissures traversantes qui sont issues des deux premières familles de fissures,
- 2) des fissures courbes qui sont localisées essentiellement à côté des fissures précédentes,

3) des fissures arrêtées dans la matrice (fig. 41). Ces phénomènes étant répartis d'une façon reproductible sur l'ensemble du matériau, l'étude s'est portée sur les contraintes résiduelles d'origine thermique.

Les contraintes résiduelles d'origine thermique sont produites par la différence des déformations de la fibre et de la matrice au cours du refroidissement. Ainsi, le dépôt matriciel étant réalisé à haute température lors du refroidissement les fibres et la matrice ont tendance à se contracter avec une amplitude qui leur est propre. L'écart de déformation qui en résulte va engendrer des tensions et des compressions radiales et/ou axiales qui pourront dans certains cas provoquer la rupture de la matrice (tableau 7). Ce phénomène est mis en évidence par l'observation de matériaux composites du type C/pyc/SiC élaborés par le procédé C.V.I. qui génère une fissuration matricielle intense pendant l'élaboration. Cependant, ces contraintes résiduelles peuvent avoir des effets bénéfiques sur le comportement mécanique tels que :

1) causer un frottement de la fibre par la matrice par une contrainte de compression radiale qui s'exerce sur l'interphase ce qui augmente les transferts de charge,

2) produire dans les meilleurs cas une compression axiale de la matrice qui favorisera la ténacité du matériau.

Récemment une étude a simulé le refroidissement de 1000 à 0°C d'un système constitué de fibres et de matrice (SiC) [12]. Les résultats dépendent de la disposition des fibres les unes par rapport aux autres. Ainsi, lorsque les fibres sont uniformément distribuées la matrice se trouve en tension en tous points du système. Par contre, lorsque certaines fibres sont en contact, la matrice située à la périphérie est soumise à des compressions alors qu'entre les fibres elle est

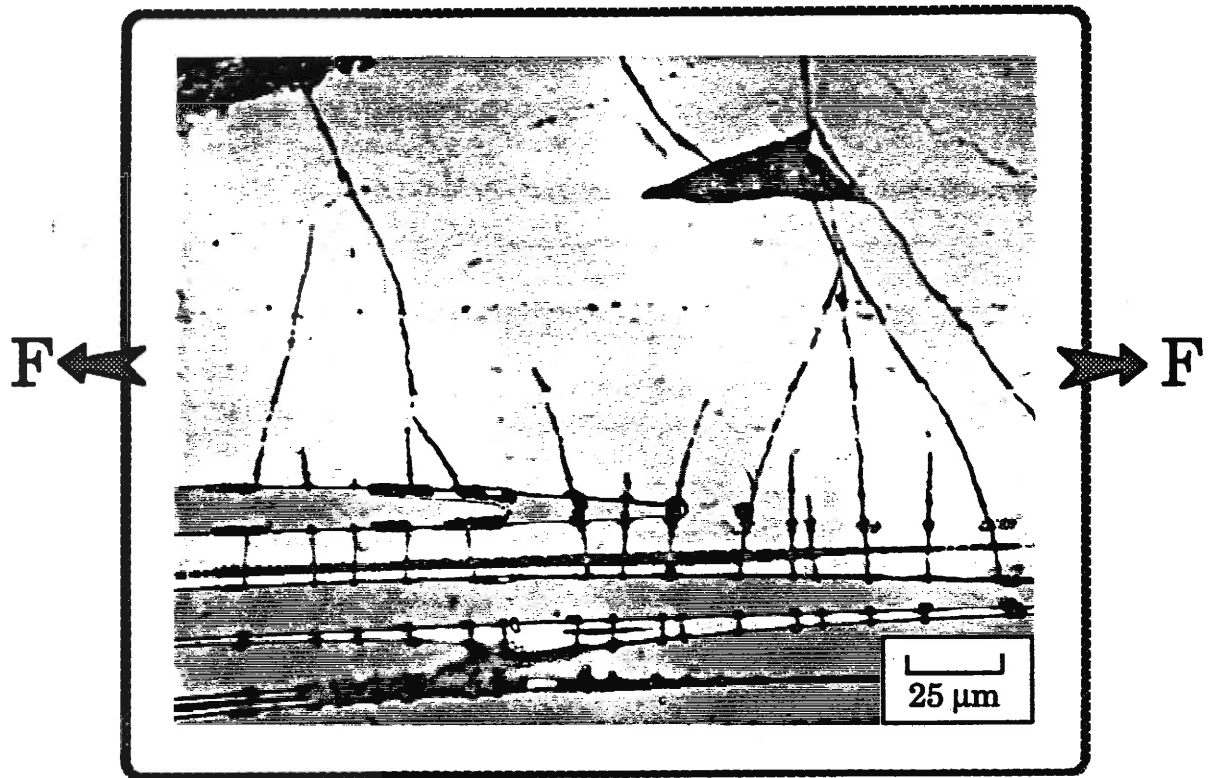


Figure 41. Détails de la fissuration intra-fil du matériau B.

		$\alpha_F < \alpha_M$		$\alpha_F > \alpha_M$	
Contrainte radiale, axiale et circonférencielle	Fibre	Matrice	Fibre	Matrice	
	Compression	Tension	Tension	Compression	
SiC/SiC contrainte : radiale	*	*			
axiale			*	*	
C/SiC contrainte : radiale	*	*			
axiale	*	*			

Tableau 7. Influence des coefficients de dilatation thermique sur le champ de contraintes.

sollicitée en tension. Cette dernière configuration est assez proche de la disposition d'un fil, soit un ensemble constitué de fibres serrées et de matrice peu abondante et d'une gaine de matrice en périphérie. On peut donc s'attendre à une distribution des contraintes résiduelles d'origine thermique similaire. Les contraintes de compression matricielle calculées à la surface des fils peuvent expliquer l'arrêt des fissures dans ce domaine. Toutefois, les fissures des premiers modes qui ont traversé ces fils relaxent ces contraintes de compression localement en produisant alors un gradient qui pourrait expliquer la courbure de certaines fissures qui issues des fils rejoignent les fissures traversantes. De plus, un examen approfondi des fils longitudinaux d'une éprouvette après rupture montre que plus on se place au coeur du fil donc avec une fraction volumique de fibre importante et plus le pas de fissuration est serré (fig. 42). Ce phénomène a été déjà décrit sur un unidirectionnel idéal (c'est-à-dire ayant une contrainte de rupture matricielle unique par AVESTON, COOPER et KELLY) [8]. A l'aide d'un bilan énergétique ils ont établi que le pas de fissuration était influencé par les fractions volumiques des constituants suivant la relation :

$$\Delta = \frac{V_M}{V_F} \cdot \frac{\sigma_{mu} \cdot r}{2 \cdot \tau} \quad (1)$$

avec :

Δ : pas de fissuration,

σ_{mu} : contrainte à rupture de la matrice,

τ : contrainte de frottement,

r : rayon de la fibre,

V_M et V_F : fraction volumique de matrice et de fibre.

Cette relation montre clairement que toutes choses étant égales par ailleurs (en particulier τ demeurant constant), Δ diminue lorsque V_F augmente.

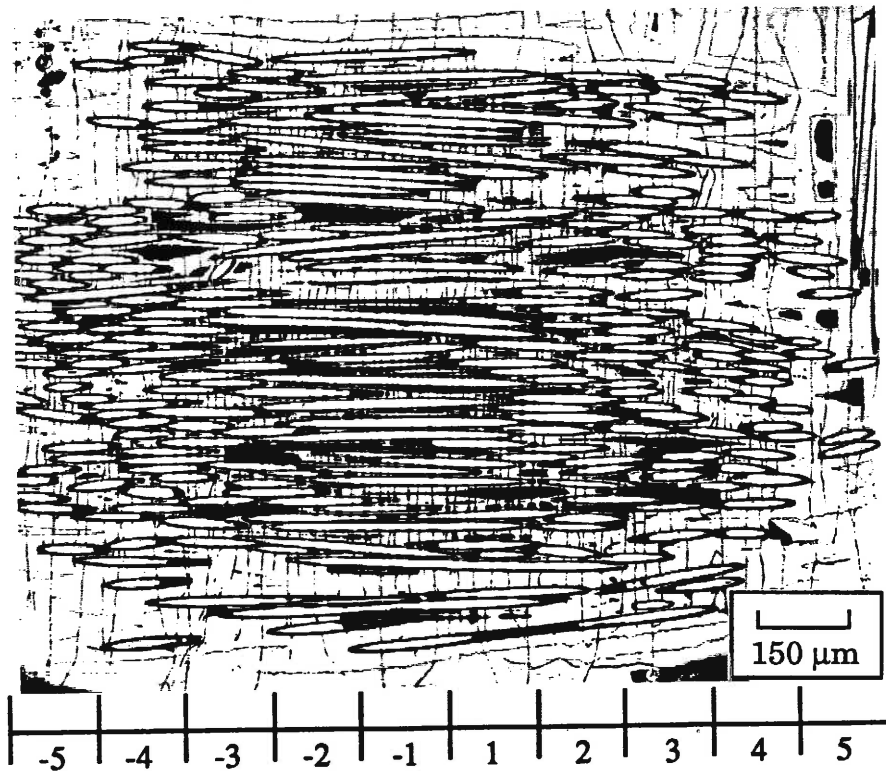


Figure 42. *Fissuration d'un fil longitudinal.*

Il est probable qu'à cette analyse purement mécanique et ne prenant pas en compte l'élaboration se superpose une contrainte résiduelle favorisant la rupture matricielle lorsque le taux de fibres augmente. Ce taux doit bien être une fraction volumique plutôt qu'une distance entre deux fibres. Une façon de mettre en évidence ce phénomène consiste à analyser la micrographie d'un fil longitudinal selon le plan XY. En fait, le fil étant ondulé et la coupe de l'échantillon étant plane le milieu de la photographie représente le centre du fil alors que les bords représentent les extrémités. La longueur de fil visible sur la micrographie a été découpée en 10 domaines par rapport au centre. La figure 43 regroupe les mesures effectuées. **Le fil développe effectivement plus de fissures en son centre que sur les bords.** Toutefois, l'analyse de la distribution de la distance entre deux fibres montre par exemple que le domaine 1 qui possède peu de fissures contient des fibres très serrées mais ce domaine se trouve au bord du fil. Cela laisse à penser qu'il faut bien considérer une densité volumique de fibres et non pas surfacique ou simplement une distance entre fibres.

IV.2 INFLUENCE DE L'INTERPHASE :

IV.2.1 Comparaison des propriétés interfaciales :

Les caractéristiques mécaniques de l'interphase contrôlent **la longueur de décohésion** fibre-matrice lors de la propagation d'une fissure dans un milieu fibreux [13]. Cette décohésion est un point clé pour l'explication du comportement mécanique des matériaux composites et une étude de celle-ci paraît indispensable. Cette décohésion est liée aux caractéristiques mécaniques de la zone interfaciale. Ainsi, il existe plusieurs techniques pour mettre en évidence l'intensité du transfert de charge qui se produit entre la fibre et la matrice le long de la décohésion [14]. Nous avons utilisé l'essai d'**indentation instrumentée**. Il ne

Nombre de fissures

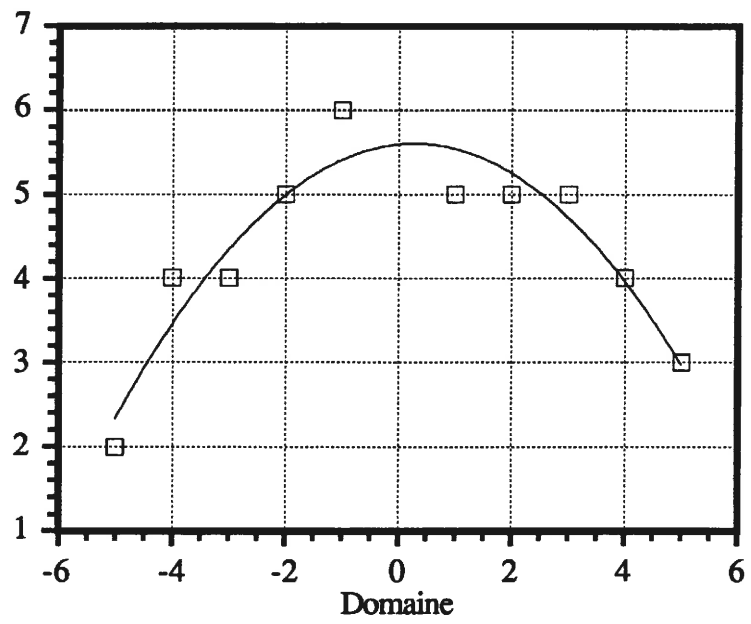


Figure 43. Evolution du nombre de fissures par rapport au centre d'un fil.

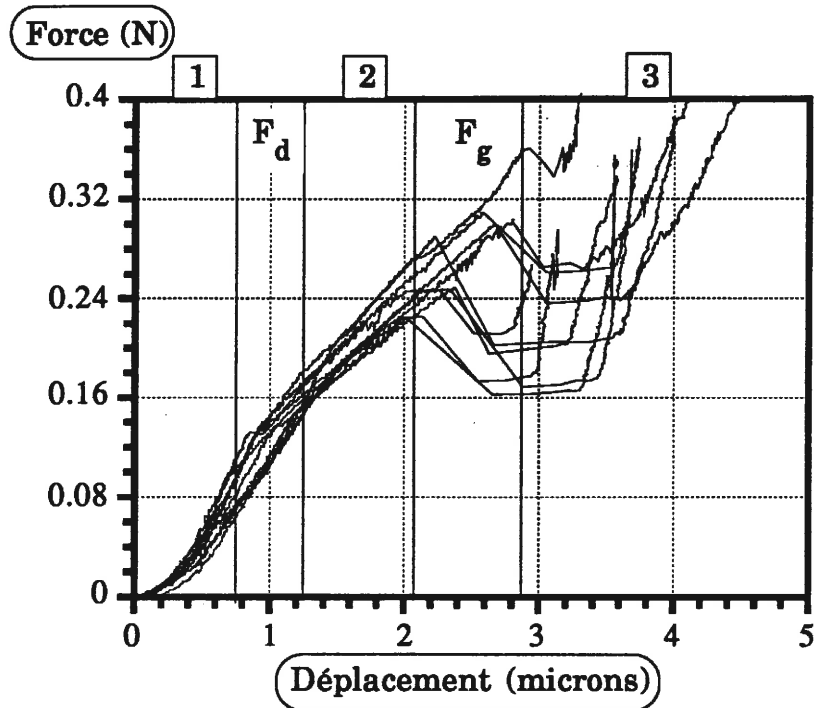
s'agira pas ici de fournir des résultats quantitatifs car les modèles qui ont été élaborés pour analyser les résultats des essais concernent une famille de matériaux composite différents qui ne génère pas d'effet POISSON et/ou de contraintes résiduelles d'origine thermiques. Ces deux phénomènes sont pourtant présents dans le cas des SiC/SiC et jouent un rôle important dans la liaison fibre-matrice. La traduction en contrainte de cisaillement ne sera donc pas établie faute de modèle adapté. Les résultats fourniront seulement la force de décohésion et de glissement (f_d et f_g en Newton : tableau 8). Les courbes qui sont rassemblées à la figure 44 font apparaître deux comportements bien distincts :

1) pour le matériau C : les courbes force-déplacement sont en bon accord avec celles qui sont obtenues par ailleurs au laboratoire [10]. Comme en témoignent les courbes, le phénomène d'indentation peut être divisé en trois domaines : a) le premier (référéncé 1) concerne le poinçonnage de la fibre par la pointe diamant pyramidale VICKERS sans générer de décohésion donc de glissement entre la fibre et la matrice, b) le deuxième domaine ($f \geq f_d$), référéncé 2 concerne l'action conjuguée du poinçonnage et du glissement fibre-matrice développée par une décohésion qui se propage. Ce phénomène est mis en évidence par un trait noir autour de la fibre qui atteste que celle-ci s'est déplacée, c) le dernier domaine (f_g), référéncé 3 rend compte d'une chute brutale de la force qui s'explique par une décohésion totale provoquant un glissement brutale de la fibre. La reprise des efforts (référéncé 4) est alors attribuée à l'accostage de la matrice par la pointe diamant , l'essai est terminé [15],

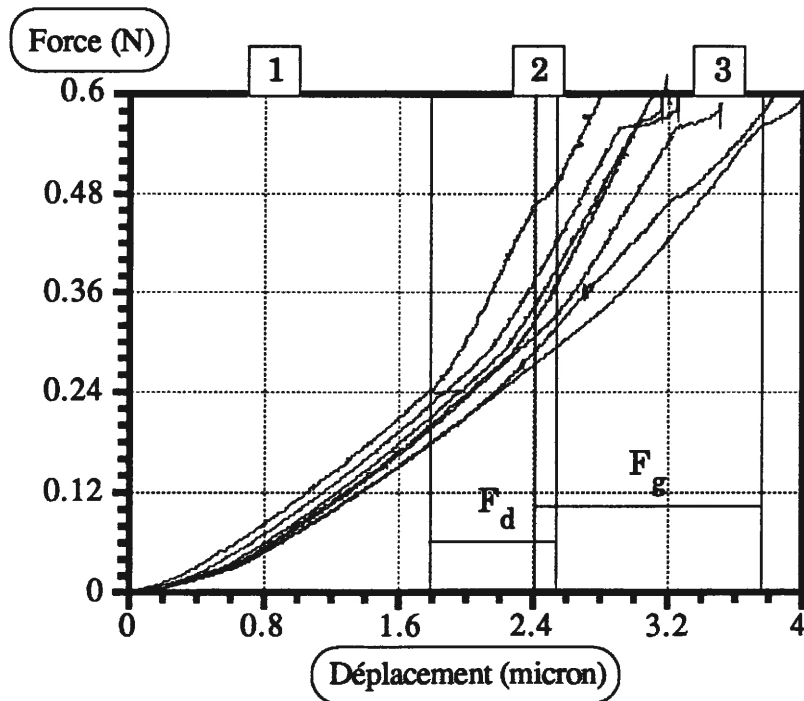
2) pour le matériau B les courbes d'indentation sont très différentes. La première partie concerne aussi le poinçonnage de la fibre par la pointe diamant. Par contre, le niveau de force pour lequel se produit le

Matériau	Force de décohésion (N)		Force de glissement (N)	
A	0,1	0,17	0,22	0,27
B	0,24	0,34	0,47	0,57
C	0,12	0,16	0,22	0,36

Tableau 8. *Résultats des courbes d'indentation pour les matériaux A [10], B et C.*



a)



b)

Figure 44. Courbes d'indentation a) du matériau C, b) du matériau B.

changement de pente (f_d) est supérieur à celui du matériau C. Il correspond même à la décohésion totale de la fibre dans ce matériau. Ce changement de pente marque bien le début de la décohésion car c'est à partir de ce point particulier que le trait noir autour de la fibre est visible. Par contre, l'augmentation de la pente peut être attribuée compte tenu de la force à un effet d'écrasement (POISSON) de la fibre en périphérie qui viendrait prendre appui sur la matrice rigidifiant ainsi le système ou à un accostage de la matrice avec une pointe mal centrée. Enfin un léger palier horizontal signale la fin de la décohésion, le trait noir est plus épais, la fibre s'est donc bien enfoncée. La liaison fibre-matrice du matériau B est donc bien supérieure à celle du matériau C (tableau 8).

La décohésion qui est générée par la fissuration a pour action principale d'isoler progressivement les fibres de la matrice. Cet isolement est à l'origine des deux phénomènes présentés ci-après.

IV.2.2 Influence de l'interphase sur le renfort fibreux :

Le faciès de rupture du matériau B présente un aspect tourmenté en raison de rupture de strates dans des plans différents comme en témoigne la figure 45a. De plus, la longueur d'extraction visible importante des fibres n'est pas représentative d'une liaison interfaciale faible, bien au contraire. Une observation des fibres à plus fort grandissement montre la présence importante d'une matrice morcelée entre ces fibres (fig. 45b). Il ne s'agit donc pas d'une longueur d'extraction mais d'une séparation de la gaine externe de la matrice pendant la rupture, celle-ci étant décollée à un point tel qu'elle éclate en morceaux. Près de cette rupture le matériau composite peut alors se résumer à un assemblage de treillis de fils qui sont soudés entre eux localement par une matrice inter-fil qui n'adhère plus aux fibres. Toutefois, cette indépendance des

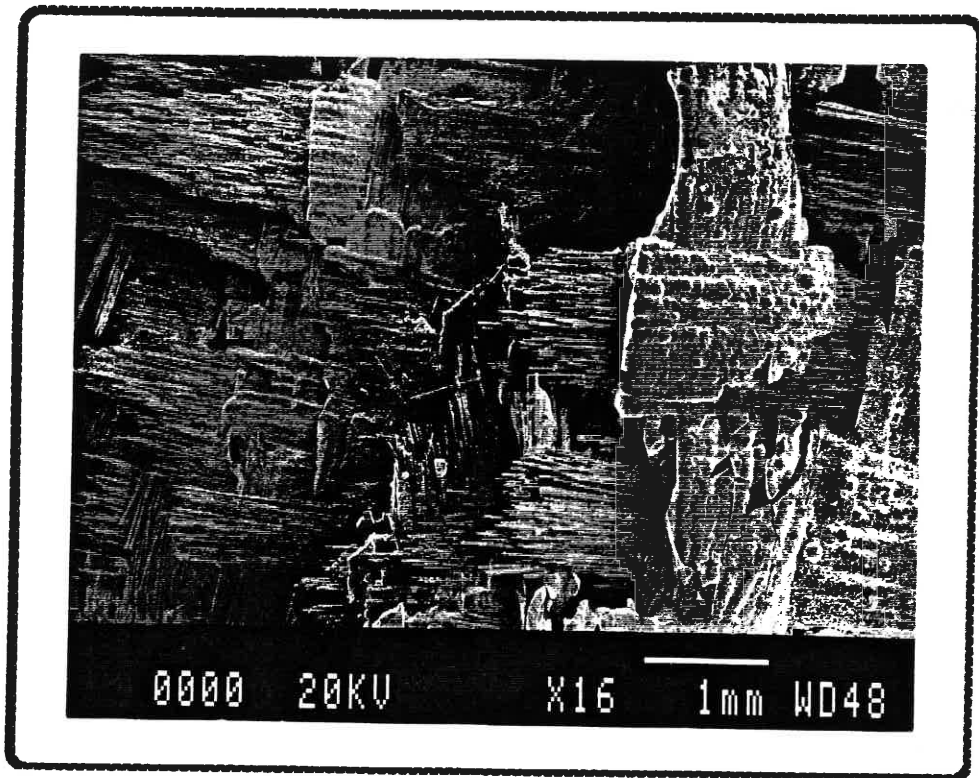


Figure 45a. *Faciès de rupture du matériau B.*

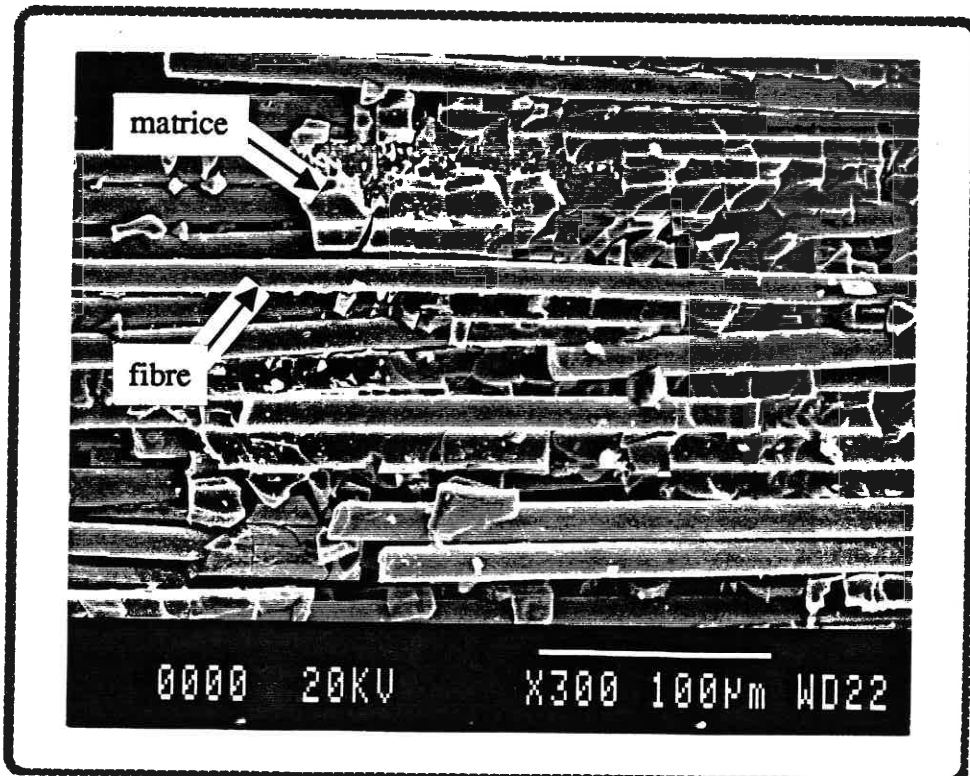


Figure 45b. *Détails des fibres extraites du matériau B.*

fil n'est vraiment effective que pour des déformations élevées. En effet, lorsque les fils longitudinaux sont organisés selon une configuration en opposition, les fissures traversent les deux fils au niveau où ceux-ci sont en contact. Il ne s'agit pas de deux fissures qui se rejoignent. Une fissure qui est amorcée dans un fil va se propager dans le voisin comme s'il s'agissait localement d'un seul fil mais beaucoup plus important (fig. 46).

Le développement intra-fil de la troisième famille de fissures va donc décoller progressivement la matrice du renfort fibreux ce qui a pour conséquence d'isoler progressivement les fils les uns des autres. Ainsi, plus le matériau s'approche de la rupture et plus le renfort fibreux dicte le comportement. L'indépendance des fils qui se produit pour une déformation importante ($> 0,8\%$) va leur permettre de se déplacer plus facilement les uns par rapport aux autres. Ainsi, les fils longitudinaux en s'étirant vont par le biais de l'ondulation provoquer : (i) une tension des fils transversaux, qui se traduit par une fissuration dans le plan perpendiculaire à la direction de traction (plan YZ) (fig. 47) et (ii) un délaminage par la création de fissures longitudinales situées entre les strates et qui se propagent d'un macropore à l'autre à un niveau de déformation proche de la rupture (à partir de $0,8\%$). Il est possible de les observer sur une coupe transverse des éprouvettes (fig. 47). Ces fissures vont donc autoriser un délaminage (séparation des strates). Ceci est confirmé par la figure 48 qui montre la surface d'une strate qui se trouvait pendant l'essai au sein du matériau. A la rupture celui-ci s'est scindé en deux parties très facilement et nous pouvons ainsi apprécier les points de contact qui existaient entre les strates. Ce phénomène de délaminage peut être également provoqué par une mauvaise infiltration de la matrice qui limite ainsi la liaison entre les strates. Ce n'était pas le cas dans le matériau B puisque la fraction volumique de matrice est de l'ordre de 40% .

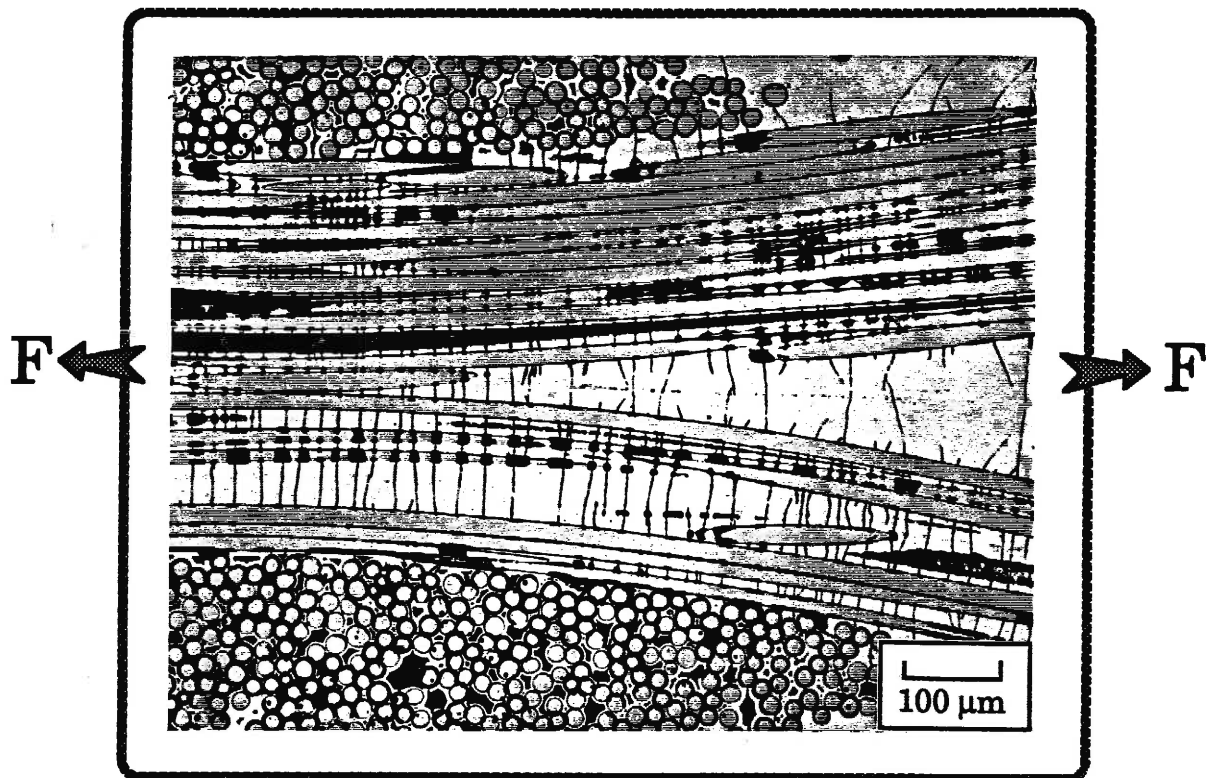


Figure 46. *Dépendance des fils pour une configuration en opposition.*

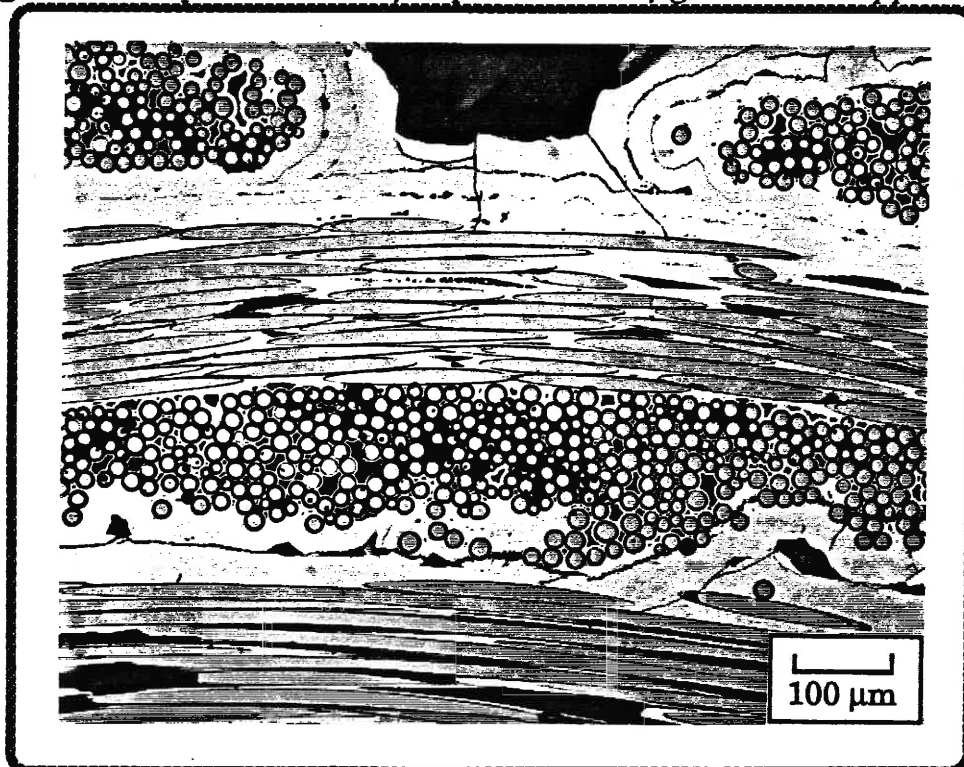


Figure 47. *Coupe transverse (plan YZ) du matériau B à la rupture. La direction de sollicitation est perpendiculaire au plan de la feuille.*

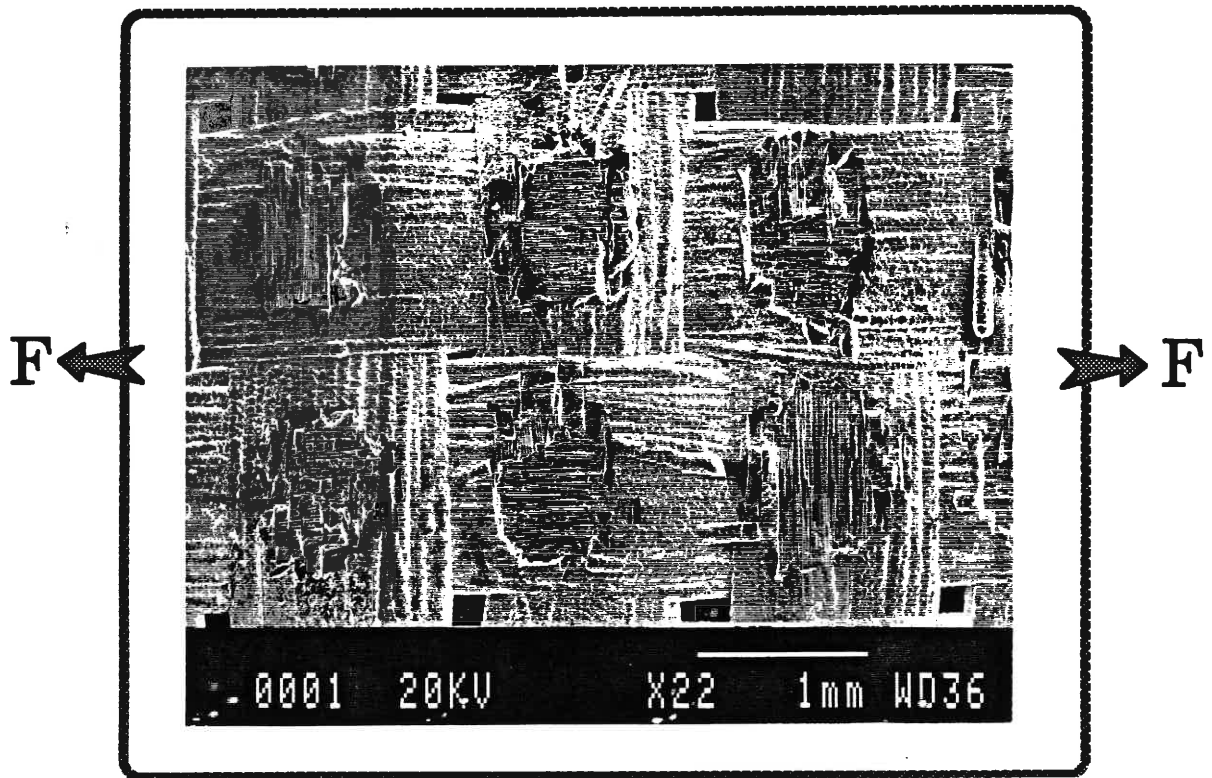


Figure 48. *Points de contacts entre les strates.*

Par opposition, l'examen du faciès de rupture du matériau C présente une surface de rupture moins tourmentée attestant d'une bonne cohésion entre les strates (fig. 49a). De plus, la longueur d'extraction des fibres est bien réelle (~100 microns), il n'y a pas de matrice entre elles (fig. 49b).

IV.2.3 Analyse des déformations transversales :

L'endommagement qui a été visualisé jusqu'à maintenant (fissures transversales) ne peut pas expliquer la totalité de la courbe déformation sens 2-déformation sens 1 puisque celui-ci se développe perpendiculairement à la direction de sollicitation. Cet endommagement peut expliquer un ralentissement de la contraction du matériau (fig. 14, deuxième domaine) car en effet les variations relatives du module d'YOUNG et du coefficient de POISSON en fonction de la déformation (fig. 50a) sont proches jusqu'à une déformation longitudinale de l'ordre de 0,2%. Ce domaine correspond au développement des deux premiers modes de fissuration et fournit alors un endommagement essentiellement perpendiculaire à la direction de sollicitation (décohésion limitée). Cela est en accord avec un rapport $\frac{E}{\nu}$ constant (fig. 50b). Il sera donc possible de modéliser cette partie par une équivalence en déformation puisque corrélativement le terme S_{12} du tenseur des souplesses varie de façon linéaire avec la contrainte (fig. 50b). Par contre, lorsque la déformation est supérieure à 0,2 % la variation relative du module d'YOUNG et du coefficient de POISSON diverge donc il se développe un endommagement propre selon les directions 1 et 2. L'endommagement selon la direction 2 est en fait la décohésion fibre-matrice qui se développe d'une façon intensive uniquement lors de la fissuration intra-fil du matériau B.

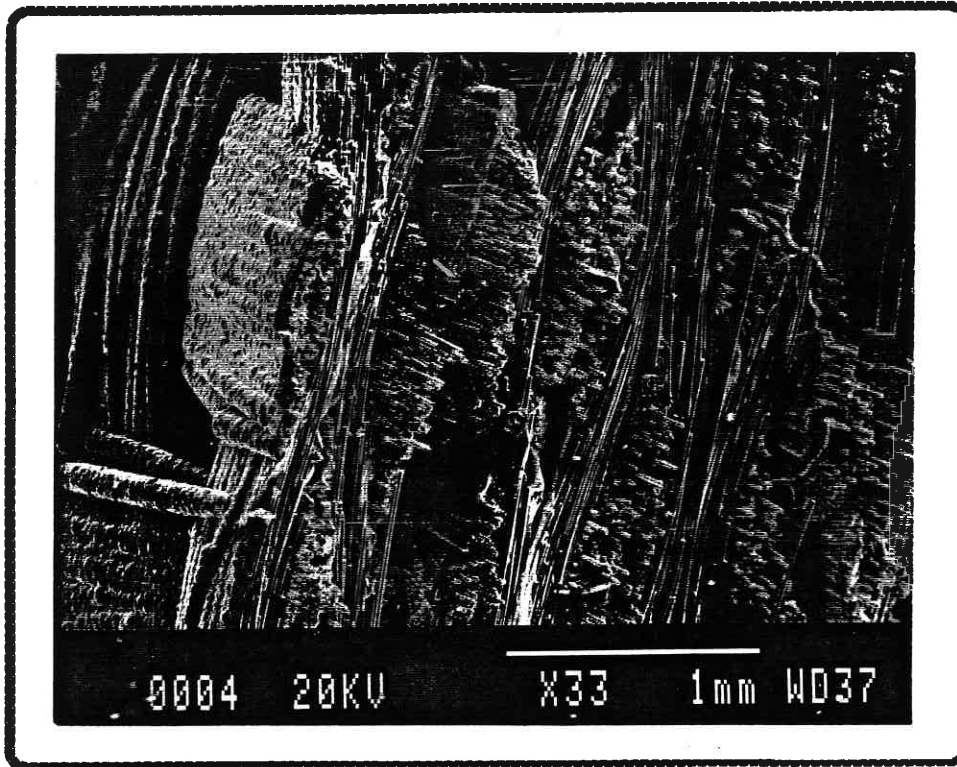


Figure 49a. *Faciès de rupture du matériau C.*

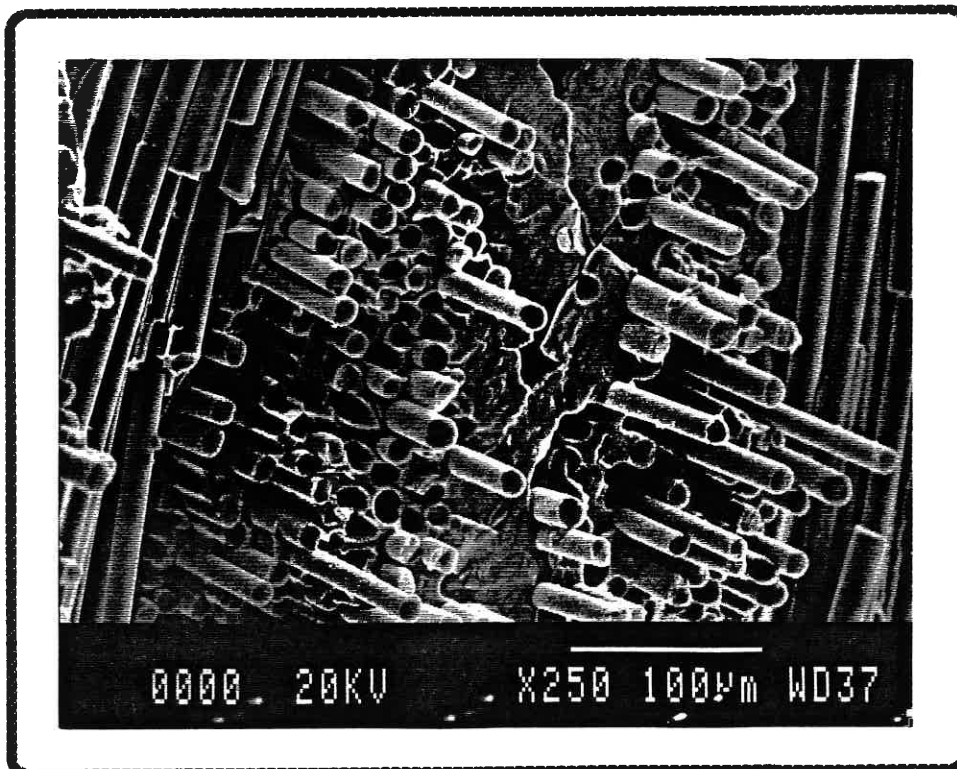
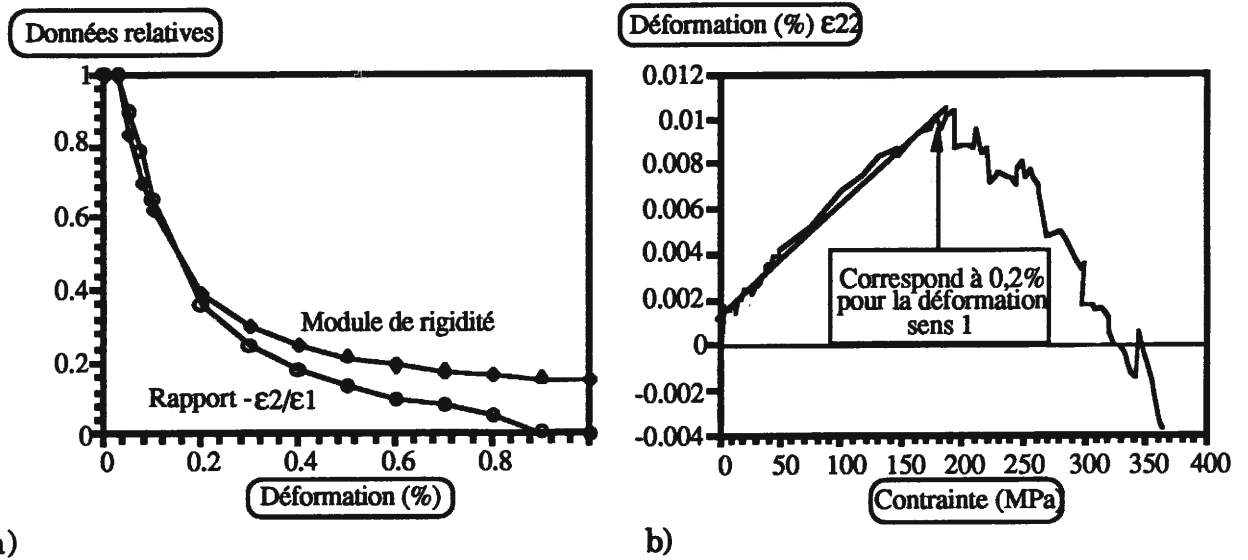


Figure 49b. *Détails des fibres extraites du matériau C.*



a)

b)

Figure 50. Données sur la déformation transverse ϵ_{YY} pour le matériau B :
 a) variation du module d'YOUNG et de POISSON, b) variation de la déformation dans le sens Y en fonction de la contrainte.

Le module d'YOUNG tend vers une valeur limite qui correspond à la fraction de fibres qui assure la tenue du matériau. Par contre, le coefficient de POISSON tend vers zéro attestant une forte diminution de la liaison entre les fibres et la matrice. Ces deux paramètres illustrent une fois encore le rôle prépondérant du renfort et celui minoritaire de la matrice lorsque le matériau composite tend vers le point de rupture ultime.

IV.2.4 Influence de l'interphase sur la limite de linéarité

Les matériaux de cette étude possèdent un domaine linéaire élastique qui correspond au début de la courbe de comportement mécanique. La limite de linéarité est représentée par la fin de ce domaine. Si une décharge du matériau est effectuée au-delà de cette limite la redescente ne se superpose plus à la courbe contrainte déformation (fig. 8).

Le tableau 9 présente l'ensemble des limites de linéarité et des écarts à la linéarité pour une déformation de 0,05 et 0,1% pour les matériaux B, C et vieillis de façon thermique.

La quasi-totalité des éprouvettes présente une limite de linéarité identique, excepté pour les matériaux vieillis notés 2, 3 et 8. Si pour l'éprouvette n° 8, cette valeur est vraiment représentative, il en est autrement pour les deux autres. En effet, l'écart à la linéarité pour une déformation de 0,05% (tableau 9) est faible comparé à celui des autres matériaux vieillis ce qui suggère une influence minime des premières fissures sur la rigidité globale (fig. 15 et 51). Le matériau a bien quitté la linéarité mais il en est encore très proche.

L'émission acoustique de l'éprouvette n° 1 du matériau C (non vieillie) présente déjà une activité non négligeable avant que ne soit visualisée macroscopiquement, une modification de la rigidité (fig. 52). Elle ne peut être

Référence	Limite de linéarité (Ecart à la linéarité=0)	Ecart à la linéarité pour une déformation de 0,05%	Ecart à la linéarité pour une déformation de 0,10%
B	0,027	0,0068	0,037
C	0,027	0,009	0,041
1	0,024	0,013	0,058
2	0,013	0,015	0,059
3	0,014	0,016	0,059
4	0,021	0,028	0,075
5	0,019	*	*
6	0,023	0,016	0,061
7	0,025	0,023	0,069
8	0,013	0,033	0,08

Tableau 9. Limite de linéarité et écart à la linéarité pour différents matériaux, les éprouvettes référencées de 1 à 8 correspondent aux matériaux vieillis thermiquement.

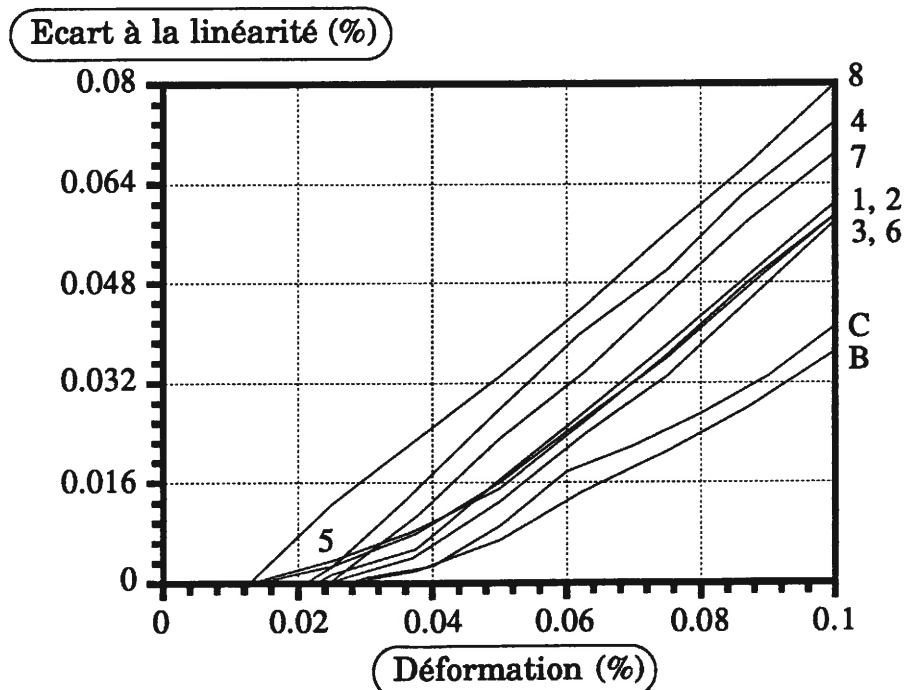


Figure 51. Ecart à la linéarité de plusieurs matériaux vieillis (1 à 8), du matériau B et C en fonction de la déformation.

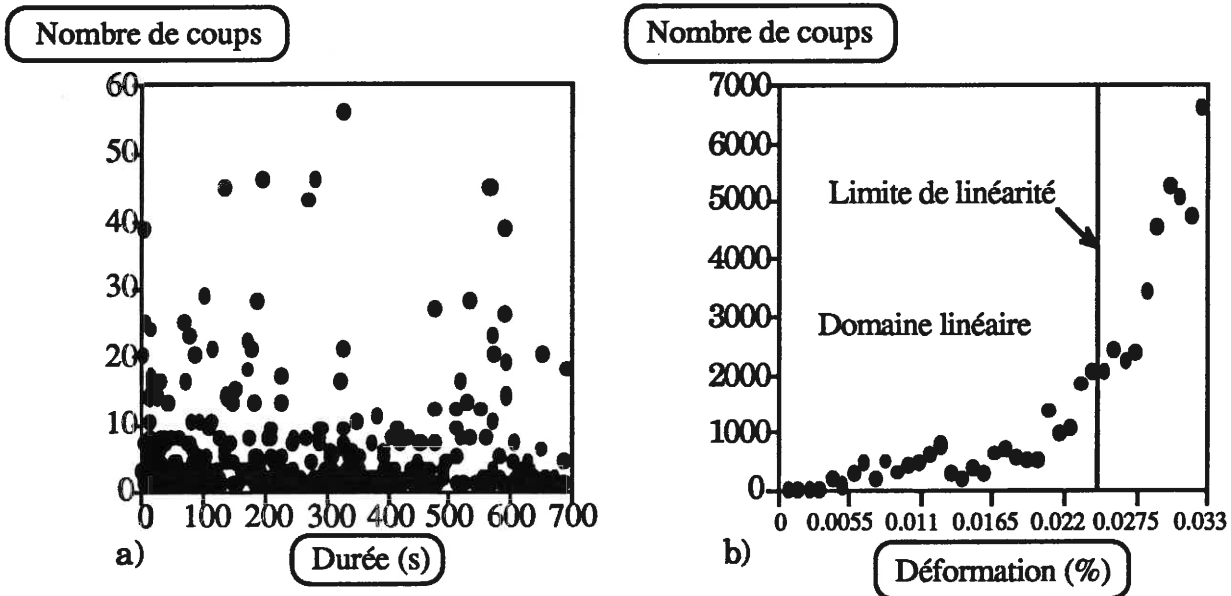


Figure 52. Emission acoustique a) du bruit de fond, b) pendant l'essai.

attribuée au bruit de fond car celui-ci présente un nombre de coups très inférieur à ce qui est enregistré durant l'essai. Cela suggère la création de quelques fissures dans le domaine linéaire. Ce résultat est corroboré par des observations "in-situ" qui ont permis de révéler la présence de trois fissures avant que la limite de linéarité ne soit atteinte. La longueur de décohésion limitée (fissures non visibles avant attaque chimique) ainsi qu'un nombre faible de ces fissures expliquent qu'elles n'aient pas un rôle significatif sur le module.

La matrice des matériaux vieilliss étant supposée inerte vis à vis de l'environnement et des températures appliquées, le facteur qui semble le plus influant sur la limite de linéarité (toutes choses étant égales par ailleurs) est le **transfert de charge** (contrainte). Les caractéristiques mécaniques de l'interphase ne jouent pas vraiment un rôle direct sur la limite de linéarité, c'est l'influence des premières fissures sur la rigidité globale qui est prépondérante. Ainsi, la diminution plus ou moins importante de la rigidité ne s'explique que par une augmentation plus ou moins importante du volume endommagé. Si l'interphase permet une décohésion importante les fissures influenceront d'avantage le module d'une façon significative. Cette décohésion est difficile à identifier mais son action est mise en évidence par exemple sur l'échantillon vieilli de façon thermique à 1200°C (n°3) observé en microscopie optique car les fissures sont visibles sans avoir pratiqué une attaque chimique. Les contraintes résiduelles se sont relâchées sur des distances plus grandes ce qui permet une ouverture permanente des fissures (fig. 38). La limite de linéarité ne semble donc pas sensible aux variations des caractéristiques mécaniques de la zone interfaciale, celle-ci influe beaucoup plus sur l'écart à la linéarité.

IV.2.5 Validité des modèles de quantification des caractéristiques de l'interphase sur des matériaux tissés :

Les paragraphes précédents ont mis en évidence le rôle fondamentale de la zone interfaciale sur le comportement mécanique et corrélativement sur la fissuration. Selon les caractéristiques mécaniques de l'interphase qui dépendent de sa composition et des fibres, le 2D SiC/pyc/SiC peut évoluer d'un comportement fragile à un comportement fortement dissipatif en énergie en produisant des fissures intra-fils. Le paramètre qui est communément utilisé dans les modélisations pour simuler l'influence de l'interphase est la **contrainte de frottement τ** . Toutefois, le domaine de validité de ces modèles est limité aux matériaux composites unidirectionnels dont le renfort fibreux est aligné avec la direction de la charge [8,17-19]. La fissuration matricielle est associée aux seules interactions entre fibre et matrice. Pour les matériaux 2D SiC/pyc/SiC l'utilisation de ces modèles pour estimer une valeur de τ n'est pas triviale, surtout pour le matériau composite du type C pour lequel le pas de fissuration est dépendant de la position relative des sites d'initiation (macropores et fils transversaux). Ainsi, une simulation du déroulement de la première famille de fissures a été réalisée. Le matériau composite est reconstitué en considérant que :

- 1) les macropores sont régulièrement espacés sur une même strate,
- 2) les strates sont décalées d'une valeur aléatoire les unes des autres.

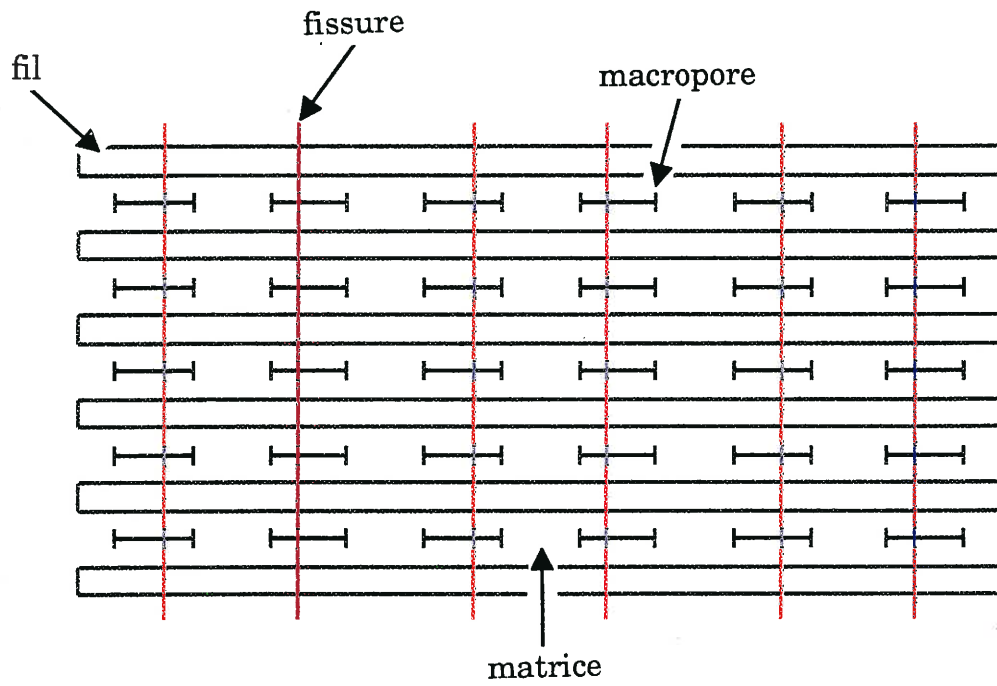
La fissuration qui en résulte est gérée en prenant en compte :

- 1) 2 sites d'amorçage par macropore,

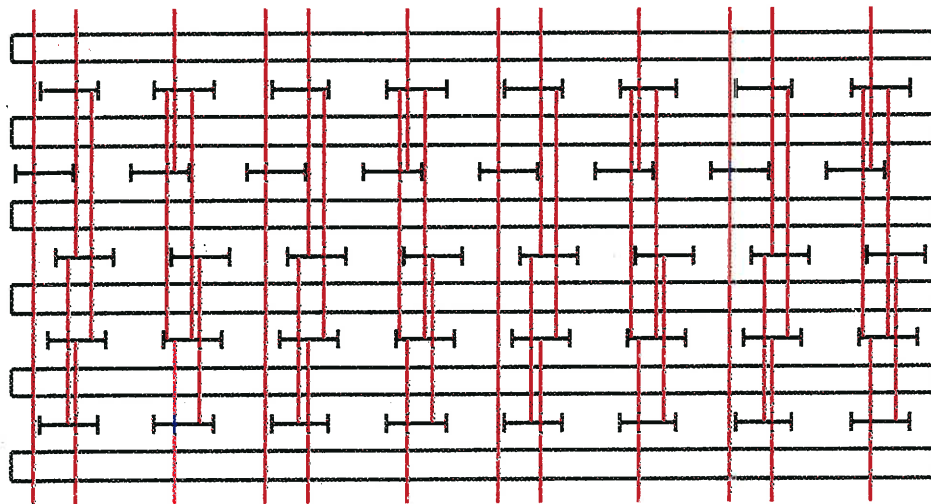
2) arrêt de la fissure lorsqu'elle rencontre un autre pore ou les limites du matériau.

La figure 53 montre une différence importante entre une structure parfaitement organisée qui produit un pas de fissuration équivalent à la position des pores et une structure aléatoire où ce pas de fissuration est beaucoup plus petit tout en conservant une interphase de nature identique. Celle-ci ne doit pas engendrer de longueur de décohesion plus grande que la demi-distance entre deux macropores pour permettre à la matrice au voisinage de ceux-ci d'être rechargée. Dans ce mode d'endommagement, la détermination de la valeur de τ en utilisant des modèles qui s'appuient généralement sur le pas de fissuration peut être entachée d'une erreur importante et ne pas être représentative du réel transfert de charge fibre-matrice. Quant au matériau B, les propos précédents seront modulés car le développement de la fissuration intra-fil se rapproche davantage de celle observée au sein de matériau composite à renfort unidirectionnel. Le pas de fissuration à saturation est suffisamment petit pour que celui qui est généré par les deux premières familles de fissures soit négligé. On peut alors supposer plus valide l'application des modèles précédents.

Un autre modèle relie le pas de fissuration avec les caractéristiques des cycles charge-décharge et plus précisément avec la contrainte de début de cycle et la largeur de celui-ci à mi hauteur [19]. La création d'une fissure couplée avec la décohesion qu'elle provoque induit alors une modification de la largeur du cycle. Ce modèle s'applique aussi préférentiellement à des matériaux composite unidirectionnels dans lequel les fissures traversent la section. La différence majeure qui se présente pour les 2D concerne :



a)



b)

Figure 53. Simulation de la première famille de fissure pour une configuration :
a) organisée, b) aléatoire.

1) la présence de trois familles de fissures qui engendrent des modifications de la rigidité différentes,

2) le confinement des fissures. En effet, il a été vu que les fissures étaient amorcées par des sites distribuées aléatoirement selon la direction Z et qu'ensuite elles progressaient sur quelques strates quand cela était possible. Les fissures joueront un rôle différent sur l'endommagement selon les constituants (fil longitudinal, transversal, pore) qu'elles vont rencontrer pendant leur propagation.

Donc le pas de fissuration que l'on peut extraire de ces matériaux ne peut être exploité comme celui d'un unidirectionnel où les fissures traversent un matériau plus homogène. Ce modèle peut être appliqué avec plus de justesse sur le matériau B dans le domaine du développement de la fissuration **intra-fil**. En effet, celle-ci est présente dans tous les fils longitudinaux et avec une intensité telle qu'il sera toujours possible de trouver un grand nombre de fissures dans chaque tranche YZ du matériau présentant alors une certaine similitude avec une seule fissure traversante. D'ailleurs la valeur de τ calculée augmente si l'on considère seulement le domaine 0,4 - 0,8 % plutôt que l'ensemble de la déformation (voir plus loin). Ceci confirme à nouveau le rôle très pénalisant des premières fissures qui proportionnellement vont générer des ouvertures plus importantes que les fissures intra-fil car ces dernières sont entièrement localisées dans les fils longitudinaux entraînant un pontage par les fibres sur toute leur section.

La mesure de τ est donc très dépendante de l'environnement du couple fibre/matrice.

La valeur de τ a été calculée pour quantifier le transfert de charge à partir de plusieurs modèles tout en connaissant les restrictions énoncées précédemment. Les modèles de EVANS et MARSHALL [17]:

$$\Delta = \frac{\sigma_{mu} \cdot r}{2 \cdot \tau \cdot V_F \cdot (1 + a)} \quad (2)$$

ainsi que celui de AVESTON, COOPER et KELLY (1) sont faciles à exploiter car ils ne dépendent que du pas de fissuration et des caractéristiques des constituants. La valeur de σ_{mu} est obtenue à partir de la courbe de traction de la fil pour la limite de linéarité. Sachant que :

$$\sigma_{mu} = \frac{E_M}{E_C} \cdot \sigma_C \quad (3)$$

σ_{mu} est estimée au minimum à 400 MPa.

Le modèle d'EVANS [19] est plus complexe car il demande la réalisation de plusieurs cycles charge-décharge pendant l'essai de traction, de connaître le pas de fissuration pour les déformations correspondantes aux cycles et de mesurer la largeur à mi hauteur des cycles. Le tableau 10 regroupe l'ensemble des valeurs de τ pour ces différents modèles et différents matériaux.

Quel que soit le modèle utilisé, par ordre croissant de la valeur de τ on trouve le matériau A puis le matériau C et enfin le matériau B. Il faut remarquer l'écart important entre la valeur pour le matériau B et les valeurs des deux autres matériaux. Ceci semble en accord avec la fissuration observée pour chacun.

Modèle	τ_A (MPa)	τ_B (MPa)	τ_C (MPa)
EVANS	0,3	184-90	0,7
MARSCHALL EVANS	3	203	12
A.C.K.	2	136	8

Tableau 10. Valeurs de τ calculées à partir de plusieurs modèles pour les matériaux du type A,B et C.

IV.3 INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT SUR LES PROPRIETES MECANIQUES

IV.3.1 Influence de la fissuration sur la rigidité :

Il convient maintenant de déterminer l'influence des différents types de fissures sur la rigidité du matériau. **La rigidité reflète l'état d'endommagement d'un matériau.** Ainsi, si la continuité de celui-ci n'est pas assurée localement à cause de la présence de pores, fissures, etc, il se produira au voisinage de ces discontinuités des surcharges. La présence de ces vides diminuera donc la rigidité du matériau car celui-ci disposera de moins de matière sur laquelle la charge pourra se répartir. Ainsi, la figure 54 témoigne de l'évolution de la rigidité avec la déformation pour les matériaux A, B et C. Ces rigidités ont été mesurées à l'aide de la partie linéaire du cycle pendant la remontée à la déformation considérée. Les premières familles de fissures semblent très pénalisantes pour la rigidité. En effet, pour une déformation de l'ordre de 0,12 % (domaine de la première famille de fissure) on observe au moins une chute de 50% de la valeur initiale de cette rigidité. Cela est à rapprocher des considérations précédentes sur la présence de vide dans le matériau. Effectivement, les fissures qui prennent naissance soit dans la matrice inter-fil soit dans les fils transversaux ne sont pontées qu'au niveau des fils longitudinaux qu'elles traversent pendant leur propagation. De ce fait, un volume important de matrice est soustrait du matériau. La corrélation du niveau de transfert de charge (τ) avec la perte de rigidité à isodéformation (fig. 55) montre que **plus τ est petit et plus l'endommagement est pénalisant** même si la fissuration correspondante est moins développée. On peut donc en conclure que le pontage réalisé au sein des fils longitudinaux semble de meilleure qualité lorsque τ atteint une valeur de l'ordre de 180 MPa, ce qui concrètement implique une décohésion fibre-matrice au

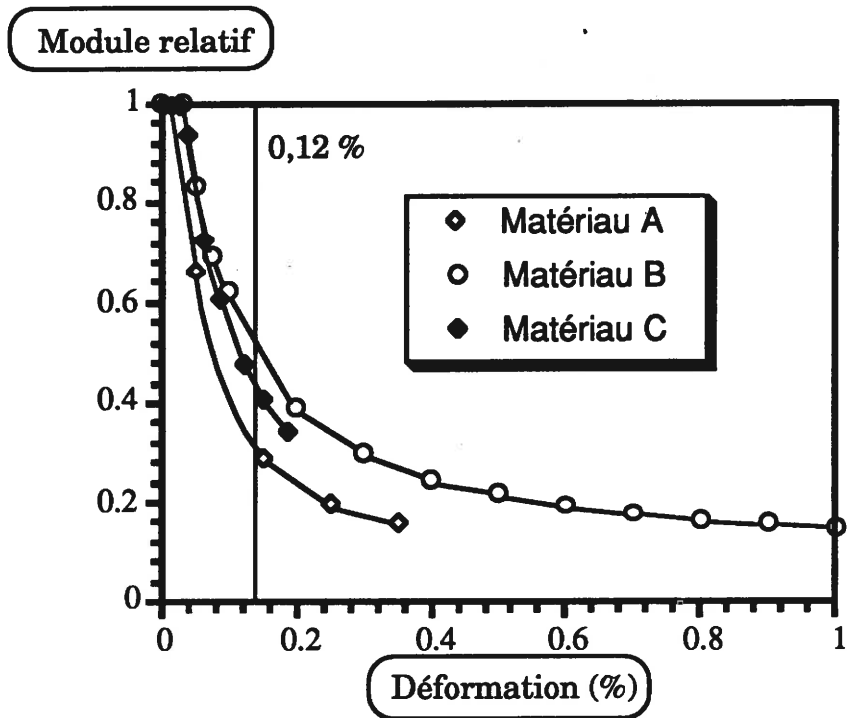


Figure 54. Evolution du module relatif (E_{XX}) des matériaux A, B et C.

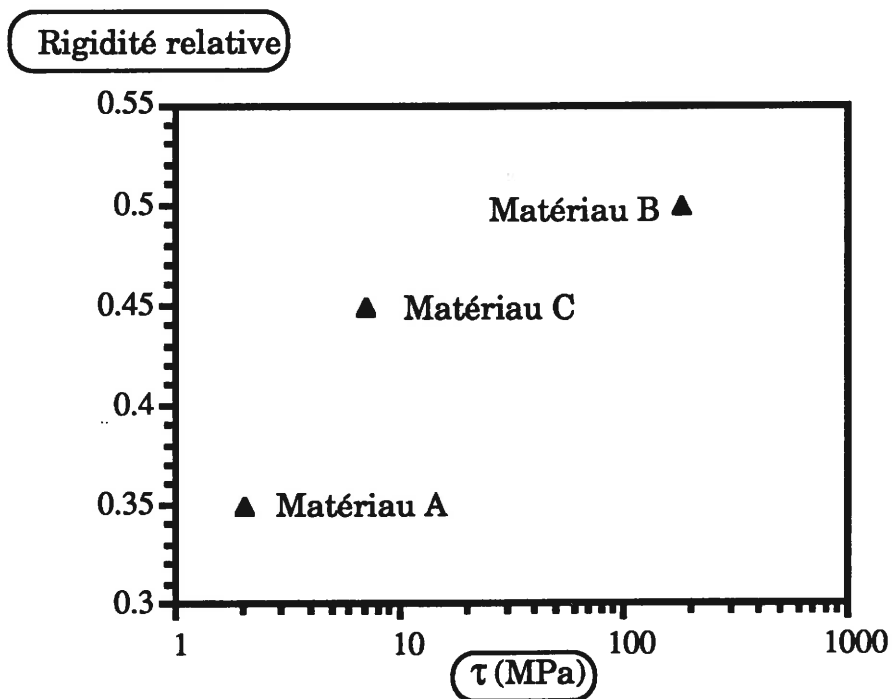


Figure 55. Evolution du module relatif (E_{XX}/E_{XX0}) des matériaux A, B et C à isodéformation (déformation = 0,12%) en fonction de τ .

voisinage des fissures moins étendue. Ce mécanisme permet alors un confinement plus marqué de l'endommagement. Cela est confirmé par l'influence des fissures intra-fil qui sont beaucoup plus nombreuses mais étant localisées entièrement au sein des fils longitudinaux entre les fibres (pontage important) induisent une diminution du module, comparativement, plus faible.

Le module d'YOUNG du matériau B au point de rupture ultime du matériau composite est de l'ordre de 40 GPa. Cette valeur coïncide avec celle que l'on peut calculer à l'aide de la loi des mélanges dans laquelle il n'y aurait plus de matrice, puisque seules les fibres (fraction volumique $V_f=20\%$) contribuent effectivement à assurer la tenue du matériau :

$$E_C = E_F \cdot V_F = 40\text{GPa}$$

IV.3.2 Influence de la vitesse de sollicitation sur la fissuration :

Tous les essais de traction ont été réalisés avec une vitesse de déformation de 0,05%/min. Connaissant la structure complexe de la classe de matériau étudié, il est possible que la vitesse de sollicitation ait une influence non négligeable sur l'endommagement.

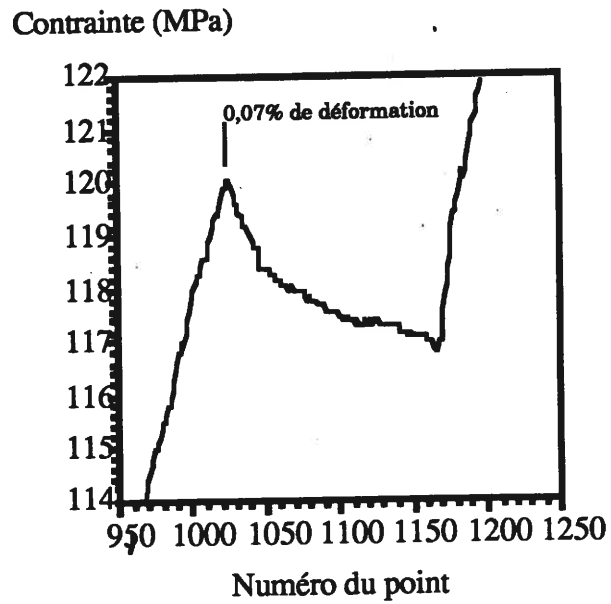
L'examen des courbes de traction réalisées à des vitesses de déformation variables produit effectivement des comportements mécaniques différents. La vitesse de sollicitation rend sensible le caractère plus ou moins "visqueux" du comportement mécanique de ces matériaux. Plus le matériau est déformé rapidement et plus l'équilibre en contrainte sera retardé. Ce phénomène peut être mis en évidence par un essai de relaxation.

Le phénomène de relaxation n'existe que si le matériau a généré un endommagement (fig. 4 et 56a). Le système ne présentant pas de phase susceptible de créer une viscosité, la chute de force pourrait être attribuée à la croissance de certaines fissures, peut-être aux interfaces fibres/matrice par relaxation des contraintes résiduelles. A la vitesse de déformation de 0,05%/min la relaxation se déroule sur une amplitude très faible pour les deux matériaux B et C (3-4 MPa).

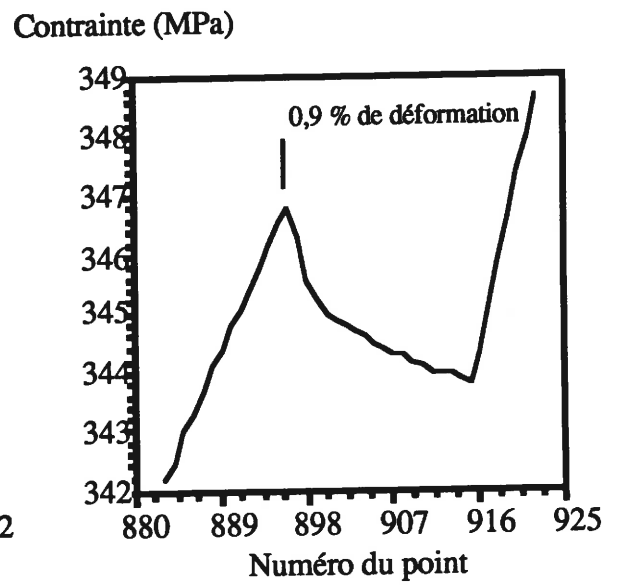
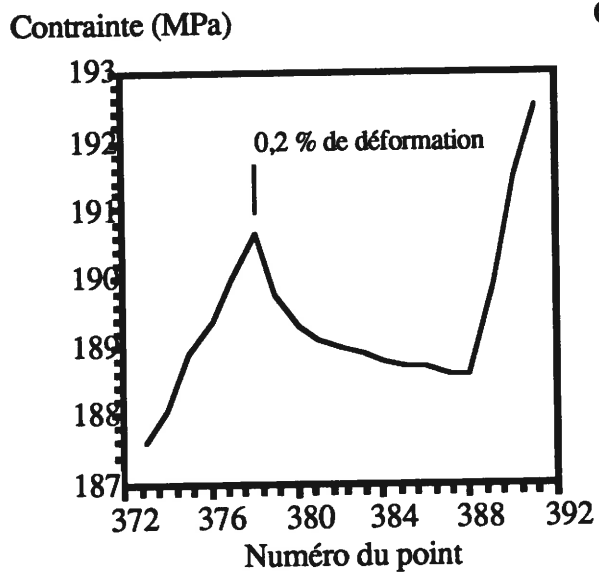
L'écart entre les différentes courbes contrainte-déformation du matériau C (fig. 11) ne peut être attribué à une dispersion car celle-ci est beaucoup plus faible pour des éprouvettes d'une même plaque (fig. 6) mais à ce phénomène de relaxation qui s'étend sur un domaine de contrainte étroit. Ainsi, l'essai réalisé avec la vitesse de déformation la plus rapide fournit une courbe contrainte-déformation qui se situe au dessus des autres car le matériau n'a pas le temps de se mettre en équilibre. Le pas de fissuration établi pour chaque vitesse de déformation (tableau 11) montre que :

1) la vitesse de déformation la plus rapide (éprouvette 1 et 2) engendre le pas de fissuration le plus petit confirmant l'hypothèse d'une longueur de décohésion qui serait plus courte que la longueur qu'elle devrait posséder pour la contrainte exercée sur l'éprouvette. Le rapport du nombre de fissures sur l'écart à la linéarité est plus grand comparé à ceux des autres éprouvettes (3,4,5,6),

2) à plus faible vitesse de déformation le temps de relaxation influe moins sur le niveau de contrainte atteint ce qui explique la bonne superposition des deux autres courbes. Le développement de la fissuration matricielle semble toutefois peu sensible à la vitesse de déformation.



a)



b)

Figure 56. Courbes de relaxation partielle pour le matériau :

- a) C,
- b) B.

Numéro éprouvette	Ecart à la linéarité (%)	Pas de fissuration (micron)	Nombre de fissures pour 25 mm	Nombre fissures/écart linéarité
1	0,12	200	125	1042
2	0,11	185	135	1228
3	0,12	270	93	771
4	0,11	290	86	783
5	0,16	185	135	844
6	0,21	200	125	595

Tableau 11. *Influence de la vitesse sur le pas de fissuration.*

Les essais de traction réalisés avec des vitesses de déformation variables confirment la prudence dont il faut faire preuve quant à l'utilisation des modèles de détermination de τ à l'aide du pas de fissuration. En effet, le tableau 11 présente le même matériau donc les mêmes caractéristiques interfaciales mais avec un pas de fissuration variant avec la vitesse de sollicitation. Le τ calculable serait davantage représentatif d'un transfert de charge dépendant à la fois de la nature propre de l'interphase et des conditions de sollicitation.

IV.4 INFLUENCE DE LA RESISTANCE DES FIBRES :

Les fibres dictent le niveau de rupture du matériau composite puisque c'est la matrice qui se multifissure en raison de sa déformation à rupture plus faible que celle des fibres. Il se présente deux possibilités :

- 1) les fibres supportent les surcharges au-delà de la saturation de la fissuration matricielle marquée par une diminution beaucoup plus lente de la rigidité puisque le matériau se résume au renfort fibreux qui conserve son intégrité jusqu'à la rupture souvent brutale (éprouvette vieilles n°3, 4 et 7, éprouvette type B) ,

- 2) les fibres engendrent la rupture avant ou pendant le développement de la fissuration matricielle. Cela rend à nouveau peu fiable un calcul de τ effectué à partir d'un pas de fissuration puisque celui-ci n'est pas représentatif du réel transfert de charge.

Il a été montré que le transfert de charge pour les matériaux B et C étaient différents. Cela explique probablement pourquoi ils ne développent pas la même fissuration. Toutefois, la rigidité que présente le matériau C (~90 GPa) à rupture

est éloignée de celle du matériau B (~40GPa) dont la valeur est représentative de la seule présence du renfort fibreux (voir plus haut). Cela suggère **une rupture prématurée des fibres pour le matériau C** en raison de caractéristiques mécaniques atténuées par l'élaboration. En effet, les fibres du matériau B subissent un traitement de surface avant de recevoir le dépôt qui va constituer l'interphase. Ce traitement a diminué le diamètre de la fibre et a par conséquent probablement partiellement éliminé les défauts de surface de grande taille qui sont la principale source de rupture des fibres [20]. Le niveau de rupture moyen des fibres du matériau B est alors supérieure à celui des fibres du matériau C (tableau 12). Ce traitement permet par ailleurs d'augmenter l'efficacité de la liaison interfaciale.

Les caractéristiques mécaniques de la fibre sont très dépendantes de sa structure. Ainsi, la figure 57 illustre la variation de la contrainte à rupture des matériaux composites vieillies avec la taille des grains des fibres. L'éprouvette qui a subi sous vide 1200°C casse à un niveau de contrainte faible (35 MPa), les fibres ne peuvent pas assurer leur rôle en raison d'une croissance de la taille des grains qui les composent (~50 nm contre 4 nm) [10].

IV.5 CLASSEMENT DES CMC :

L'exploitation des éprouvettes vieillies de façon thermique, du matériau C et B montre que les caractéristiques mécaniques de l'interphase (induites par sa microstructure) alliées à la qualité des fibres vont gouverner le volume de matrice minimum qui ne pourra pas produire une fissure. Il s'agit, en fait, d'opérer un changement d'échelle en fonction du couple interphase-fibre. **Une classification a été effectuée en prenant comme critère la fissuration.** Les fibres moduleront le développement de la fissuration en permettant ou non d'atteindre la saturation.

Référence	σ_m (MPa)	$\sigma_{0,5}$ (MPa)	m	ϵ (%)	E (GPa)	\varnothing moyen (μm)
Nicalon standard	2180	2140	15	1,12	195	15,8
Nicalon traitée	2570	2440	5,7	1,33	194	13,9*

Tableau 12. Influence de l'élaboration sur les caractéristiques des fibres [20].
* cette valeur semble trop faible.

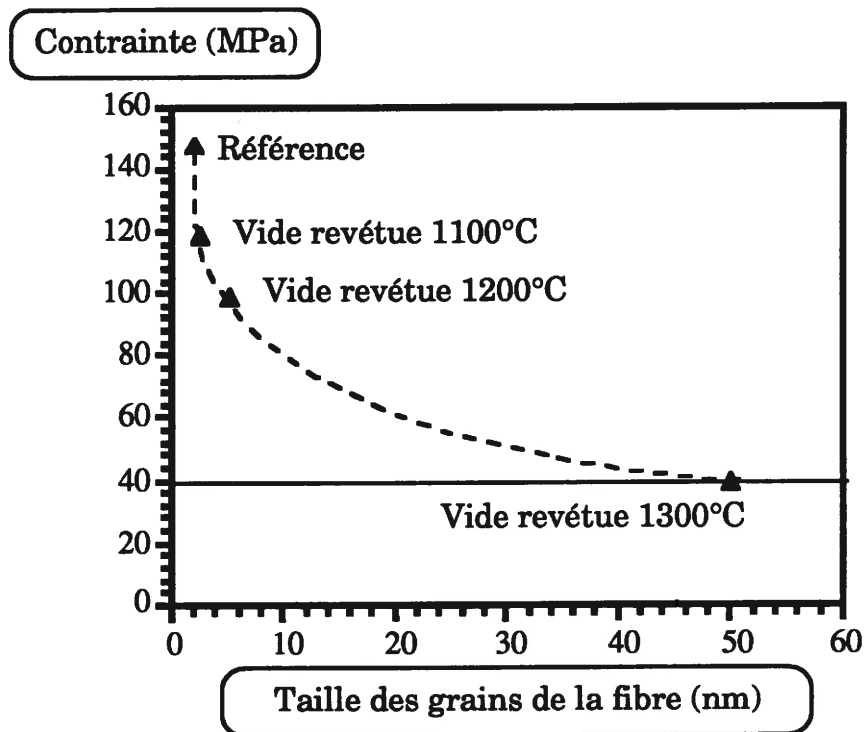


Figure 57. Evolution de la contrainte à rupture des matériaux vieillis en fonction de la taille des grains des fibres.

D'ailleurs, la dégradation des fibres s'accompagne souvent de celle de l'interphase sauf dans des cas bien précis comme par exemple le vieillissement thermique sous argon à 1300°C qui a tendance à protéger les fibres (éprouvette vieillie n°8) :

La première classe (notée I) concerne les matériaux qui ne développent pas de fissures. Ils produisent généralement une rupture fragile. Ce comportement peut être la résultante d'un matériau qui présente soit :

- 1) une liaison fibre/matrice trop forte,
- 2) des fibres trop dégradées pour pouvoir supporter une surcharge locale induite par la première fissure (éprouvette vieillie n°5).

Le volume de matrice minimum correspondant sera la moitié de la longueur de jauge puisqu'une seule fissure aura suffi pour entraîner la rupture du matériau (tableau 13 et fig. 58). La structure du matériau composite n'influe pas sur la fissuration. Ce volume est ramené à un cube de façon à comparer facilement les différentes classes,

La deuxième classe (II) possède une interphase de meilleure qualité que la précédente. La contrainte τ est de l'ordre de 2 MPa. Toutefois, les valeurs numériques données dans ce chapitre pour τ devront être confirmées par d'autres méthodes plus adaptées à des matériaux composites tissés. La fissuration représentative de cette classe est très proche de celle d'un unidirectionnel puisque les fissures sont traversantes et à peu près équidistantes (pas de fissuration voisin de 1 mm). Chaque fil du matériau tissé peut être assimilé à une fibre du matériau unidirectionnel. En fait, la structure de la

Classe	Définition des volumes	Valeur du volume (mm ³)	Arrête du cube correspondant (mm)
I	section du composite multipliée par la demi longueur de jauge	320	6,84
II	section du composite multiplié par le pas de fissuration	27	3,00
III	section d'un fil multipliée par le pas de fissuration	4,0 E-2	0,34
IV	section d'un fil multipliée par le pas de fissuration	2,2 E-3	0,13

Tableau 13. *Estimation des volumes minimaux non fissurables.*

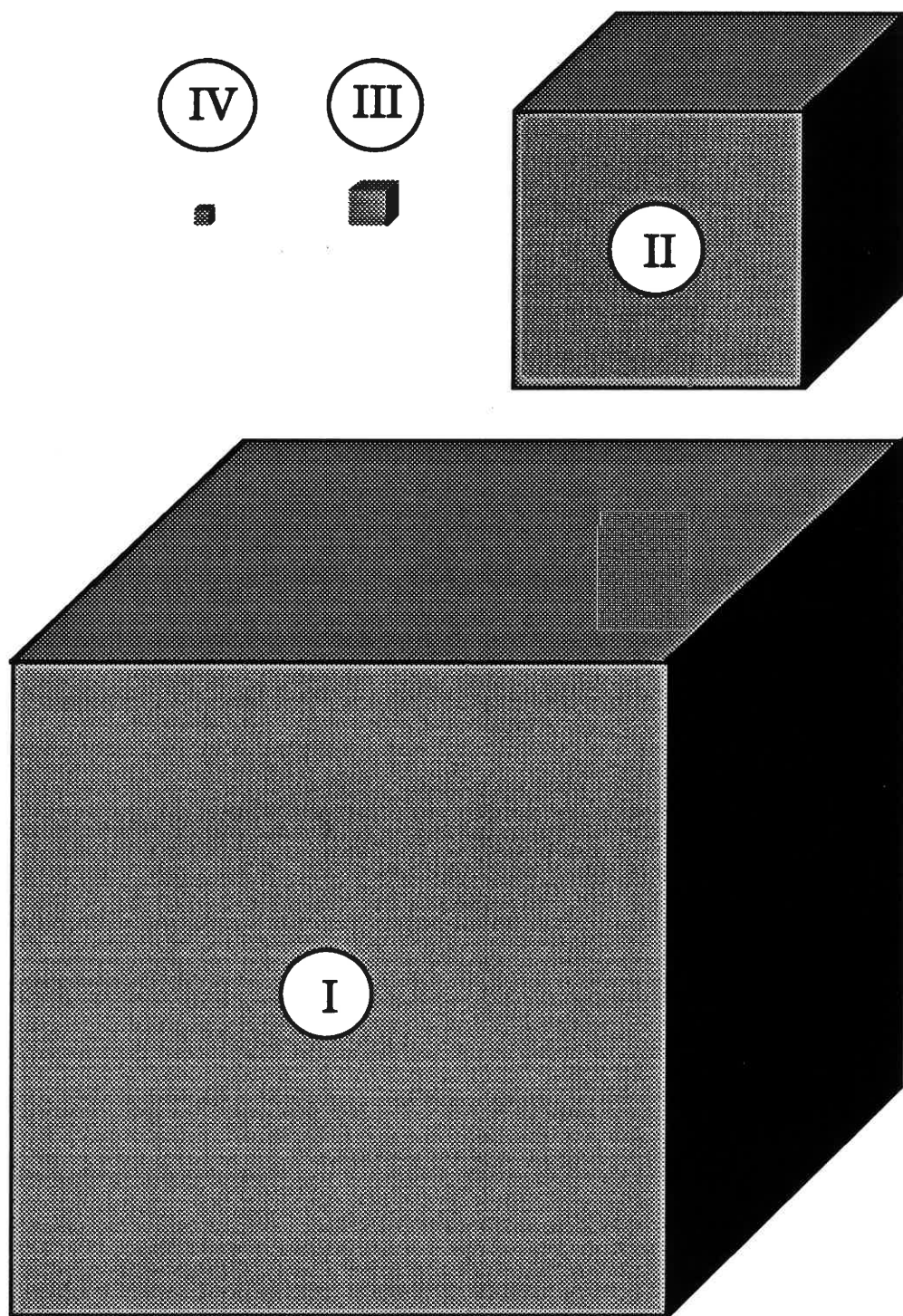


Figure 58. *Volume minimum non fissurable .*

matrice ne joue pas de rôle en raison d'un transfert de charge peu efficace. Les fissures se propagent préférentiellement dans les fils transversaux qui correspondent également à l'endroit où le fil longitudinal se trouve le plus en tension. Les courbes contrainte-déformation sont du type à plateau mais avec un aspect très irrégulier. Le tissage semble dicter la fissuration. Le volume élémentaire non fissurable correspond au produit de la section du matériau par le pas de fissuration (tableau 13, fig.58).

La troisième classe (III) représente l'ensemble des matériaux qui possède une fissuration proche de celle du matériau C. La structure de ce matériau joue un rôle plus important puisque les fissures sont localisées au niveau des macropores et des fils transversaux. La valeur de τ est de l'ordre de 10 MPa. Cette classe se situe à l'échelle du fil. Le volume élémentaire est alors réduit au produit de la section d'un fil par le pas de fissuration (tableau 13, fig.58),

La quatrième classe (IV) dont la fissuration est du type de celle du matériau B. Tous les constituants sont sollicités, on se situe à l'échelle du couple fibre-matrice notamment pendant la fissuration intra-fil. La valeur de τ est de l'ordre de 180 MPa. Le volume élémentaire est déterminé par le même calcul que précédemment (tableau 13, fig. 58),

La définition de ces différentes classes permet d'établir des repères qui fourniront des caractéristiques mécaniques et une définition de la fissuration pour des matériaux composites quelconques du type 2D SiC/SiC.

Ainsi l'éprouvette vieillie n° 3 présente une courbe de comportement qui se situe entre les types II et III. En effet, la fissuration est un mélange de fissures localisées autour des pores (type III) avec une ouverture résiduelle importante et de fissures quasiment traversantes au niveau des fils transversaux (type II).

V CONCLUSION

Les matériaux composites à matrice 2D SiC/SiC présentent une multifissuration matricielle fortement dépendante des caractéristiques mécaniques de la zone interfaciale et des fibres.

Ainsi, les caractéristiques mécaniques de l'interphase vont maîtriser la longueur de décohésion développée par la fissuration. Cette longueur de décohésion joue un double rôle en permettant : (i) une diminution plus ou moins importante de la rigidité du matériau en décollant la matrice des fibres, (ii) une déformation plus grande des fibres sur cette longueur.

En fait, plus la longueur de décohésion augmente et plus il se produit une diminution de la contrainte à isodéformation.

Le déroulement de la fissuration pourra être interrompu plus ou moins tôt selon les caractéristiques mécaniques des fibres car elles gouvernent la rupture du composite. Ainsi, il existe une bonne corrélation entre la taille des grains des fibres synonyme de leurs caractéristiques à rupture et le niveau de contrainte à rupture du matériau composite.

La limite de linéarité ne semble pas sensible aux variations des caractéristiques mécaniques de la zone interfaciale, par contre l'écart à la linéarité l'est beaucoup plus en raison d'une fissuration plus ou moins dommageable pour la rigidité du matériau.

La fissuration la plus importante qui puisse se développer comporte trois stades reliés aux trois constituants du matériau :

- 1) des fissures amorcées par les macropores,
- 2) des fissures localisées au sein des fils transversaux,
- 3) des fissures localisées dans les fils longitudinaux.

Dans le meilleur des cas la fissuration subit un niveau de saturation à partir de 0,8% de déformation, la distance moyenne entre deux fissures est alors de l'ordre de 13 μm .

La structure complexe du composite tissé qui présente des fils ondulés et une macroporosité importante génère un champ de contraintes hétérogène qui conduit à un pas de fissuration très dispersé.

L'analyse de plusieurs matériaux présentant un transfert de charge différent a permis de mettre en évidence quatre types de fissuration induisant autant de comportements mécaniques. Une classification a donc pu être établie en utilisant les valeurs de la contrainte de frottement (τ) qui symbolise le transfert de charge. Cette contrainte peut varier d'une valeur faible (aucune fissure) à une valeur de l'ordre de 200 MPa en sachant que l'utilisation des modèles qui ont conduit à sa détermination s'appliquent préférentiellement à des matériaux unidirectionnels où il n'existe que des interactions fibre/matrice. Une contrainte de frottement importante (> 150 MPa) limite la longueur de décohésion et produit ainsi un pas de fissuration faible. Tous les constituants du matériau sont fissurés. Lorsque τ diminue les fissures ne se développent plus au sein des fils longitudinaux, seules subsistent les fissures inter-fil. Enfin, lorsque τ atteint une valeur de quelques MPa les fissures ignorent la complexité de la structure puisqu'elles traversent le matériau de part en part en suivant préférentiellement les fils transversaux.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] **AUBARD, X.**, "Modélisation et identification du comportement mécanique des matériaux composites 2D SiC-SiC." Thèse de doctorat : Université de PARIS VI, 1992.
- [2] **REYNAUD, P.**, "Etude du comportement en fatigue des matériaux composites à matrice céramique suivi par émission acoustique.", Thèse de I.N.S.A. LYON, n°INSAL 92,22 juin 1992.
- [3] **FRETY, N.**, "Comportement et endommagement mécaniques de fils densifiés et de matériaux 1D et 2D SiC/SiC. Influence de vieillissements sous air à haute température.", Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de PARIS, 26 septembre 1991.
- [4] **NASLAIN, R.**, "Composites SiC/SiC élaborés par CVI : rôle de l'interphase dans le comportement mécanique et effet d'un environnement oxydant." Actes JNC 8,16-18 novembre 1992, publiés par O.ALLIX, J-P. FAVRE ET P.LADEVEZE, AMAC, Paris.
- [5] **HIGHSMITH, A.L.**, "Section VIIF Edge Replication of Laminated Composites." Damage in Composite Materials, ASTM STP 775, ed. K.L. Reifsnider, ASTM,165-169.
- [6] **MASTERS, J.E., Jr.**, "Surface Replication : a Reliable Method of Detecting Matrix Cracks in Composite Laminates ." Composites Technology Review, Vol 3, numéro 1, 1981, p 35-36,.

- [7] **LAMOUREUX F.**, "Etude du comportement en environnement oxydant des matériaux composites 2D C/SiC." Thèse, Université de BORDEAUX I, n° 860, 1992.
- [8] **AVESTON, J., COOPER, G.A., KELLY, A.**, "Single and multiple fracture." Conference Proceedings of National Physical Laboratory, Teddington, UK, 1971, London : IPC Science and technology Press Ltd, 1971, p 15-26.
- [9] **LEBON B.**, "Etude et modélisation de l'endommagement dans des composites tissés SiC/SiC." Thèse Université de PARIS VI, 1993.
- [10] **LABRUGERE, C.** "Influence de l'évolution physico-chimique des fibres et de la zone interfaciale fibre/matrice sur le comportement mécanique des composites SiC/C/SiC et SiC/MAS-L après vieillissement thermique sous atmosphère contrôlée" Thèse de doctorat : Université de BORDEAUX I, n° 998, 1993.
- [11] **CAMUS, G., EL BOUAZZAOU, R., BASTE, S., ABBE, F.**, "Mechanical and Ultrasonic Characterization of Damage of a 2D Woven C/SiC Composite." Proceeding of the 3rd Euro-Ceramics conference. Edited by P.DURAN and J.F. Fernandez-Faenza. Editrice Iberica, Castellon de la plana 1993, p 779-784.
- [12] **BOBET J.L.**, "Sur l'emploi de MoSi₂ comme interphase dans les matériaux composites à matrice SiC élaborés par CVD/CVI.", Thèse de doctorat : Université de BORDEAUX I, n° 987, 1993.

- [13] CAO, H.C., BISCHOFF, E., SBAIZERO, O., RUHLE, M., EVANS, A.G., MARSHALL, D.B., BRENNAN, J.J., "Effect of Interfaces on the Properties of Fiber-Reinforced Ceramics." J. Amer. Ceram. Soc., 1990, Vol.73, n°6, p. 1691-1699.
- [14] KERANS, R.J., PARTHASARATHY, T.A., "Theoretical Analysis of the Fiber Pullout and Pushout Tests." J. Amer. Ceram. Soc, 1991, vol 74, [7], p 1585-1596.
- [15] ARNAULT, V., "Relations entre microstructure et comportement mécanique des composites SiC/SiC : analyse du rôle de l'interface dans le processus de fissuration matricielle dans des matériaux multifilamentaires." Thèse de doctorat : I.N.S.A., n° 89/INSAL0098, 1989.
- [16] EVANS A.G., MARSHALL, D.B., "The Mechanical Behavior of Ceramic Matrix Composites ." Acta Metallurgica, 1989, vol 37, p 2567-2583.
- [17] MARSHALL, D.B., COX B.N., EVANS A.G., "The Mechanics of Matrix Cracking in Brittle Matrix Fiber Composites." Acta Metallurgica, 1985, vol 33, p 2013-2021.
- [18] BUDIANSKY, B., HUTCHINSON J.W., EVANS A.G., "Matrix Fracture in Fiber-Reinforced ceramics." J.Mech.Phys.Solids, 1986, vol 34, p 164-189.
- [19] EVANS, A.G., DOMERGUE, J.M., VAGAGGINI, E., "A Methodology for Relating the Tensile Constitutive Behavior of Ceramic Matrix Composites to Constituent Properties ." Proc. HT-CMC1, Eds NASLAIN R., LAMON J., DOUMEINGTS D., 20-24 SEPTEMBER 1993, EACM, Bordeaux.

[20] **REBILLAT, F.**, Communication interne, L.C.T.S., N°1, 1993.

SOMMAIRE

I INTRODUCTION

II SIMULATION NUMERIQUE

II.1 FORMULATION DE CALQUE

II.2 PROPRIETES MECANICO-THERMIQUES CONSTITUANTES

II.3 CONDITIONS AUX LIMITES

II.4 VALIDATION DES CALCULS

III RESULTATS ET DISCUSSION

SIMULATION DU COMPORTEMENT

MECANIQUE A L'ECHELLE DU COMPOSITE

IV VALIDATIONS ET CONSEQUENCES

2D SiC/SiC

IV.1 ASPECTS APPARENTS

IV.2 LES DEFORMATIONS TRANSVERSELES

IV.3 PREVISION DE LA DURETE DE COMPRESSION

IV.4 LA FISSURE

(Projet d'article : J. Lamon co-auteur)

V CONCLUSION

BIBLIOGRAPHIE

SOMMAIRE

I INTRODUCTION	1
II SIMULATION NUMERIQUE	3
II.1 CONFIGURATIONS DE CALCUL	5
II.2 PROPRIETES MECANQUES DES CONSTITUANTS	8
II. 3 CONDITIONS AUX LIMITES	10
II. 4 VALIDATION DES CALCULS	11
III RESULTATS ET DISCUSSION	
III.1 DISTRIBUTION DES CONTRAINTES	12
III.2 DISTRIBUTION DES PROBABILITES DE RUPTURE	15
IV VALIDATIONS ET CONSEQUENCE	
IV.1 MODULES APPARENTS	17
IV.2 LES DEFORMATIONS TRANSVERSALES	18
IV.3 PREVISION DE LA COURBE DE COMPORTEMENT	19
IV.4 LA PROBABILITE GLOBALE DE RUPTURE	20
V CONCLUSION	24
BIBLIOGRAPHIE	26

I INTRODUCTION

Les techniques de simulation du comportement mécanique des composites à matrice céramique qui sont couramment utilisées font appel à la **méthode d'homogénéisation** dans laquelle le **matériau réel multifissuré est remplacé par une entité homogène ayant une rigidité équivalente**. De notre point de vue ces techniques présentent le défaut majeur de ne pas considérer les constituants du matériau en tant qu'éléments physiques. Par conséquent, elles ne permettent pas de prendre aisément en compte les modifications de la structure de ceux-ci. Par contre, leur utilisation par des bureaux de calculs pour la conception de pièces se révèle tout à fait performante.

L'endommagement des composites 2D SiC/SiC résulte de l'endommagement propre de chacun des constituants : à savoir la matrice inter-fil, les fils transversaux et les fils longitudinaux qui se déroule selon la séquence suivante mise en évidence expérimentalement dans le chapitre précédent :

- 1) l'endommagement débute aux alentours de 0,025 %. A ce niveau de déformation, les quelques microfissures qui sont observées sont toujours issues d'une singularité d'un macro-pore. Pour une déformation de 0,06 %, tous les macro-pores ont amorcé des microfissures. A 0,085 %, la plupart des microfissures traversent les mèches longitudinales pour se connecter à un macropore voisin. La saturation de cette **première famille de fissures associées aux macro-pores** se produit pour une déformation de l'ordre de 0,12%,

2) lors de la **deuxième phase** d'endommagement, les fissures se développent dans les blocs de matrice situés entre les fils lorsque ceux-ci sont proches (ondulations en opposition) ainsi que dans les **fils transversaux**. Ce phénomène se produit jusqu'à une déformation de l'ordre de **0,2%**,

3) la **troisième phase** de fissuration correspond à la **microfissuration des fils longitudinaux**. Ce type d'endommagement atteint un niveau de saturation pour **0,8 %** de déformation.

Le présent article propose une simulation numérique par éléments finis du comportement mécanique des composites tissés 2D SiC/SiC. Il est important de souligner que cette simulation considère les différents constituants du composite (mèches longitudinales, transverses, matrice intrafils, macropores) en tant qu'**entités physiques**. L'endommagement a été généré en fonction des déformations imposées par la création de fissures au sein de la matrice et des fils transversaux, puis de zones endommagées au sein des fils longitudinaux, selon la séquence identifiée expérimentalement dans le chapitre précédent.

Cette simulation avait plusieurs objectifs :

1) montrer que l'**endommagement** qui a été identifié par observation microscopique d'échantillons est bien **responsable du comportement mécanique**,

2) montrer qu'il est possible de simuler le comportement mécanique du composite tissé à **partir des caractéristiques des constituants**, même lorsque celles-ci évoluent pendant l'endommagement du matériau,

3) démontrer que le concept de **probabilité de rupture** fournit un **critère de rupture locale**.

Dans un premier temps on a calculé la distribution des contraintes, puis dans un deuxième temps la distribution des probabilités de rupture ainsi que la probabilité de rupture globale de la cellule considérée. La distribution des contraintes a été calculée grâce au logiciel MARC et les probabilités de rupture grâce à un **post-processeur statistique** probabiliste fondé sur le modèle de la contrainte Élémentaire Multiaxiale (Multiaxial Elemental Strength Model : MUEST). La validation des calculs a été réalisée en comparant les résultats des calculs à un certain nombre de données expérimentales (courbe contrainte-déformation, déformations transverses, module apparent). Les résultats du calcul de probabilité sont corroborés par diverses observations expérimentales.

II SIMULATION NUMERIQUE : calcul de la distribution des contraintes et des probabilités de rupture

Les calculs ont été réalisés grâce au logiciel d'éléments finis MARC⁽¹⁾ pour la détermination des contraintes et au **post processeur FLAG**⁽²⁾ pour la détermination des probabilités de rupture.

Le maillage est généré automatiquement par le module MENTAT, puis la représentation graphique des distributions de contraintes est effectuée grâce à ce même module MENTAT (figure 1).

Le post processeur FLAG utilise le fichier des résultats du calcul de MARC (contraintes au sein de chaque élément du maillage) et un fichier supplémentaire

(1) Produit commercial développé par la société MARC Analysis.

(2) développé par J.LAMON et E.INGHELIS.

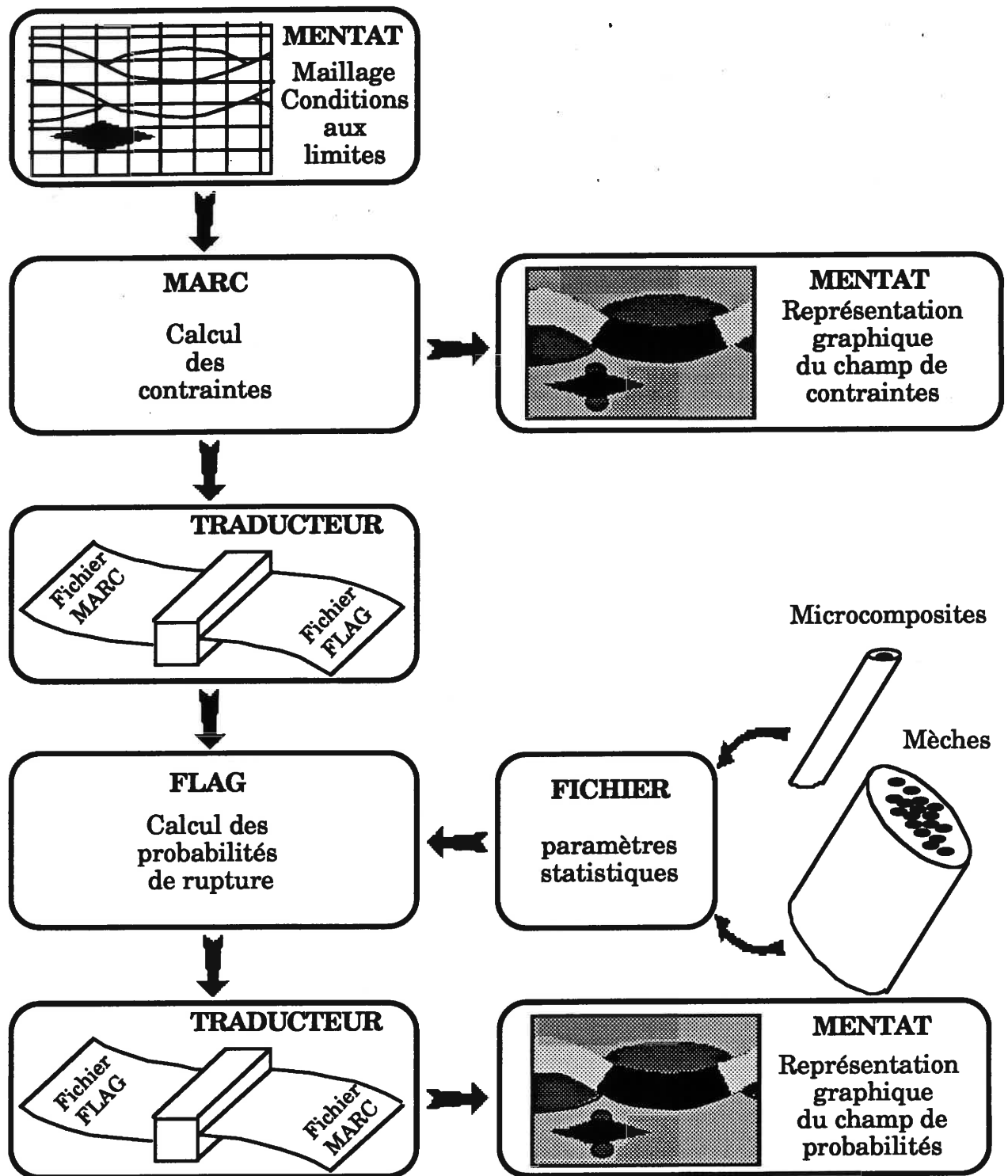


Figure 1. Organigramme des logiciels utilisés pour les calculs par éléments finis des contraintes et des probabilités de rupture.

comprenant les caractéristiques statistiques des constituants du composite. La représentation graphique des distributions de probabilité de rupture est obtenue comme précédemment grâce au module graphique MENTAT.

Le post processeur FLAG utilise deux modèles théoriques multiaxiaux différents pour les calculs de probabilité de rupture :

1) soit le modèle statistique multiaxial à deux paramètres de Weibull fondé sur le principe de l'action indépendante des contraintes [1]. La probabilité de rupture est déduite du produit des probabilités de survie suivant les directions principales, selon l'équation suivante :

$$P = 1 - (1 - P_1)(1 - P_2)(1 - P_3)$$

$$P = 1 - \exp \left[- \int \frac{\sigma_1^m + \sigma_2^m + \sigma_3^m}{\sigma_0^m} dV \right] \quad (1)$$

où σ_1 , σ_2 et σ_3 sont les contraintes principales et m et σ_0 les paramètres statistiques.

2) soit le modèle de la contrainte élémentaire multiaxiale développé par Lamon et Evans [2]. La probabilité de rupture est calculée à partir de l'équation fondamentale suivante, dans le cas où la rupture est causée par le volume :

$$P = 1 - \exp \left[- \int_v d_v \int_0^S g(S) dS \right] \quad (2)$$

où V représente le volume de l'échantillon et $g(S)$ la densité de défauts ayant une résistance S comprise entre S et $S + dS$.

Tous calculs faits et considérant un critère multiaxial non coplanaire, la probabilité de rupture se réduit à l'équation suivante :

$$P_V = 1 - \exp \left[- \int_V \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{0V}} \right)^{m_V} \cdot I_V \left(m_V, \frac{\sigma_2}{\sigma_1}, \frac{\sigma_3}{\sigma_1} \right) dV \right] \quad (3)$$

où σ_{0V} et m_V représentent les paramètres statistiques des populations de défauts situés au sein du volume, et I_V est une fonction, dont l'expression dans des cas simples de contraintes, est donnée dans la référence [3]. Ici les probabilités de rupture ont été calculées à l'aide de ce second modèle.

II.1 CONFIGURATIONS DE CALCUL

Dans un premier temps, une cellule comportant 4 strates sur une longueur correspondant à une ondulation complète a été examinée (figure 2). La hauteur de la cellule représente la demi-épaisseur d'une éprouvette et aussi celle des plaques qui sont généralement élaborées suivant le procédé CVI.

Ceci a permis de déterminer l'influence d'un bord libre sur les distributions de contraintes. Ensuite, dans un deuxième temps, les calculs ont été réalisés pour une cellule élémentaire constituée du quart de la cellule précédente et représentant le motif de base du composite (figure 3). Le nombre d'éléments dans la première cellule était 1316 ; il était de 329 pour la cellule élémentaire.

La cellule élémentaire a considéré les deux motifs les plus souvent fréquemment rencontrés au sein du composite 2D SiC/SiC : **le motif en opposition** (figure 2) pour lequel les strates sont décalées d'une demi modulation (ce motif est observé en majorité dans ce matériau : 60 % des cas) et **le motif en parallèle** pour

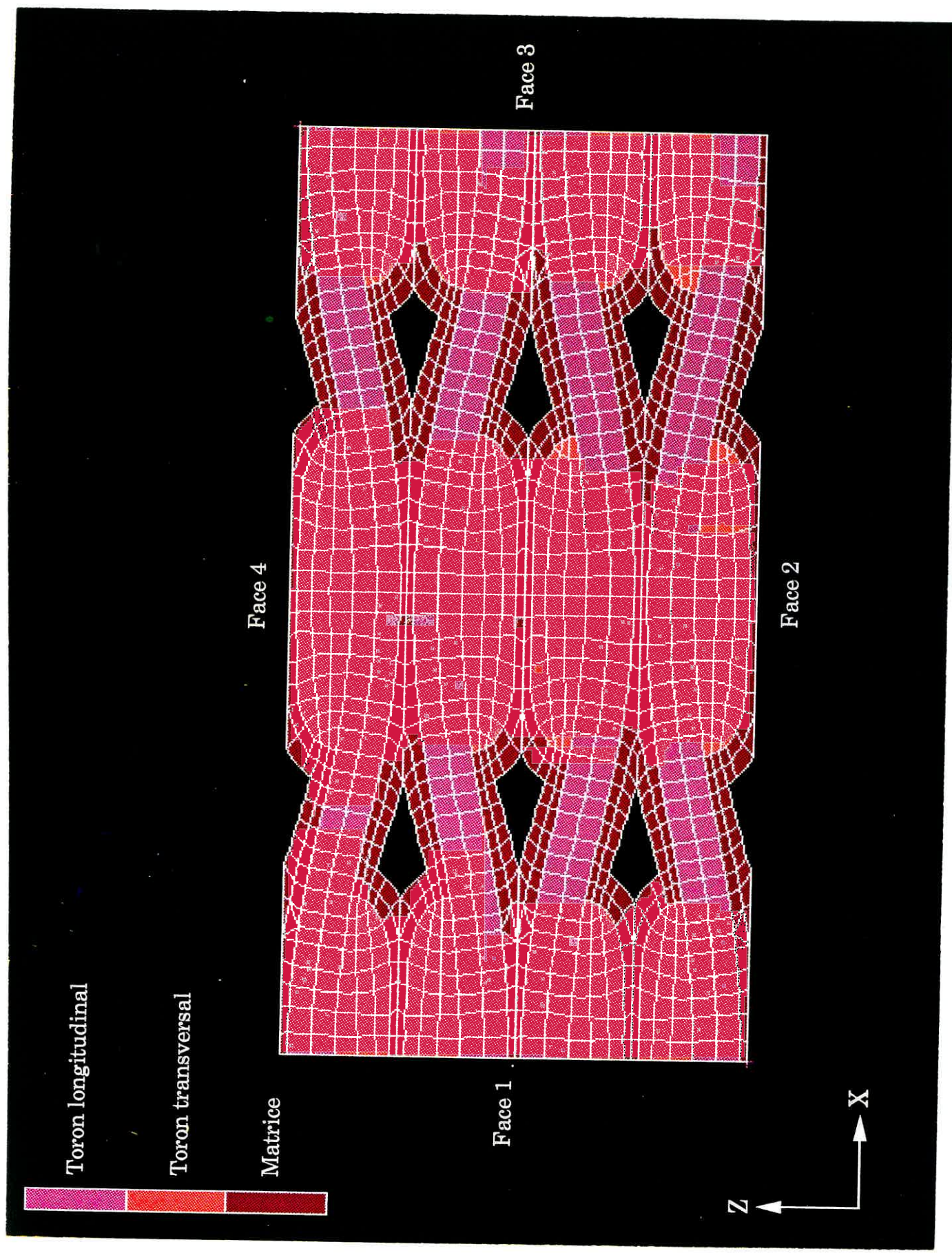


Figure 2. Maillage de la cellule (1320 éléments).

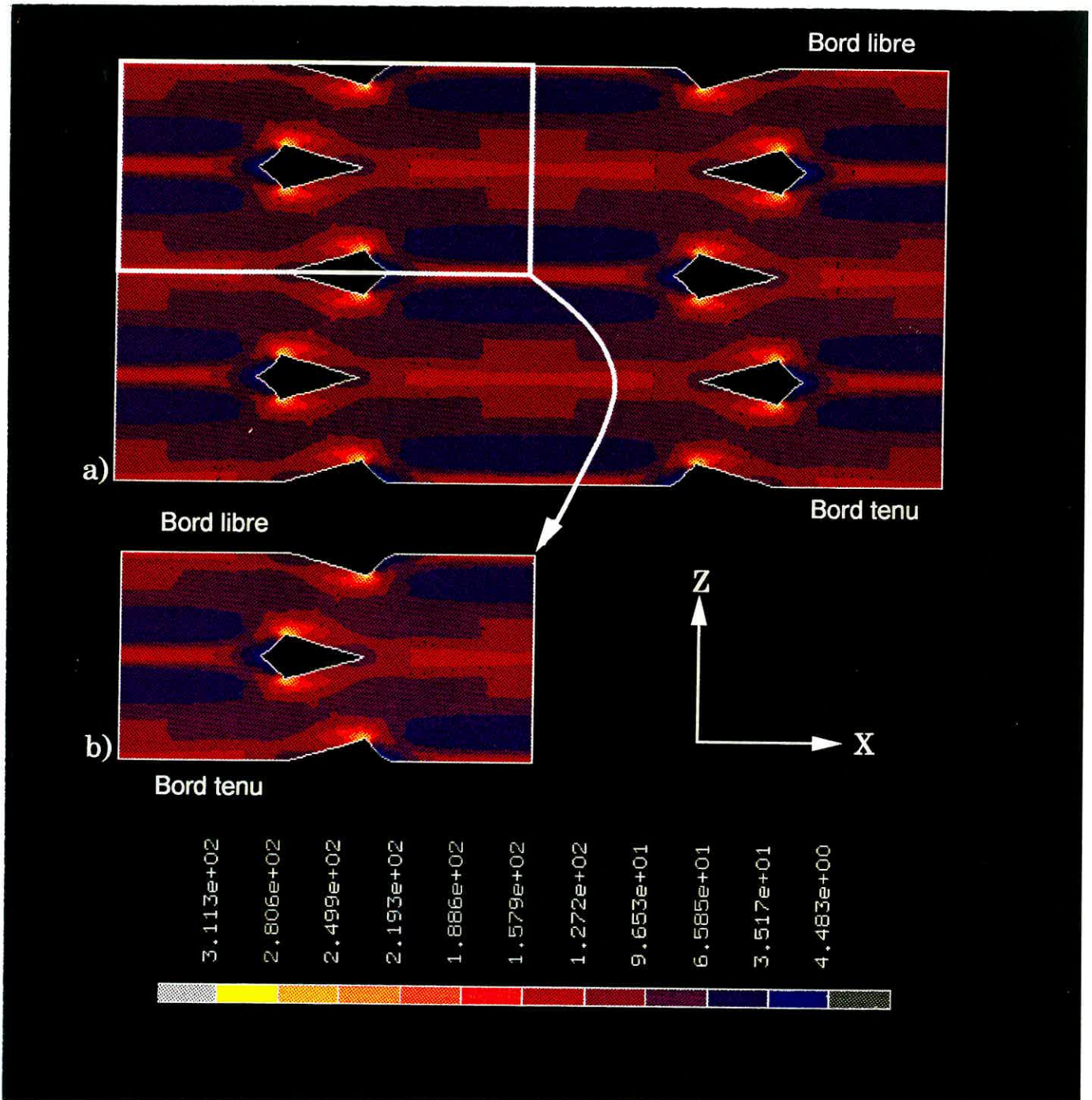


Figure 3. *Distribution des contraintes (composante x) obtenues pour une cellule en opposition comportant a) quatre strates superposées et pour une cellule élémentaire b)..*

lequel les strates ne sont pas décalées les unes par rapport aux autres. Le premier motif laisse donc apparaître des **macropores** ayant une forme caractéristique de **fer de lance** (figure 3). Dans le deuxième motif, la section des macropores a la forme d'un rectangle. Compte tenu du faible diamètre des fibres (15 μm) il n'était pas raisonnable de définir un maillage à l'échelle de chaque fibre. Cela aurait conduit à un nombre d'éléments beaucoup trop important. Les fils longitudinaux et transversaux ont donc été considérés en tant qu'entités, par l'intermédiaire du module d'YOUNG pour le calcul des contraintes. Ensuite, pour les calculs de probabilité, les contraintes ont été corrigées de façon à utiliser les contraintes s'exerçant effectivement sur la matrice.

Les dimensions de la première cellule puis de la cellule élémentaire des constituants (section des mèches, épaisseur de matrice inter-fil, épaisseur des fils transversaux) et la période des ondulations ont été déterminées à partir des mesures effectuées sur plusieurs échantillons. Les cellules choisies pour le calcul sont donc représentatives du composite réel.

Huit modèles d'endommagement (résumés dans le tableau 1 et dans la figure 4) ont été simulés. Ces modèles représentent toutes les étapes importantes dans le déroulement de l'endommagement en fonction des déformations, identifiées expérimentalement dans les composites 2D SiC/SiC élaborés par CVI sollicités en traction (tableau 1) à savoir la limite de linéarité (modèle A), la formation de fissures aux angles des macropores (modèle B), la propagation de ces fissures à travers les fils longitudinaux (modèles C et D), la fissuration des fils transversaux (modèle E), la propagation de ces fissures à travers les fils longitudinaux (modèle F), l'endommagement des fils longitudinaux (modèle G) et la saturation de cet endommagement (modèle H). **La présence de fissures a été simulée par la technique de relâchement des noeuds.** L'endommagement des fils

Référence	Déformation (%)	Endommagement
A	0,025	aucun
B	0,05	fissures aux macropores
C	0,07	propagation des fissures à travers les fils longitudinaux
D	0,09	fin du premier mode de fissuration
E	0,12	D + un fil transversal sur deux endommagé
F	0,2	fin du deuxième mode de fissuration
G	0,6	développement de la troisième famille de fissures au sein des mèches longitudinales
H	1,0	saturation de l'endommagement

Tableau 1 : séquences d'endommagement reproduites en fonction des déformations imposées.

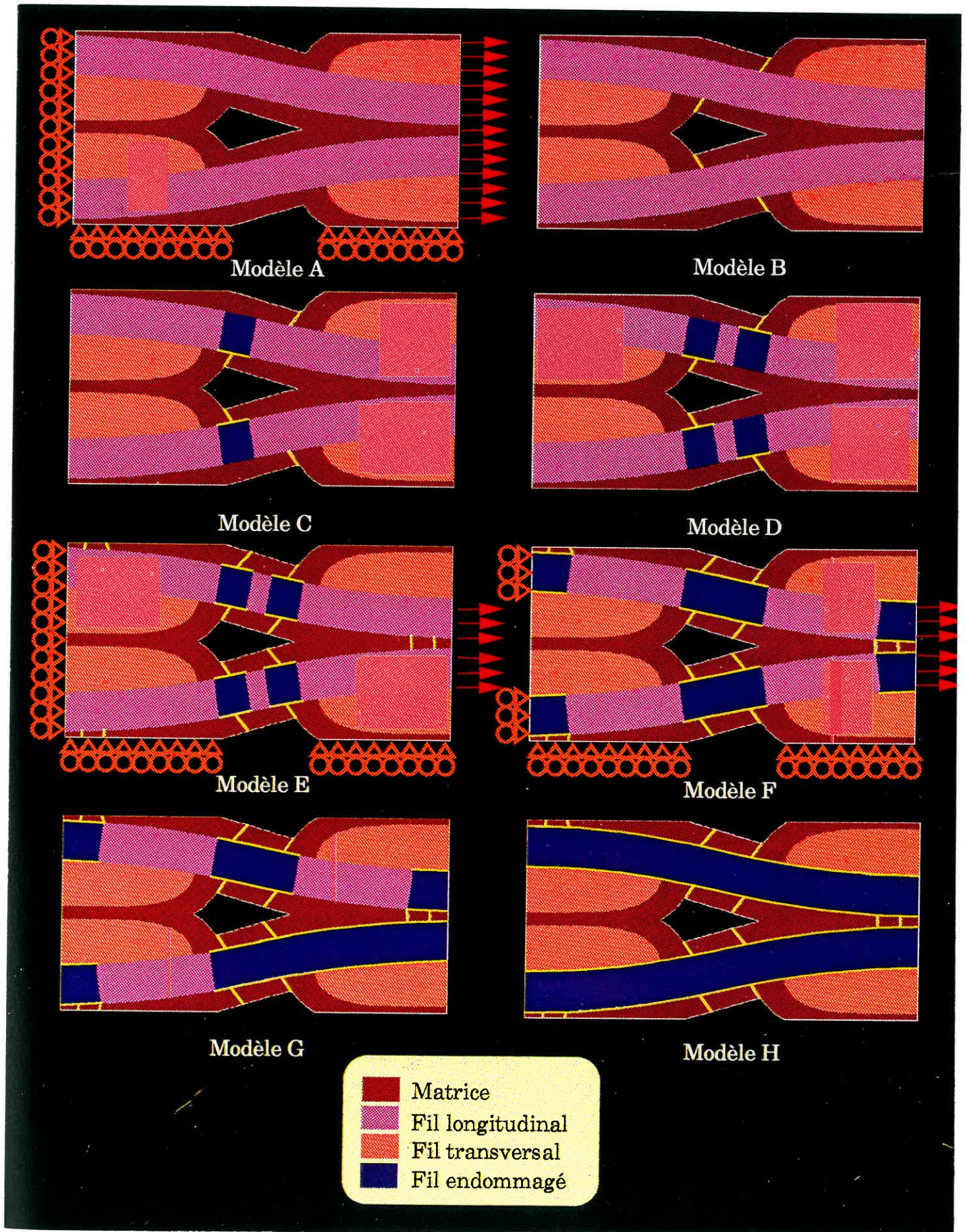


Figure 4. Représentation graphique des constituants du composite et des 8 modèles d'endommagement simulés successivement..

longitudinaux qui résulte de plusieurs fissures matricielles a été décrit par une diminution du module d'élasticité dans la zone endommagée. La taille de la zone endommagée a été sélectionnée en fonction de la densité de fissures et de la longueur de décohésion à l'interface fibre/matrice identifiées lors de l'étude expérimentale de l'endommagement [4].

Quatre séries de calculs ont été effectuées sur la cellule élémentaire considérant :

1) les huit modèles d'endommagement, sans décohésion fibre/matrice (simulation 1) pour le motif en opposition. Ces conditions simulent une liaison fibre/matrice très forte.

2) les huit modèles d'endommagement, mais avec une décohésion fibre/matrice qui a été générée en relâchant les noeuds qui se trouvent à la périphérie des fils longitudinaux (motif en opposition simulation 2) sur une longueur de 125 μm qui correspond à la taille de la zone endommagée observée expérimentalement.

3) les huit modèles d'endommagement avec décohésion fibre/matrice, pour le motif en parallèle.

(iv) une cellule élémentaire sans macropore mais ne présentant pas d'endommagement (déformation 0.035 %).

La distribution de la probabilité de rupture a été déterminée pour les 7 premiers modèles de la simulation 2. Le modèle H correspond en effet à la saturation de l'endommagement dans les fils longitudinaux.

La probabilité globale de rupture a été déduite du produit des probabilités de survie au sein de chaque élément :

$$P_T = 1 - \prod_{i=1}^N (1 - P_i) \quad (4)$$

où N est le nombre total d'éléments dans le maillage, et P_i la probabilité de rupture au sein de l'élément i.

II.2 PROPRIETES MECANQUES DES CONSTITUANTS

Les propriétés mécaniques et les paramètres statistiques des constituants des composites 2D SiC/SiC sont rassemblés dans les tableaux 2 et 3.

Le module d'YOUNG des fils transversaux et longitudinaux a été estimé à l'aide de la loi des mélanges, à partir des fractions surfaciques de fibre et de matrice au sein de ces fils, car la section des fils peut être raisonnablement considérée comme constante suivant la longueur :

$$E_L = E_F S_F + E_M (1 - S_F) \quad (5)$$

où E_L est le module longitudinal des fils longitudinaux, E_F le module de la fibre, E_M le module de la matrice et S_F la fraction surfacique de fibres.

$$S_F = \frac{500 \cdot \Pi r_F^2}{\left(\frac{\Pi ab}{4} \right)}$$

où r_f est le rayon moyen des fibres ($r_F = 7 \mu\text{m}$), a et b sont les dimensions de la section des fils, laquelle est assimilée à une ellipse (figure 5). Considérant une microporosité intrafil de 10 %, $S_f = 0,41$. La valeur de $E_L = 262 \text{ GPa}$ ainsi obtenue est similaire aux valeurs mesurées sur des mèches en traction [5].

CONSTITUANT	Module d'YOUNG (GPa)	Coefficient de POISSON
Fibre	200	0,25
Matrice	400	0,2
Fils longitudinaux	260	0,2
Fils longitudinaux endommagés	100	0,25
Fils transverses	160	0,2

Tableau 2 : Caractéristiques mécaniques des constituants du composite.

CONSTITUANT	mM	$\sigma_{0M}(\text{MPa.m}^{1/m})$	$\lambda\sigma_{0M}(\text{MPa.m}^{1/m})$
microcomposite	4,9	1,6	
mèche	6,2	11,3	
matrice inter fil	4,9		1,6
matrice fils transversaux	4,9		0,656
matrice fils longitudinaux	6,2		7,3

Tableau 3 : Paramètres statistiques de la matrice.

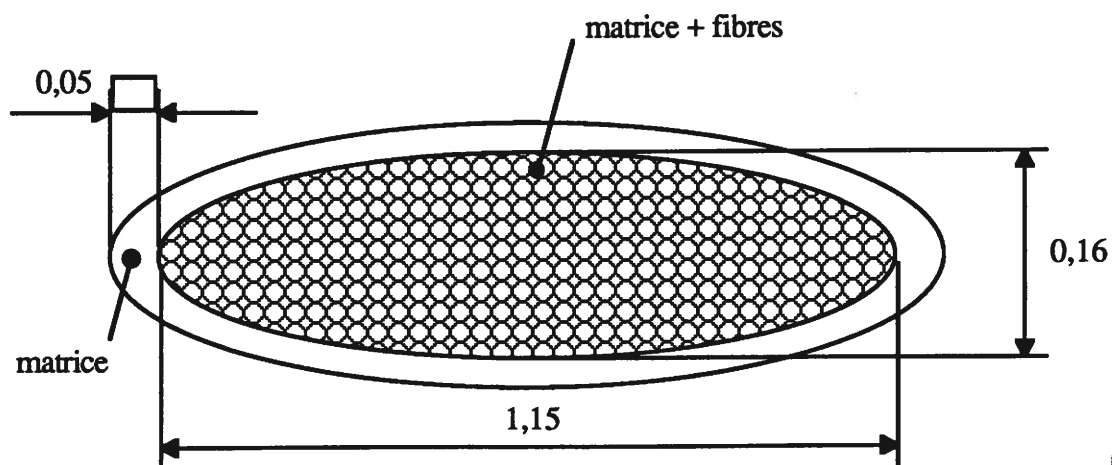


Figure 5 : Dimensions du fil mesurées sur des échantillons réels.



Pour les fils transversaux, les fibres ont été assimilées à des vides cylindriques. Cette approximation est raisonnable car les sollicitations sont perpendiculaires aux fibres et les contraintes résiduelles radiales sont des tensions [6].

$$E_T = E_M(1 - S_F) \quad (6)$$

où E_T est le module d'Young des fils transversaux suivant la direction de sollicitation (axe X).

La valeur de 164 GPa ainsi obtenue pour E_T est analogue à celle mesurée à l'aide d'une technique ultrasonore [7].

Les mêmes lois des mélanges ont été utilisées pour déterminer les coefficients de POISSON donnés au tableau 2.

Le module d'YOUNG dans les portions multifissurées des fils longitudinaux a été estimé grâce à la loi des mélanges, considérant que les efforts sont supportés exclusivement par les fibres selon l'équation : $E = E_F S_F$

Ceci revient à considérer que la multifissuration se produit instantanément dans l'ensemble de la région endommagée.

Les valeurs des paramètres statistiques nécessaires au calcul de la probabilité de rupture ont été déduites des distributions statistiques de contraintes à rupture de la matrice mesurées à l'aide de microcomposites [6] et de mèches infiltrées de matrice [5]. Ces valeurs sont données au tableau 3. Elles diffèrent quelque peu compte tenu de la présence de contraintes résiduelles plus significatives dans les mèches infiltrées. Pour la matrice interfil et la matrice située au sein des fils transversaux, les valeurs obtenues pour les microcomposites ont été retenues. Pour la matrice située au sein des fils longitudinaux ce sont celles relatives au mèches qui ont été utilisées.

Compte tenu que les fils longitudinaux et transversaux ont été considérés en tant qu'entités par l'intermédiaire du module d'YOUNG (noté E_c) les contraintes obtenues (notées (σ_c)) concernent les fils dans leur ensemble. Les contraintes s'exerçant effectivement sur la matrice (σ_m) ont été dérivées de ces dernières (σ_c) grâce à l'équation suivante :

$$\sigma_m = \frac{\sigma_c E_M}{E_c} = \frac{\sigma_c}{\lambda} \quad (7)$$

Pour les fils longitudinaux $\lambda = \frac{E_c}{E_M} = 0,65$, pour les fils transversaux $\lambda = \frac{E_c}{E_M} = 0,40$.

Compte tenu que le facteur de correction $\lambda = \frac{E_c}{E_M}$ est une constante pour chaque constituant, la détermination de σ_m a été introduite dans le calcul de probabilité par l'intermédiaire du facteur d'échelle σ_{OM} qui a été remplacé par la quantité $\lambda \sigma_{OM}$, conformément à l'équation générale suivante de la probabilité de rupture au sein de chaque élément du maillage :

$$P_i = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_c^i}{\lambda \sigma_{OM}} \right)^{m_M} K_i(\sigma_c^{ij}, m) \right] \quad (8)$$

σ_c^i la plus grande des contraintes principales (σ_c^{ij}) au sein de l'élément i , $\lambda = \frac{E_c}{E_M}$

et k_i est un facteur dépendant des contraintes, de m et de l'élément i .

II. 3 CONDITIONS AUX LIMITES

Sur la première cellule et sur la cellule élémentaire, les conditions aux limites étaient les suivantes (figures 2 et 4) :

- 1) déplacement nul selon la direction X sur la face 1

- 2) déplacement nul selon la direction Y sur la face 2
- 3) la traction est imposée grâce à un déplacement appliqué sur la face 3 selon l'axe X. Une fois que les fils transversaux étaient fissurés (modèles E - H) les déformations n'étaient plus appliquées qu'aux fils longitudinaux (figure 4).

La simulation des fissures qui se développent au sein des fils transversaux a été réalisée en désolidarisant les noeuds situés sur le chemin des fissures. Les décohésions entre les fibres et la matrice induites par la formation des fissures dans la matrice ont été simulées en relâchant les noeuds sur une longueur donnée (125 μm) en périphérie des fils. Cette longueur était choisie en fonction de la résistance de la liaison fibre matrice [4], du pas de fissuration et de la taille des éléments du maillage (de façon que la pointe de la fissure coïncide avec un noeud).

II. 4 VALIDATION DES CALCULS

De façon à pouvoir comparer la simulation avec le comportement réel du matériau, plusieurs grandeurs ont été déduites des résultats du calcul par éléments finis pour chaque modèle d'endommagement considéré. Ces grandeurs ont ensuite été comparées aux résultats expérimentaux.

- 1) la contrainte moyenne (σ_{moy}) s'exerçant sur la face 3 a été calculée à partir des réactions longitudinales R_i aux noeuds de la face 1, selon l'équation :

$$\frac{\sum_{i=1}^n R_i}{\text{Section}} = \sigma_{\text{moy}} \quad (9)$$

où n est le nombre de noeuds dans la face considérée.

Représentant les valeurs de σ_{moy} ainsi obtenues en fonction de la déformation imposée a permis de déterminer la courbe de comportement $\sigma(\epsilon_x)$ de la cellule élémentaire.

2) le module apparent (E_a) de la cellule élémentaire a été calculé à partir de σ_{moy} et de la déformation imposée ϵ_x correspondante :

$$E_a = \frac{\sigma_{moy}}{\epsilon_x} \quad (10)$$

3) les déformations transversales ϵ_z ont ensuite été dérivées des déformations suivant la direction 3 à chaque noeud de la face 4 selon l'équation :

$$\epsilon_z = \frac{\sum_{i=1}^n \epsilon_z^i}{n} \quad (11)$$

III RESULTATS ET DISCUSSION

III.1 DISTRIBUTION DES CONTRAINTES

La figure 3 montre qu'il n'existe pas de différence significative entre les champs des contraintes dans la strate située au voisinage de la surface libre, et dans celles situées au sein de la cellule. En outre, il apparaît à la figure 3b que la distribution des contraintes dans la cellule élémentaire est identique à celle obtenue dans la cellule constituée de 4 strates.

Le champ des contraintes obtenu pour la cellule élémentaire est **multiaxial et hétérogène** (figures 6 et 7). Le caractère multiaxial résulte de la présence de mèches ondulées et de singularités telles que les macropores. La composante la plus grande est orientée parallèlement à la direction des sollicitations (axe X).

$\epsilon=0,035 \%$

$\sigma=87 \text{ MPa}$

$E=247 \text{ GPa}$

$\epsilon=0,05 \%$

$\sigma=103 \text{ MPa}$

$E=205 \text{ GPa}$

$\epsilon=0,07 \%$

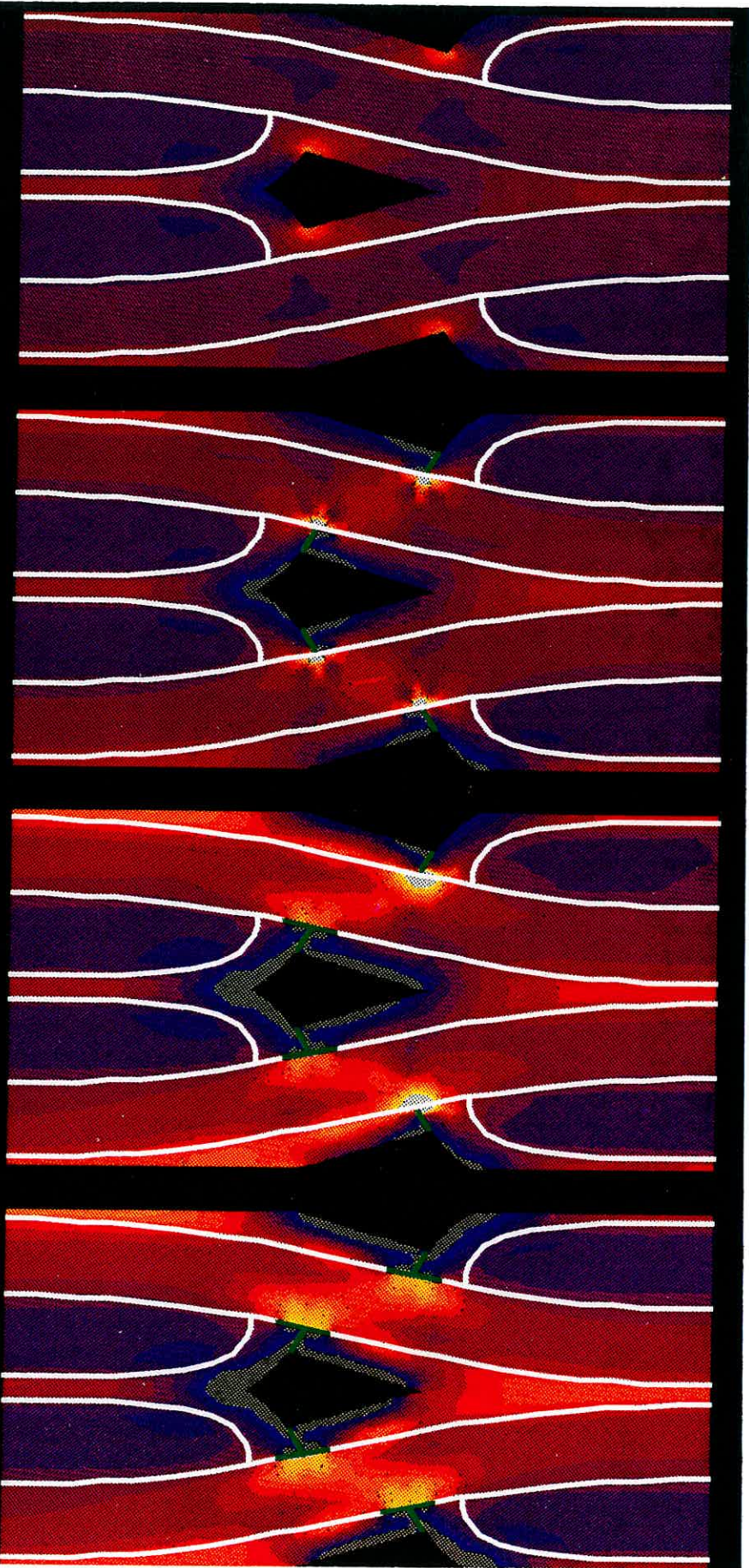
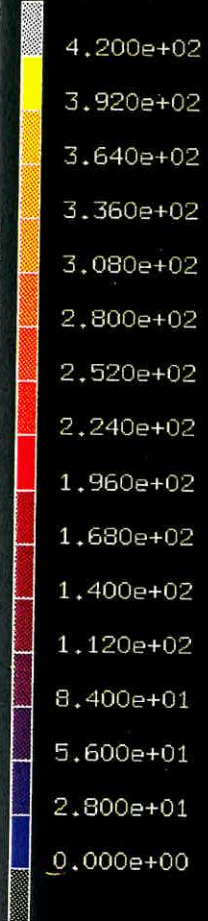
$\sigma=116 \text{ MPa}$

$E=2167 \text{ GPa}$

$\epsilon=0,09 \%$

$\sigma=122 \text{ MPa}$

$E=135 \text{ GPa}$

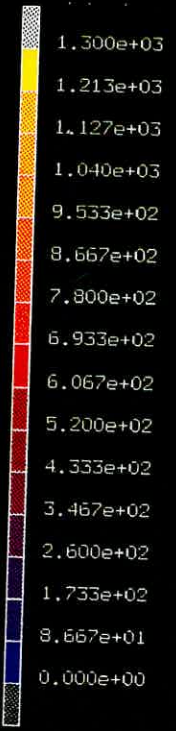
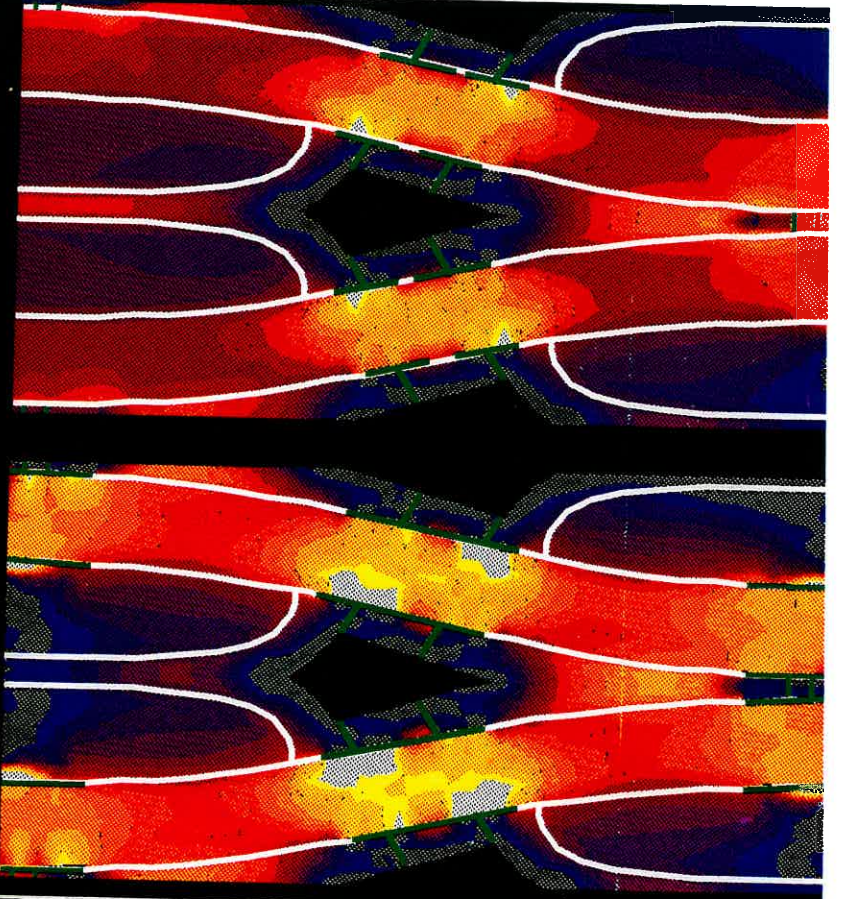


a)



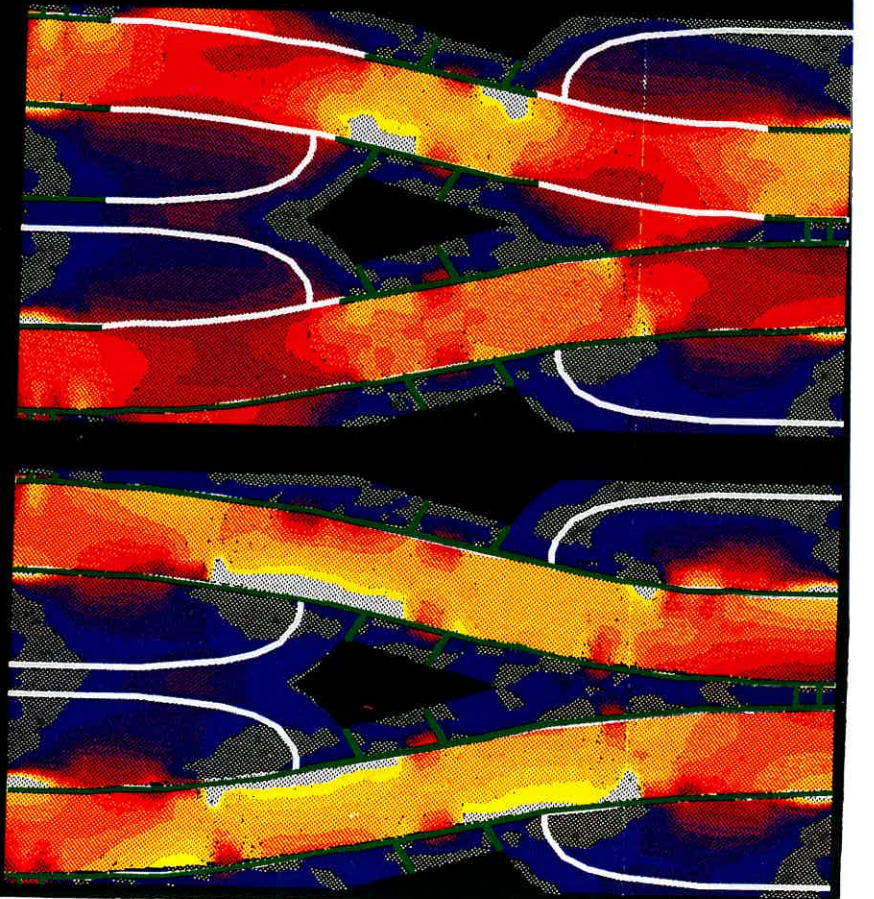
$\epsilon=0,12 \%$
 $\sigma=135 \text{ MPa}$
 $E=112 \text{ GPa}$

$\epsilon=0,20 \%$
 $\sigma=162 \text{ MPa}$
 $E=81 \text{ GPa}$



$\epsilon=0,40 \%$
 $\sigma=200 \text{ MPa}$
 $E=50 \text{ GPa}$

$\epsilon=1,00 \%$
 $\sigma=442 \text{ MPa}$
 $E=44 \text{ GPa}$



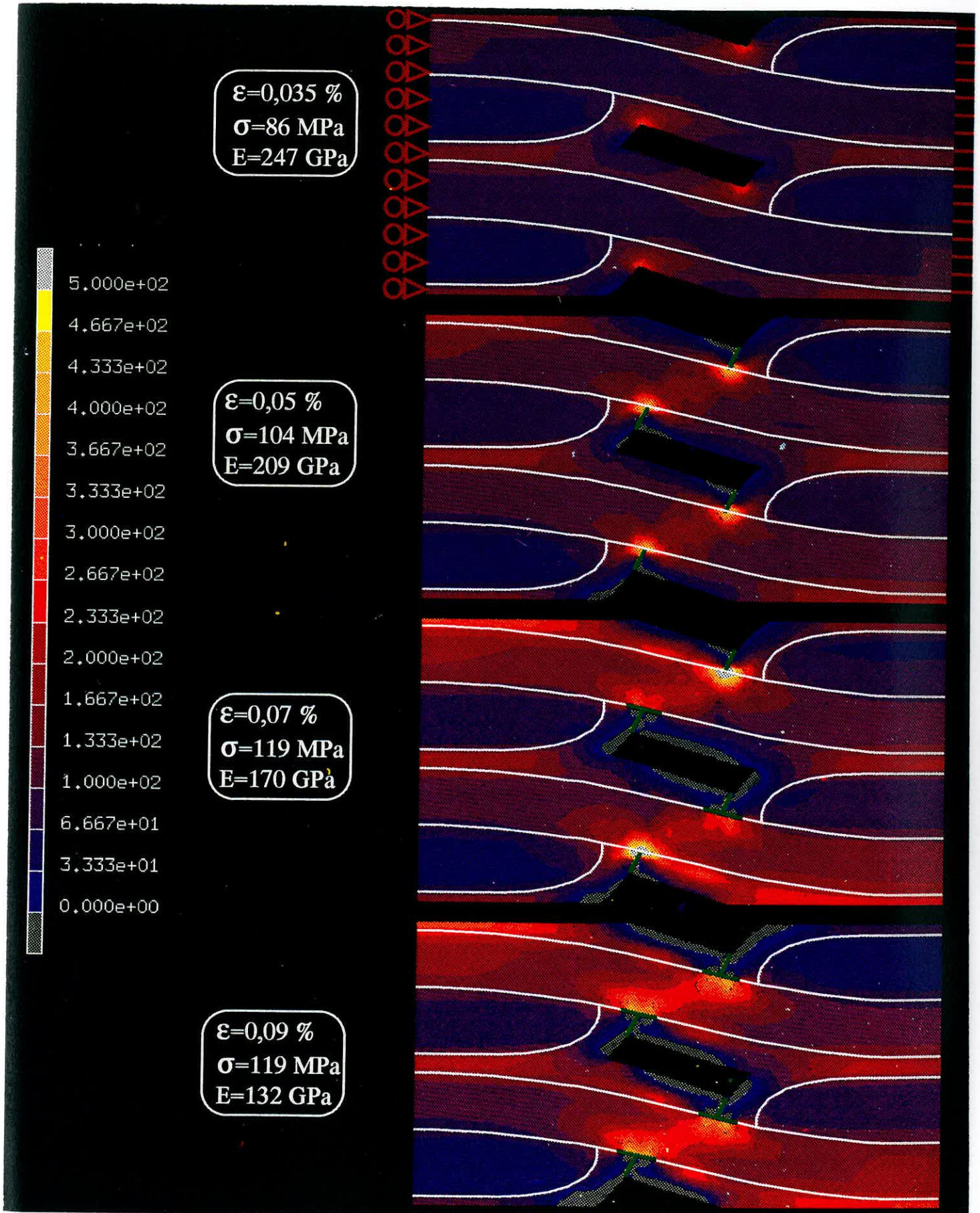


Figure 6b)

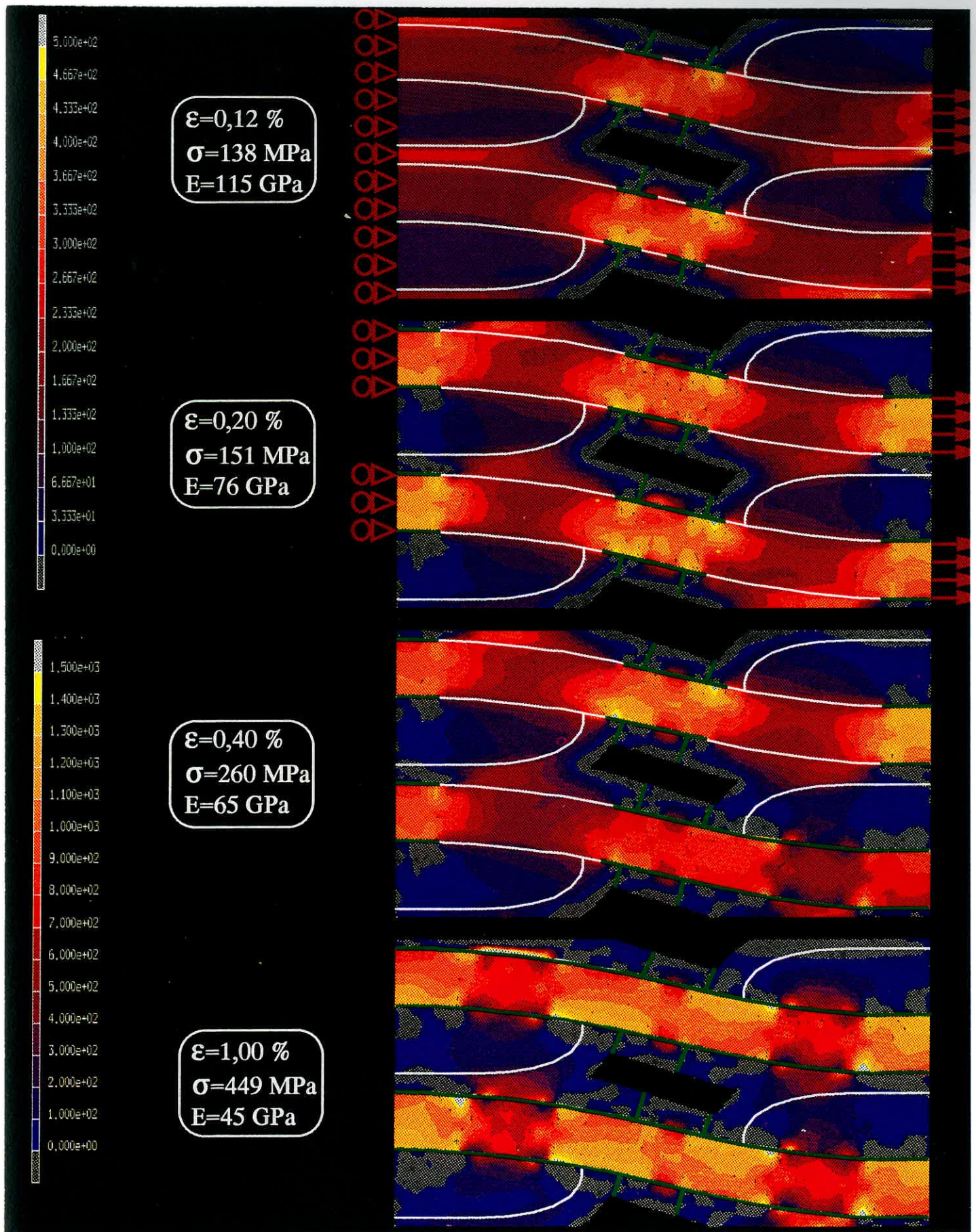


Figure 6. Distribution des contraintes en fonction de l'endommagement subi par le composite (composante x, simulation 2) : a) en opposition, b) en parallèle

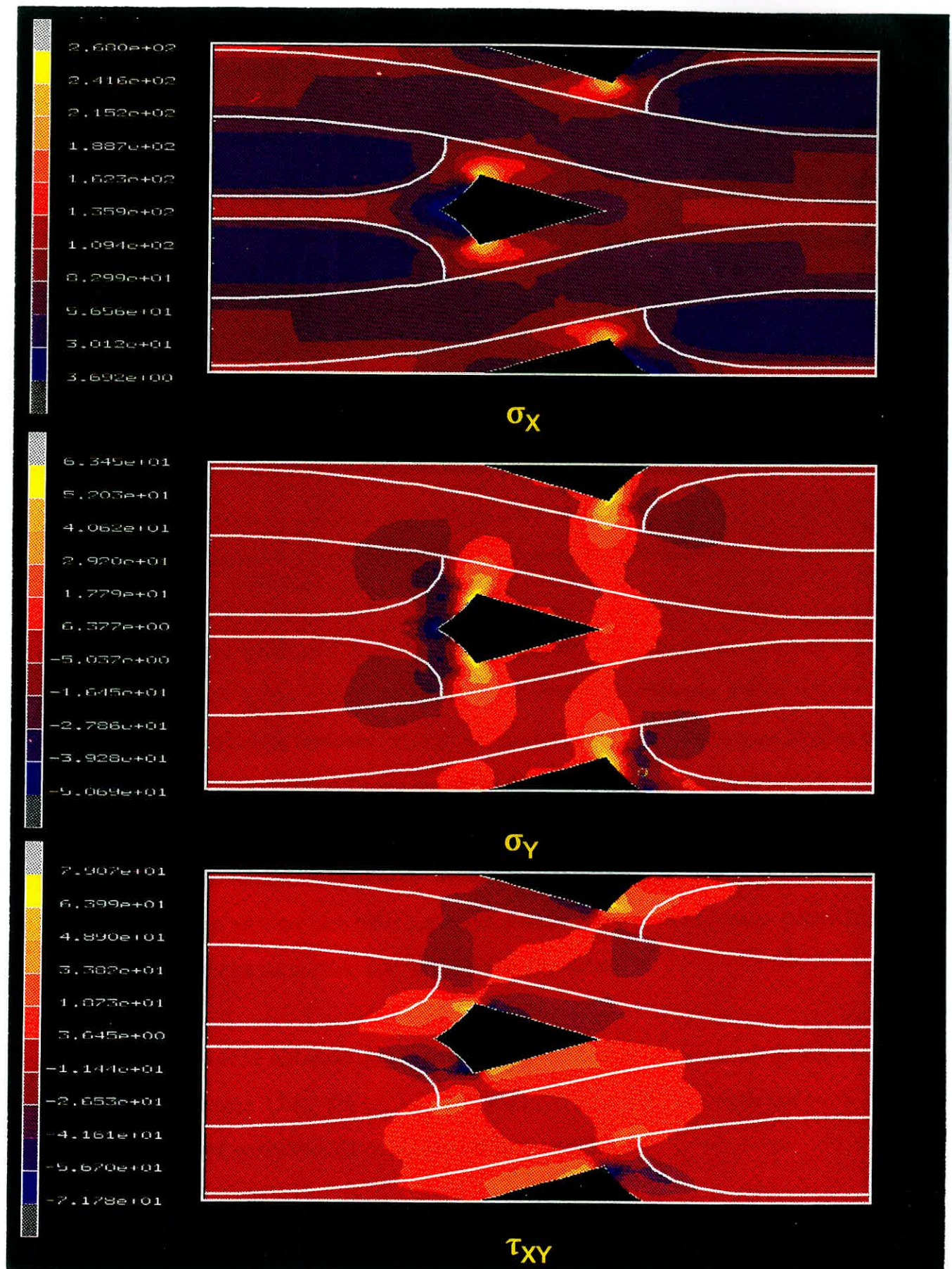


Figure 7. *Distribution des contraintes pour le modèle A (composante x,y et xy).*

Les figures 6 et 7 montrent que la **distribution des contraintes est fortement hétérogène**. Il apparaît des concentrations de contraintes en premier lieu aux pointes des singularités géométriques constituées principalement de la population préexistante des macropores (modèle A ; figure 6), puis à l'extrémité des fissures qui sont générées au fur et à mesure que les déformations augmentent (figure 6). La comparaison d'une cellule sans macropores avec une cellule comportant des macropores (figure 8), montre que la présence des macropores redistribue d'une manière significative le champ des contraintes. La création de concentration de contraintes aux angles contribue à réduire les contraintes dans les portions de matrice situées dans les régions où les fils se rapprochent (figure 8).

D'une manière générale la présence de concentrations de contraintes, puis de régions soumises à des fortes contraintes permet de **prévoir l'évolution de l'endommagement**. Les concentrations de contraintes observées aux angles des macropores aux faibles déformations (modèle A) sont supérieures à 300 MPa pour le maillage utilisé pour le calcul. On doit s'attendre à ce qu'elles soient supérieures à cette valeur à la pointe même des singularités. La présence de ces singularités indique de manière claire que les **angles des macropores** constituent les **sites privilégiés** de formation des **premières fissures**.

La rigidité totale obtenue pour ce modèle A ($E_a = 250$ GPa) est proche de la valeur expérimentale (240 GPa), ce qui montre que les caractéristiques des constituants ont été estimées de manière satisfaisante.

Ensuite, pour une déformation de 0,05 % (modèle B) les concentrations de contraintes obtenues à l'extrémité des fissures issues des macropores, montrent sans ambiguïté leur chemin ultérieur de propagation au travers des fils longitudinaux rencontrés.

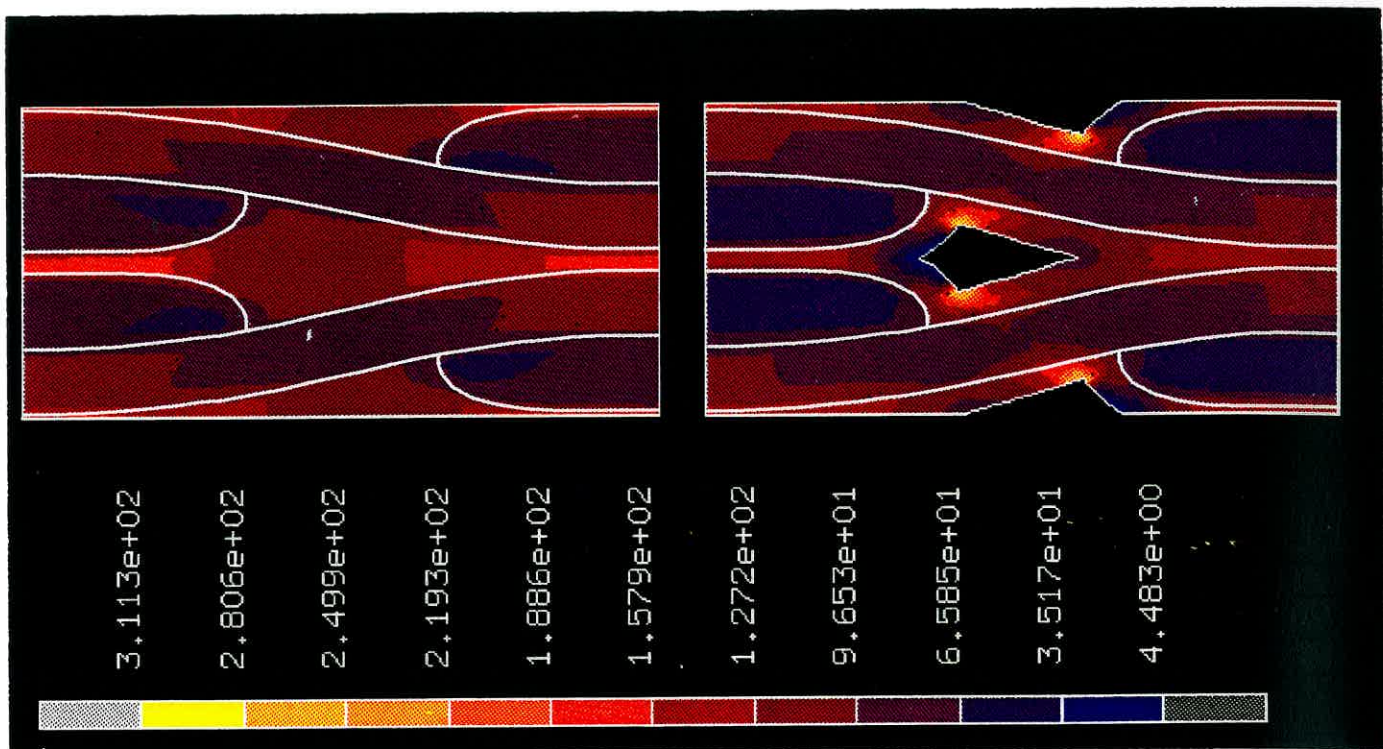


Figure 8. Comparaison du champ de contraintes (déformation =0,035%)
pour une configuration :
a) sans macropore,
b) avec macropore.

Pour une déformation de 0,07 % (modèle C), la concentration des contraintes subsiste à l'extrémité d'une sur deux des fissures incidentes. En effet, pour cette déformation la croissance d'une seule fissure sur deux à travers le fil a été simulée. Cette concentration de contraintes suggère que les deuxièmes fissures vont à leur tour traverser les fils longitudinaux.

Dans le modèle D, le calcul par éléments finis fait apparaître des fortes contraintes au sein des fils longitudinaux, à l'aplomb des fissures issues des macropores. On observe également des contraintes élevées dans la matrice située à l'endroit où les mèches longitudinales se rapprochent en raison du tissage. La présence de ces contraintes plus élevées permet de penser que cette zone pourrait constituer le lieu de formation de fissures.

Toutefois, le niveau des contraintes ne permet pas de déterminer si les conditions sont réunies pour que des fissures se forment en ces points.

Pour une déformation de 0,12 % (modèle E), des concentrations de contraintes supplémentaires sont observées dans les fils longitudinaux à l'endroit où les ondulations les font se rapprocher. Ces concentrations sont situées à la pointe des fissures qui ont été introduites dans la bande de matrice. Elles suggèrent que ces fissures incidentes vont traverser les fils longitudinaux.

Ce modèle correspond à la fin de la première famille de fissuration ; l'observation expérimentale des éprouvettes de traction a montré en effet que les fissures ont connecté tous les macropores entre eux. En outre, à ce niveau de déformation, le matériau réel possède environ un fil transversal sur deux fissuré. L'analyse du champ de contraintes obtenu pour le modèle D ne permet pas de prévoir la formation de cette deuxième famille de fissures, car les fils

transversaux ne présentent ni surcontraintes ni un niveau de contrainte élevé : le niveau moyen observé au sein des fils transversaux est même plutôt faible (de l'ordre de 80 MPa).

Ensuite, pour des déformations supérieures à 0,2 % (modèles F, G, H) tous les fils transversaux ont été considérés fissurés. Le calcul par éléments finis montre que les contraintes au sein des fils augmentent, indiquant que la fissuration intrafil s'étend autour des premières fissures.

Pour une déformation de 1 % (modèle H) la fissuration est saturée, la décohésion fibre-matrice est quasiment généralisée le long des fils. Seules les fibres supportent la charge, le reste du matériau ne pouvant plus être rechargé ne participe plus à la rigidité. Le module de rigidité calculé pour cette configuration est proche de celui calculé au chapitre précédent à partir d'une loi des mélanges qui suppose les fibres rectilignes et alignées. Ceci suggère également que l'ondulation des fibres joue un rôle mineur sur la variation de la rigidité compte tenu probablement de sa faible courbure. L'angle maximum est de l'ordre de 10°. Des simulations du comportement de matériaux 2D SiC/SiC ont déjà donné des résultats satisfaisant sans prendre en compte les ondulations du tissage [8] .

III.2 DISTRIBUTION DES PROBABILITES DE RUPTURE

La figure 9 montre les distributions de probabilité de rupture obtenues pour chaque mode d'endommagement (simulation 2). Les diagrammes de distribution de probabilité permettent de prévoir aisément l'évolution de l'endommagement, en accord avec les observations expérimentales, les régions à forte probabilité de rupture indiquant les sites privilégiés de fissuration.

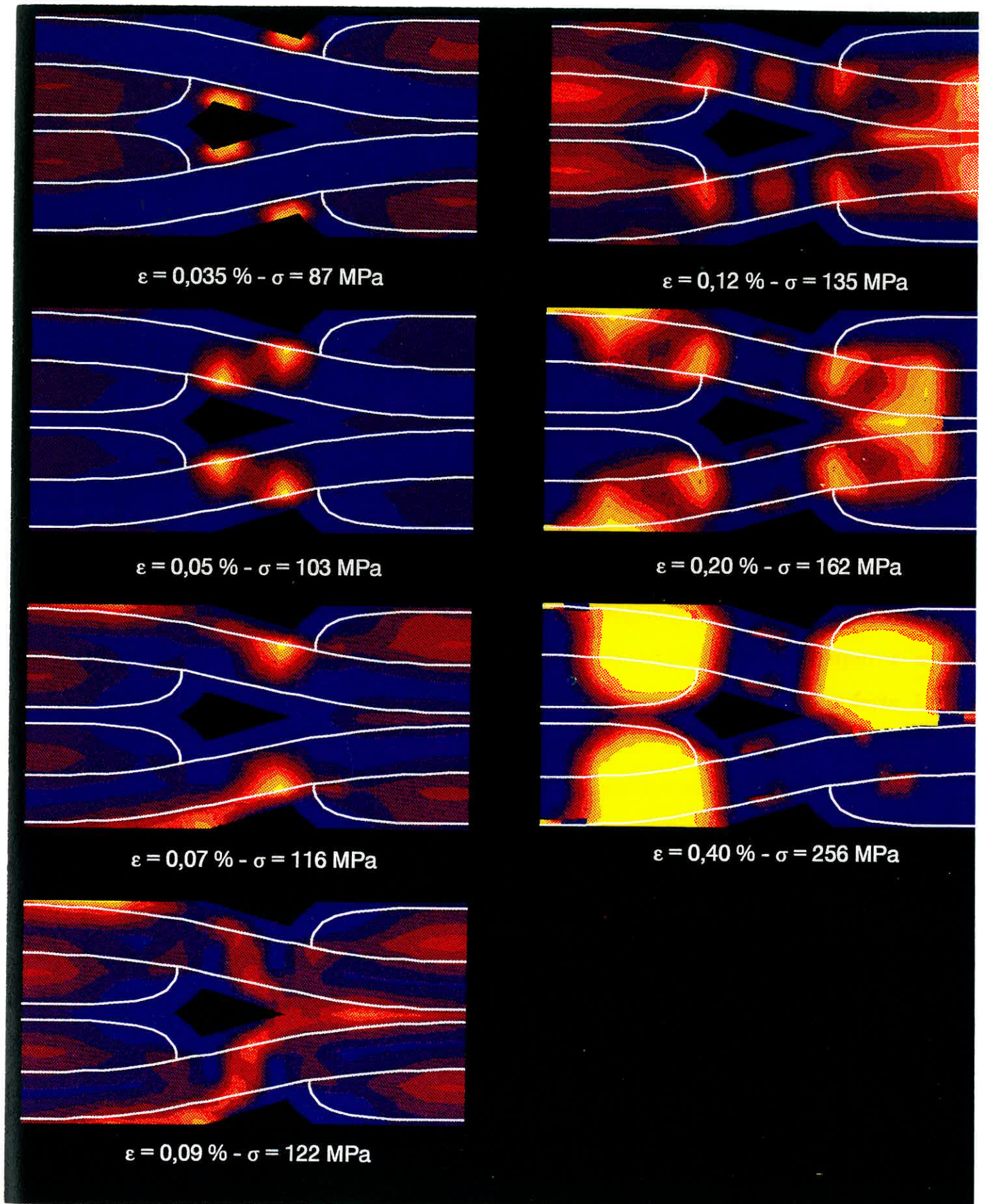


Figure 9. *Distribution des probabilités de rupture (simulation).*

Ainsi les calculs montrent que les probabilités de rupture les plus élevées sont observées au voisinage des macropores (modèle A), à l'extrémité des fissures issues des macropores (modèles B et C), dans les fils transversaux et dans la matrice située dans les régions où les fils longitudinaux se rapprochent (modèle D), puis dans les parties des fils longitudinaux situées en face de la deuxième famille de fissures intrafil et des fissures créées dans les fils transversaux (modèles E, F, G).

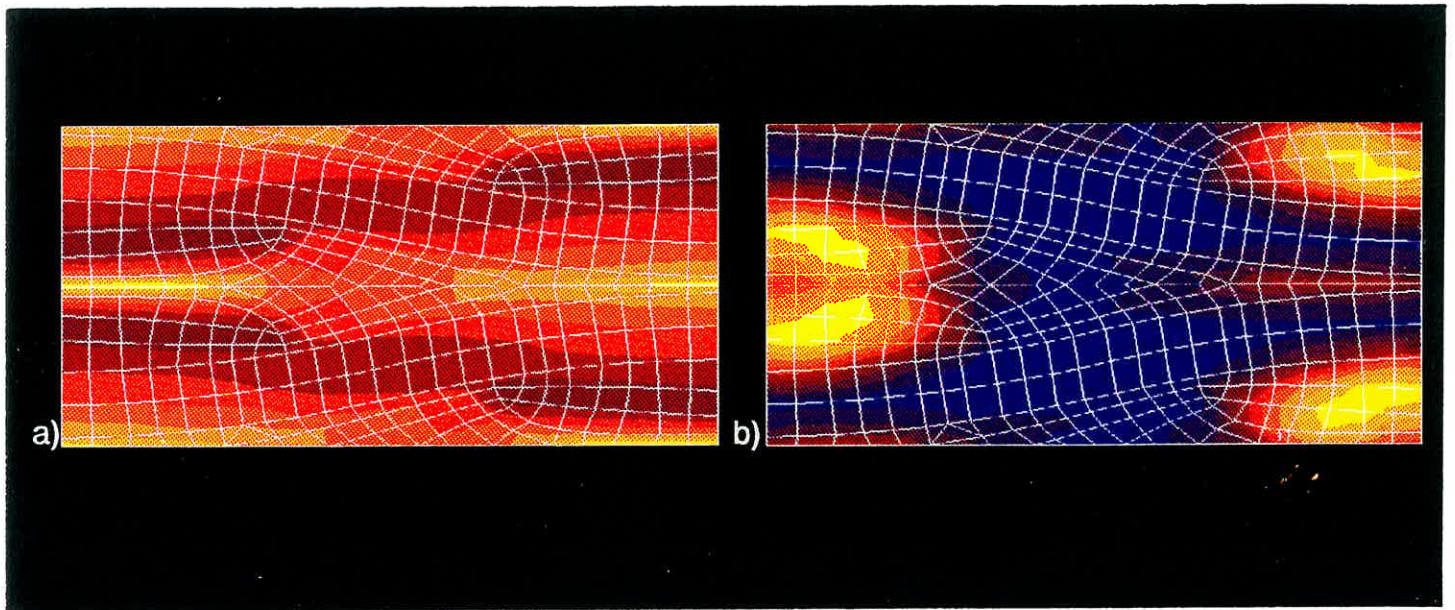
Il y a lieu de souligner qu'une différence fondamentale apparaît ici par comparaison avec la distribution des contraintes. Ainsi la distribution des probabilités de rupture permet de **prévoir la rupture des fils transversaux**. Ainsi, dès une déformation de 0.035%, les fils transversaux présentent une probabilité de rupture de la matrice supérieure à celle des fils longitudinaux. Ceci est en accord avec la séquence d'endommagement réel. Les angles des macropores en concentrant les contraintes possèdent normalement la probabilité la plus forte. La deuxième configuration (0,05%) confirme que la zone située entre deux fissures consécutives de la première famille engendrera préférentiellement de nouvelles fissures. Ce phénomène est d'autant plus marqué que la déformation augmente. A 0,12% de déformation le voisinage du macropore ne présente plus la possibilité de générer un endommagement. Les deux fils transversaux restants ont une probabilité de rupture importante ainsi que dans les fils longitudinaux suggérant le début de la fissuration intra-fil. Les zones à risques étant en priorité les points d'appuis entre le fil transversal et longitudinal ainsi qu'entre les fissures de la première famille. A partir de 0,2% de déformation il ne reste plus que le développement des fissures intra-fil, le reste du matériau ne peut plus se fissurer car il est isolé du renfort fibreux par la décohésion fibre/matrice.

Le calcul de la probabilité de rupture réalisé pour une cellule élémentaire ne possédant pas de macropore montre que les probabilités de rupture les plus élevées sont obtenues pour les fils transversaux (figure 10). Ce résultat suggère que les premières fissures sont susceptibles de se former au sein des fils transversaux dès les faibles déformations. Par contre il n'est pas possible pour l'instant de préjuger du comportement ultérieur car il faudrait déterminer la courbe de comportement complète . Ce qui n'a pas été fait.

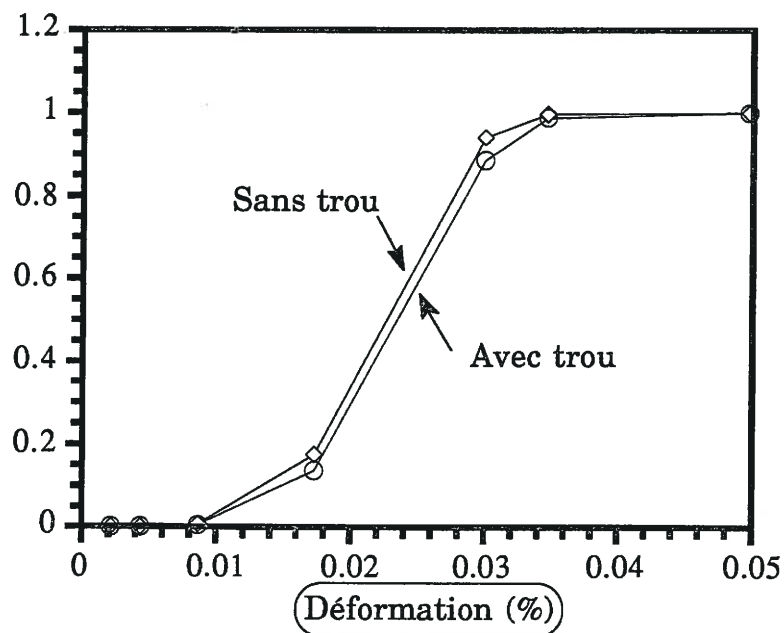
IV VALIDATION ET CONSEQUENCES

IV.1 MODULES APPARENTS

Les modules apparents calculés à partir de la distribution des contraintes obtenue pour chaque déformation imposée, sont présentés à la figure 11. Dans la simulation notée 1, la décohésion fibre-matrice à la périphérie des fils induite par les fissures issues des macropores n'a pas été considérée. Cela n'affecte pas le module apparent jusqu'à une déformation de 0.04%. Par contre, pour des déformations supérieures à 0.04%, le module apparent est supérieur à celui déterminé expérimentalement. Ce résultat traduit simplement le fait que l'influence de la décohésion fibre/matrice sur les déformations devient effective lorsqu'un nombre suffisant de fissures issues de macropores sont présentes au sein du composite. La simulation notée 2, qui prend en compte cette décohésion fibre/matrice, fournit des modules apparents qui sont en excellent accord avec les résultats expérimentaux. Cet accord indique que les caractéristiques des constituants utilisées pour le calcul sont satisfaisantes. Il montre en outre que la décohésion fibre/matrice générée par les fissures formées à partir des macropores ou des fils transversaux, affecte la rigidité du matériau. Ceci



Probabilité globale



c) **Figure 10.** Distribution des probabilité dans une cellule sans macropore : a) champ de contraintes, b) champ de probabilités, c) variation de la probabilité globale en fonction de la déformation.

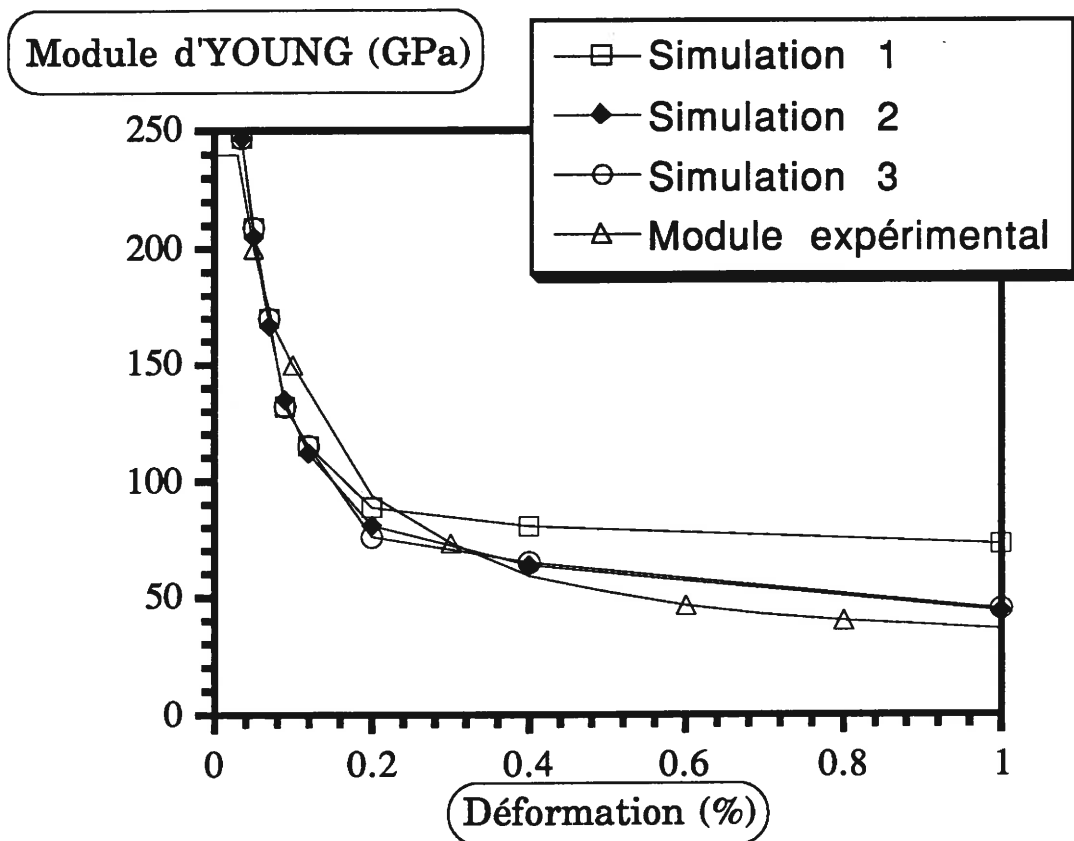


Figure 11. *Comparaison des modules d'YOUNG calculés et réel en fonction de la déformation dans le sens x:
simulation 1 : configuration en opposition sans décohésion,
simulation 2 : configuration en opposition avec décohésion,
simulation 3 : configuration en parallèle avec décohésion.*

confirme que, après saturation des deux premiers modes de fissuration, le comportement mécanique est dicté par les fils longitudinaux.

La simulation 3 correspond à une cellule élémentaire dans laquelle les fils sont en parallèle. L'écart très faible observé avec les résultats de la simulation 2 indique que l'assemblage des strates les unes par rapport aux autres affecte peu la rigidité, toutes choses étant égales par ailleurs.

IV.2 LES DEFORMATIONS TRANSVERSALES

La figure 12 montre l'évolution de la déformation transversale ϵ_z en fonction de la déformation longitudinale ϵ_x . La courbe $\epsilon_z(\epsilon_x)$ indique les mêmes tendances que la courbe expérimentale [4] des variations transversales suivant la direction y jusqu'à une déformation (ϵ_x) de l'ordre de 0,2 %.

La figure 12 confirme donc les résultats expérimentaux. Elle montre que le sens des déformations transversales s'inverse lorsque la déformation longitudinale appliquée devient supérieure à environ 0.2%. Cet effet a été attribué à l'extension de la décohésion fibre matrice [4], qui permet au composite de gonfler dans le sens transversal.

Ici, l'inversion des déformations transversales coïncide avec l'introduction de décohésions interfaciales dans les fils longitudinaux ($\epsilon = 0.2\%$). Il y a lieu de noter que la contraction par effet Poisson se ralentit dès que l'on introduit les décohésions induites par les fissures issues des macropores ($\epsilon = 0.07\%$).

Ensuite, les déformations transversales augmentent au fur et à mesure que les décohésions interfaciales imposées pour les calculs pour tenir compte de

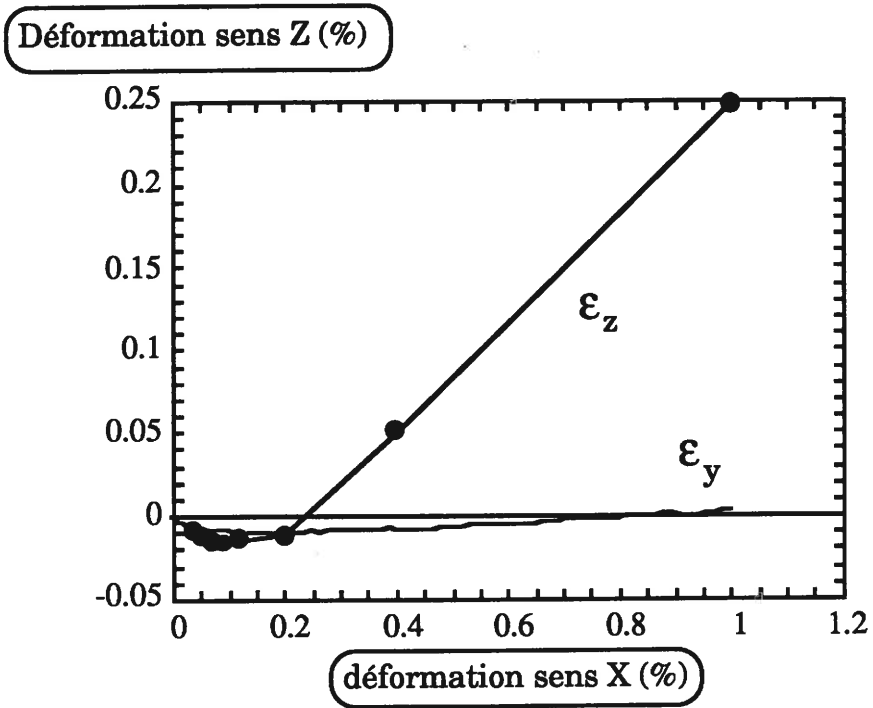


Figure 12 : Evolution de la déformation dans le sens Z.

l'endommagement croissant dans les fils longitudinaux, deviennent de plus en plus significatives.

Les résultats du calcul confirment donc la contribution prépondérante des décohésions interfaciales sur les déformations transversales. En outre, l'excellent accord observé entre les mesures de ϵ_y et les valeurs de ϵ_z obtenues par le calcul constitue une confirmation supplémentaire de ce point.

IV.3 PREVISION DE LA COURBE DE COMPORTEMENT

Les courbes de comportement de la figure 13 représentent les valeurs de σ_{moy} (équation (9)), obtenues pour chaque déformation imposée. On notera que la courbe ainsi calculée, en considérant des décohésions fibre/matrice (simulation 2) se superpose de manière relativement satisfaisante sur la courbe expérimentale déterminée pour le matériau B. Ce résultat confirme à nouveau la pertinence des caractéristiques mécaniques utilisées dans les calculs. Les différences qui apparaissent peuvent être attribuées au fait que le calcul considère une cellule élémentaire, alors que dans le composite, les cellules correspondantes ne sont pas toutes identiques de sorte que les séquences d'endommagement se produisent avec un certain décalage d'une cellule à l'autre. Ainsi, localement, les fissures issues de certains macropores peuvent avoir traversé les fils longitudinaux, alors que des fissures ne sont pas encore apparues aux angles d'autres macropores. Au contraire, dans la cellule élémentaire, le processus d'endommagement est hiérarchisé. C'est ce qui explique que le changement de courbure aux alentours de 0,2% soit aussi net [4].

Les différences entre la courbe expérimentale et la prévision peuvent aussi résulter d'un effet d'échelle. En effet, les fissures issues des macropores peuvent

Contrainte (MPa)

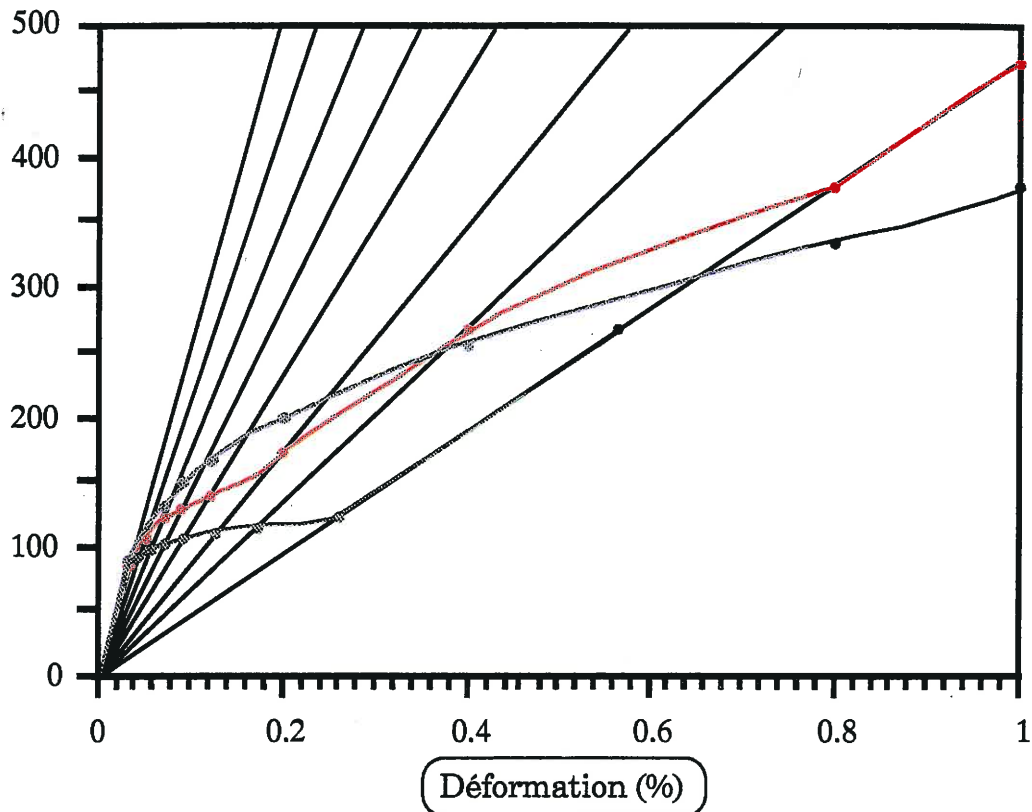


Figure 13. *Construction de courbes de comportement.*
Courbe bleue : courbe expérimentale,
Courbe rouge : courbe simulée,
Courbe verte : simulation d'un comportement à plateau (interface faible).

probablement des variantes. Il est toutefois intéressant de noter que pour les faibles valeurs de l_d/L ($<0,025$) le comportement des microcomposites est proche. De plus, une contrainte de rupture minimale de l'ordre de 900 et 500 MPa pour la fibre et la matrice est observée comme dans l'approche analytique.

La figure 13 illustre l'influence des caractéristiques de la **liaison interfaciale** sur les courbes contraintes/déformations du microcomposite. Les résultats confirment les tendances observées expérimentalement sur des composites 2D SiC/SiC [7,8]. Les contraintes les plus importantes ont été obtenues pour les valeurs élevées de τ_0 . Pour les faibles valeurs de τ_0 , les courbes présentent un **plateau**, alors que le domaine non-linéaire est très étendu pour les valeurs élevées de τ_0 . L'influence de la progression de la décohésion est manifeste seulement pour les plus faibles valeurs de τ_0 , après saturation de la fissuration matricielle.

La figure 14 montre que la courbe de comportement obtenue pour une valeur de τ_0 de l'ordre de 10 MPa s'apparente à celles qui ont été observées pour le composite A [7]. Le plateau est d'autant plus marqué que τ_0 est faible. Pour $\tau_0 = 1$ MPa, la courbe a une forme similaire à celle des matériaux ayant subi un vieillissement thermique [7,9]. Au contraire, le comportement devient semblable à celui du matériau B pour des valeurs de τ_0 de l'ordre de 100 à 150 MPa [7,8].

Il y a lieu de souligner que les déformations sont comparables à celles qui ont été mesurées sur les composites 2D SiC/SiC.

La figure 15 montre l'influence du frottement fibre/matrice le long des décohésions, sur le comportement mécanique. Il apparaît que la **courbe à plateau** est obtenue pour les **valeurs les plus grandes de β** , c'est à dire lorsque le frottement se produit sur une fraction faible de la longueur de décohésion.

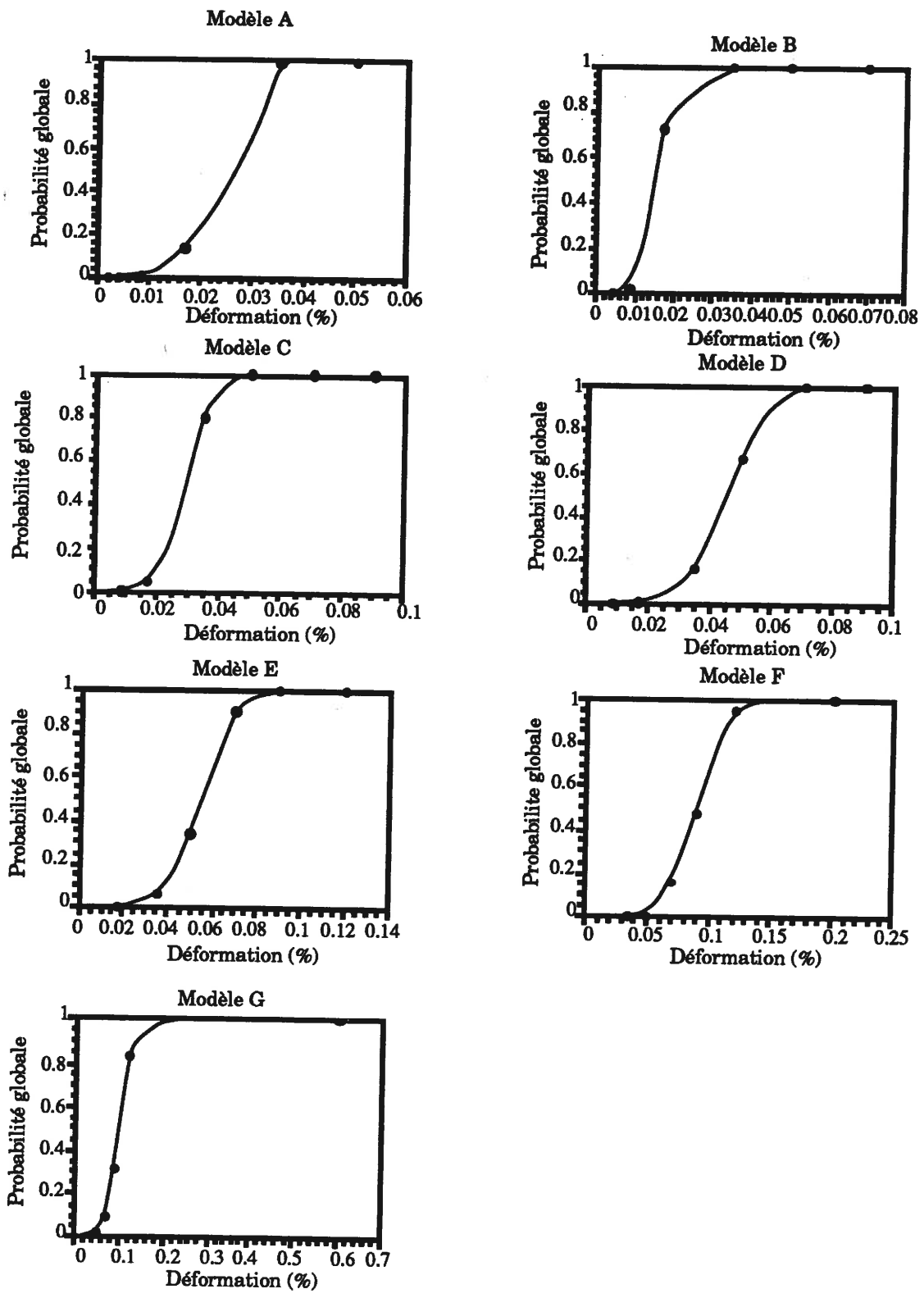


Figure 14. Probabilité globale pour chaque modèle en fonction de la déformation.

probabilité qu'il se forme une fissure dans la matrice. Lorsque la probabilité est égale à 1, cela signifie qu'une rupture se produira à coup sûr. Pour des probabilités inférieures à 1, la fissure ne se produira que dans une fraction des échantillons. La distribution des probabilités discutée dans le paragraphe précédent quant à elle montre la position exacte de la fissure correspondante. Par conséquent, sur la base seule des distributions de probabilité de rupture et des probabilités globales, il est possible de simuler l'endommagement du composite. Aucun critère extérieur n'est nécessaire. Il suffit pour cela d'introduire, lorsque la probabilité globale atteint une valeur fixée, une ou plusieurs fissures dans le maillage, à l'endroit où la probabilité est maximale et présente un gradient important. Si l'on choisit les valeurs de 1 pour la probabilité globale, l'endommagement simulé se produira à coup sûr dans tous les échantillons. Si l'on choisit une valeur plus faible, il représentera le comportement d'une fraction des échantillons.

La valeur 1 constitue un critère intéressant. On vérifie aisément pour cette valeur de 1 que l'on peut reconstituer intégralement la séquence d'endommagement identifiée expérimentalement.

Ainsi, pour le modèle A, la probabilité de 1 est obtenue pour des déformations supérieures à 0,035 %. A ce stade les probabilités sont maximales aux angles des macropores. On peut donc générer des fissures aux angles de ces macropores, ce qui constitue le modèle B précédemment examiné. Pour ce modèle B, la probabilité de 1 est obtenue pour des déformations supérieures à 0,04 %. La distribution des probabilités indique que l'endommagement doit préférentiellement se poursuivre aux pointes des fissures précédentes, ce qui conduit au modèle d'endommagement suivant, C. Et ainsi de suite on reconstitue la séquence d'endommagement identifiée expérimentalement. On peut se livrer

au même exercice pour n'importe quelle valeur de la probabilité globale. Les endommagements ainsi simulés seront, suivant le cas, soit hautement soit faiblement probables. On peut en déduire la courbe de comportement correspondante, pour une probabilité globale donnée. Pour cela il suffit de tracer les valeurs des déformations imposées dans chaque modèle d'endommagement, pour une valeur donnée de la probabilité globale de rupture, en fonction des valeurs correspondantes de la contrainte σ_{moy} . La figure 15 montre les courbes ainsi obtenues. Il y a lieu d'indiquer que ces courbes ne présentent pas la totalité des courbes de comportement car la déformation des fibres après saturation du processus de multifissuration de la matrice n'est pas considérée ici.

L'examen de la figure 16 montre, que pour les déformation imposées pour les calculs, la probabilité globale obtenue est toujours égale à 1. Ce qui signifie que les déformations sont telles que l'endommagement doit se produire à coup sûr. Ce résultat est légitime. Il est conforme à la démarche qui a été suivie lors de l'identification des modes d'endommagement en fonction des déformations, lesquelles déformations ont ensuite été choisies comme conditions aux limites pour les calculs. A ces déformations, l'endommagement observé était bien développé dans tous les échantillons. Il s'était donc produit à coup sûr, ce qui correspond à une probabilité globale de 1.

Parmi l'ensemble des courbes présentées à figure 14, les plus intéressantes concernent le modèle A et le modèle G. La courbe de probabilité du modèle A montre que l'endommagement est susceptible de se produire dès les faibles déformations (0.01 %). Il est intéressant de noter que la limite de linéarité observée expérimentalement ($\epsilon_x = 0.025$ %) coïncide avec une probabilité globale proche de 1. Ce qui indique que la limite de linéarité est atteinte lorsque la fissuration à partir de tous les angles des macropores se produit à coup sûr.

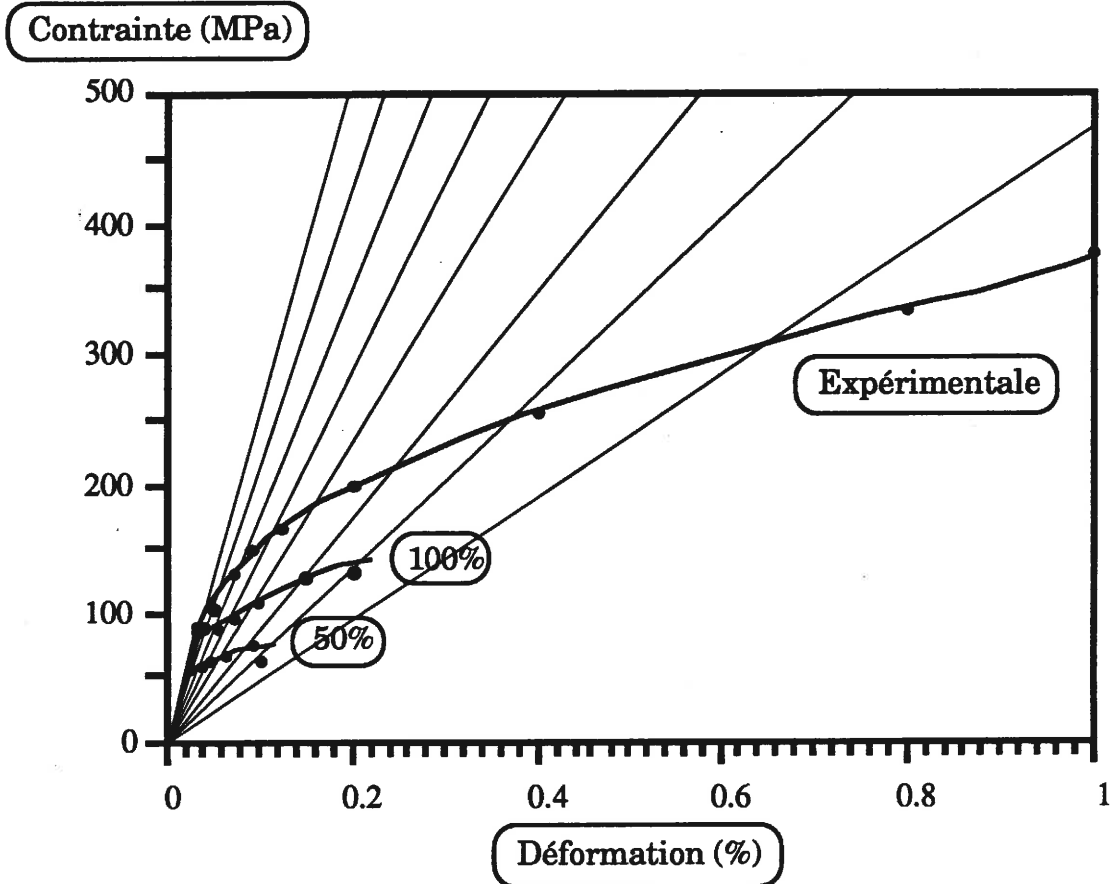


Figure 15. Courbes de comportement en fonction de la probabilité globale de rupture déduites des calculs de la probabilité de rupture..

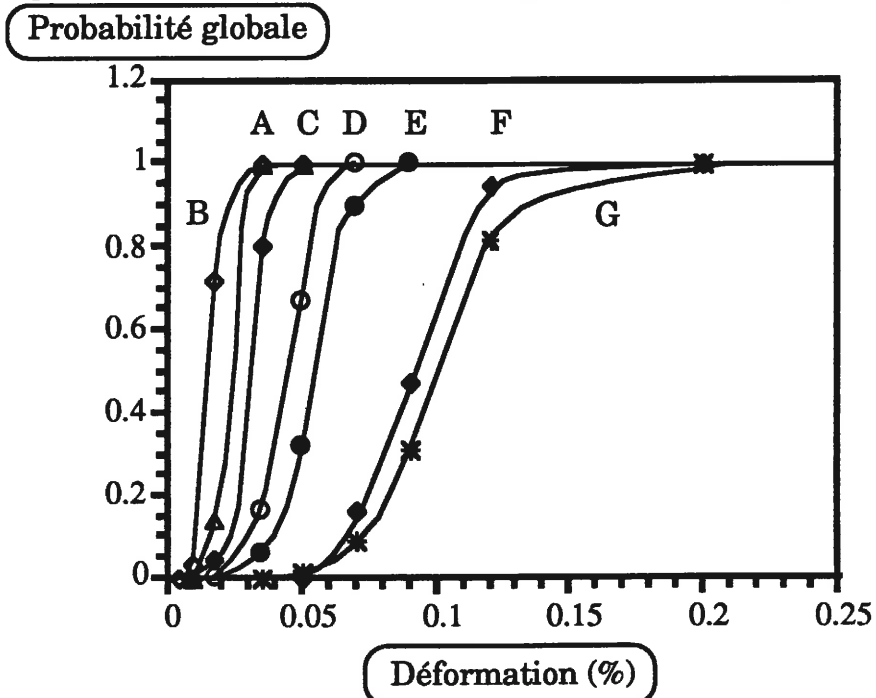


Figure 16. Probabilités globales pour chaque modèle en fonction de la déformation.

La courbe de probabilité globale du modèle G, représente la probabilité que les fils longitudinaux s'endommagent en dehors des zones d'endommagement induites par les fissures issues des macropores ou des fils transversaux. Elle caractérise donc les conditions pour lesquelles le comportement devient effectivement dicté par les fils longitudinaux seuls. La probabilité globale atteint la valeur de 1 lorsque la déformation excède 0.2%. En deçà de 0,2%, les fils longitudinaux deviennent prépondérants dans une fraction des échantillons seulement. Il est important de souligner que cette **déformation remarquable de 0,2%** a été identifiée expérimentalement comme étant d'une part la limite de rupture du matériau C lorsque les fils longitudinaux commencent à s'endommager et d'autre part, le début de la contribution des fils longitudinaux dans le matériau B. Il apparaît donc que la probabilité globale est en accord avec les observations expérimentales, ce qui constitue une confirmation supplémentaire de la validité des calculs, et de la pertinence des caractéristiques des constituants. L'ensemble de ces résultats démontre que le concept de probabilité permet de prévoir le comportement non linéaire du composite à partir des caractéristiques des constituants, en présence de contraintes localement multiaxiales.

La courbe de probabilité du modèle G montre que dans certains échantillons les phases d'endommagement précédentes sont effectives dès 0.1%. Ce qui indique que les modes d'endommagement ne sont pas hiérarchisés dans l'ensemble du matériau, car la séquence d'endommagement peut se produire avec un certain décalage d'un point à l'autre des échantillons.

V CONCLUSION

Il a donc été démontré que le comportement non-linéaire d'un matériau composite 2D tissé peut être simulé à partir des caractéristiques de ses constituants. Ici, pour tenir compte de la complexité microstructurale du matériau et de la complexité du champ des contraintes, une approche numérique fondée sur la méthode des éléments finis a été utilisée. Dans un premier temps, la distribution des contraintes a été déterminée grâce au logiciel MARC. Dans un second temps, les probabilités de rupture ont été calculées grâce au post processeur statistique FLAG.

Les caractéristiques des constituants ont été déduites d'essais de traction réalisés par ailleurs sur des microcomposites et sur des mèches infiltrées.

La séquence d'endommagement par multifissuration identifiée expérimentalement a été reproduite par la technique de relâchement de noeuds au sein du maillage. Les distributions de contraintes calculées à chaque étape d'endommagement étaient généralement en excellent accord avec l'observation et permettaient, dans la plupart des cas de prévoir chaque étape successivement. Cependant, cet exercice de prévision à partir de la distribution des contraintes a présenté quelques limites, puisqu'il n'a pas été possible de prévoir certaines des phases d'endommagement telles que la fissuration des fils transversaux. Les courbes de comportement, les modules apparents et les déformations transversales, dérivés des calculs de contraintes étaient en excellent accord avec les résultats expérimentaux confirmant ainsi la pertinence des caractéristiques des constituants utilisées pour le calcul. La comparaison des résultats des calculs et de l'expérience montre l'influence de la multifissuration de la matrice sur le

comportement non-linéaire du composite. En particulier, il est apparu que les deux premières familles de fissures (fissures issues des macropores et fissures au sein des fils transversaux) sont les plus pénalisantes pour le module d'YOUNG. L'influence prépondérante de la décohésion fibre/matrice sur la courbe de comportement a de nouveau été mise en évidence. Ainsi, elle isole progressivement la matrice du renfort fibreux qui contrôle le comportement mécanique pour des déformations supérieures à 0,2% puisqu'elle permet au matériau de se déformer dans le sens transversal.

Le calcul des probabilités de rupture a permis de prévoir toutes les phases d'endommagement, y compris la fissuration des fils transversaux, qui ne pouvait pas être identifiée à partir de la distribution des contraintes. La distribution des probabilités de rupture montre les sites privilégiés de formation de fissures, tandis que la probabilité globale de rupture caractérise les chances de formation de fissures au sein de la matrice. Il a été démontré qu'il est par conséquent possible de simuler le comportement d'un composite sur la base seule des distributions de probabilité de rupture, et de la probabilité globale de rupture. Un critère macroscopique tel que des valeurs critiques de la déformation à rupture n'est pas nécessaire. Il a été ainsi possible de calculer le domaine non-linéaire de la courbe de comportement, en fonction de la probabilité de rupture.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] **BARNETT, R.L, HERMANN, P.C., WINGFIELD, J.R., CONNORS, C.L.,** "Fracture of Brittle Materials under Transient Mechanical and Thermal Loading" Air Force Flight Dynamics Lab/TR-66-220.
- [2] **LAMON, J., EVANS, A., G.,**"Statistical Analysis of Bending Strngths for Brittle Solids : A Multiaxial Fracture Problem" J. Amer Ceram Soc, 1983, Vol.66, n°3, p 177-182.
- [3] **LAMON, J.,** "Probabilistic Failure Predictions in Brittle Materials under Multiaxial Loading." Probamat Workshop, "Probabilities and Materials ; Test, Models and Applications" Laboratoire de Mécanique et de Technologie, Ecole Normale Supérieure de Cachan, France, 23-25 Novembre 1993.
- [4] **GUILLAUMAT, L.,** "Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique", Thèse de doctorat : Université de BORDEAUX I, n° 1056, 1994.
- [5] **LISSART, N.** Communication interne
- [6] **LAMON, J., LISSART, N., RECHINIAC. C., ROACH, D.H., JOUIN, J.M.,** "Micromechanical and Statistical Approach to the behavior of CMC's" Ceramic Engineering & Science Proceedings, Proceedings of the 17 th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Cocoa Beach, FL, January 10-15, p 1115-1124, 1993.

[7] BASTE, S., GERARD, A., ROUX, J., "Modélisation et mesure ultrasonore de l'endommagement anisotrope" Revue des composites et des matériaux avancés, Vol 3, numéro hors série, J.L. CHERMANT, G.FANTOZZI, Ed HERMES, PARIS, 1993,p 129-144.

[8] AUBARD, X., "Modélisation et identification du comportement mécanique des matériaux composites 2D SiC-SiC." Thèse de doctorat : Université de PARIS VI, 1992.

SOMMAIRE

I INTRODUCTION

II PRESENTATION DU SOUS

II.1 APPROCHE MECHANIQUE

II.2 APPROCHE STATISTIQUE PROBABILISTE

III SIMULATION

III.1 APPROCHE FONDUE SUR LA PROBABILITE LOCALE

III.2 APPROCHE FONDUE SUR LA

PROBABILITE GLOBALE

III.3 APPLICATIONS DES SIMULATIONS

SIMULATION DU COMPORTEMENT

IV

MECANIQUE A L'ECHELLE DU

PROBABILITE LOCALE

MICROCOMPOSITE

V INDEX

VI CONCLUSION

VII BIBLIOGRAPHIE

(Projet d'article : J. Lamon co-auteur)

SOMMAIRE

I INTRODUCTION	1
II PRESENTATION DU MODELE	2
II.1 APPROCHE MICROMECHANIQUE	3
II.2 APPROCHE STATISTIQUE-PROBABILISTE	7
III SIMULATION	
III.1 APPROCHE FONDEE SUR LA PROBABILITE LOCALE	12
III.2 APPROCHE ANALYTIQUE FONDEE SUR LA PROBABILITE GLOBALE	15
III.3 APPLICATION AU MICROCOMPOSITE SiC/SiC	15
IV RESULTATS	
IV.1 APPROCHE FONDEE SUR LA PROBABILITE GLOBALE	17
IV.2 APPROCHE NUMERIQUE FONDEE SUR LA PROBABILITE LOCALE	19
V DISCUSSION	22
VI CONCLUSION	25
BIBLIOGRAPHIE	27

I INTRODUCTION

Les chapitres précédents ont démontré le rôle clé du couple interphase-fibre sur le comportement mécanique du composite. La multifissuration de la matrice est donc fortement influencée par la **longueur de décohésion** qui se produit entre la fibre et la matrice. Une étude fine des mécanismes interfaciaux ne peut être conduite sur le matériau composite lui-même compte tenu de la structure complexe du 2D tissé. Pour pallier cette difficulté le concept de **microcomposite** a été utilisé. Le microcomposite est l'entité la plus élémentaire qui puisse représenter un matériau composite. Le microcomposite est constitué d'une fibre entourée successivement d'une couche d'interphase (s'il y a lieu) et d'une couche de matrice dont l'épaisseur dépendra des fractions volumiques de fibre et de matrice désirées (fig. 1). Il permet d'évaluer d'une façon prospective la faisabilité d'une combinaison donnée fibre, interphase et matrice du double point de vue chimique et mécanique. Cette cellule élémentaire a fait l'objet de plusieurs travaux notamment pour comprendre et caractériser les phénomènes interfaciaux et la multifissuration de la matrice et la rupture des fibres [1-5]. La courbe de comportement du microcomposite reflète les interactions fibre/matrice, et en particulier dans le domaine non linéaire celles induites par la présence de fissures matricielles [1]. Dans le composite, le domaine non-linéaire ne reflète pas seulement ces interactions fibre/matrice. Il reflète en plus la présence des fissures formées dans la matrice interfil et dans les fils transversaux, avant qu'elles aient pénétré au sein des fils longitudinaux. La contribution des interactions fibre/matrice devient effective dès que les fissures traversent les fils longitudinaux.

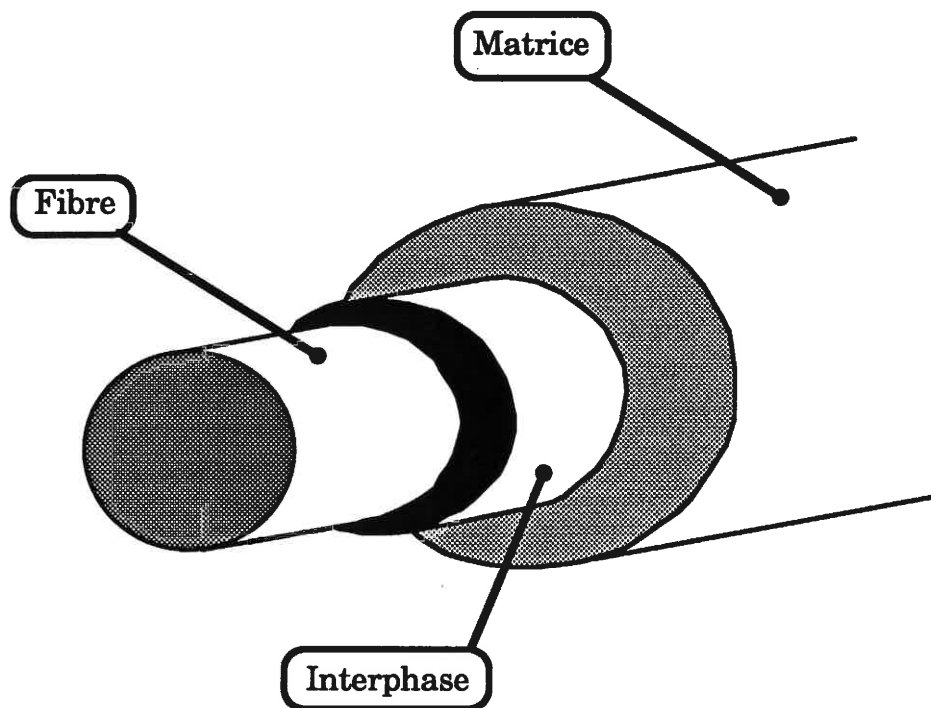


Figure 1. *Schéma d'un microcomposite.*

Bien que les constituants soient de nature céramique le comportement global du microcomposite n'est pas du type fragile en raison de l'interphase qui dévie le long de la fibre la fissure issue de la matrice.

Grâce au transfert de charge réalisé par l'interphase, les blocs de matrice non endommagés pourront aussi se fissurer à leur tour jusqu'à ce que le transfert devienne insuffisant en raison d'une décohésion interfaciale plus ou moins totale. La multifissuration de la matrice est provoquée par des défauts microstructuraux distribués de manière aléatoire. C'est pourquoi le modèle proposé ici présente à la fois un aspect **stochastique** pour prévoir les ruptures et un aspect **micromécanique** pour simuler les courbes de comportement.

La dispersion statistique des contraintes de rupture a déjà été traitée avec succès sur des matériaux céramiques à l'aide de la théorie du maillon le plus faible. Un certain nombre d'essais de traction ont été réalisés au laboratoire sur des microcomposites SiC/SiC [1,6]. Ils montrent que la distribution statistique des contraintes suit de manière satisfaisante une loi de WEIBULL et peut être attribuée à la présence d'une famille unique de défauts responsables de la rupture d'une part de la matrice et d'autre part de la fibre (fig. 2) [1].

II PRESENTATION DU MODELE

Le rôle de l'interphase sur le comportement sera donc symbolisé par une **longueur de décohésion** induite par la fissuration. Celle-ci sera considérée constante ou dépendante du niveau de contraintes appliqué au microcomposite. Dans ce cas, l'intensité des interactions dans la partie

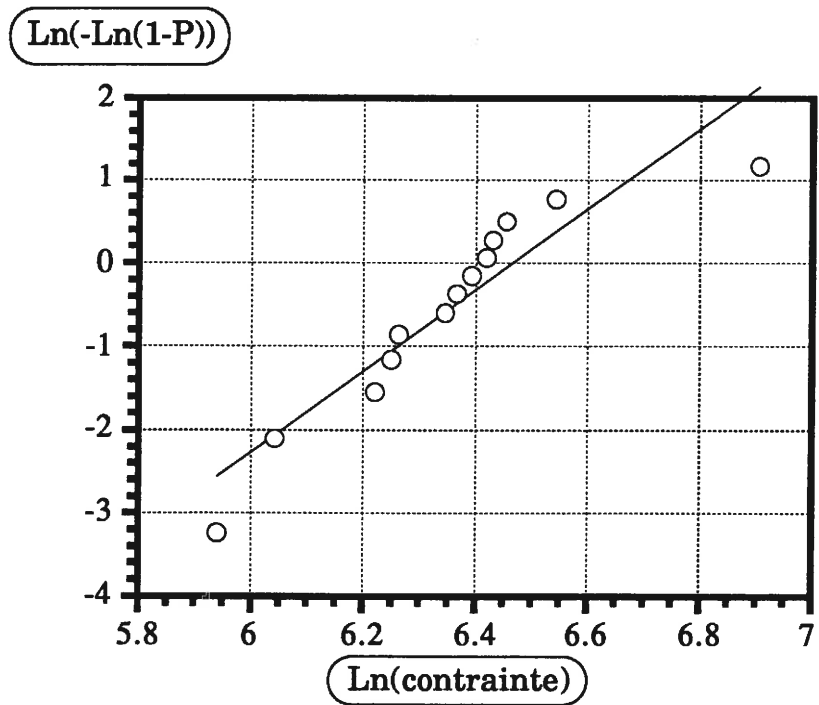


Figure 2. *Distribution statistique des contraintes de création de la première fissure matricielle dans un microcomposite SiC/C/SiC [1].*

décollée sera mesurée par la contrainte τ . Cette décohésion provoque une modification du champ de contraintes local. En effet, au droit de la fissure la fibre est soumise à une surcontrainte car elle supporte seule la charge alors que la matrice se trouve totalement déchargée. Lorsque la contrainte τ est supposée constante sur la longueur de décohésion, les contraintes dans la fibre et dans la matrice varient linéairement jusqu'à reprendre leur valeur nominale dans la zone où elles sont liées par l'interphase (fig. 3).

Le modèle repose sur les hypothèses suivantes :

- 1) le champ de contraintes appliqué sur l'ensemble du microcomposite est supposé uniaxial,
- 2) les décohésions entre la fibre et la matrice qui sont présentes de chaque côté des fissures matricielles seront supposées soit constantes soit dépendantes de la contrainte appliquée et de la valeur de la contrainte τ ,
- 3) les longueurs de décohésion ne se recouvrent pas,
- 4) la probabilité de rupture des blocs non endommagés de matrice et de fibre sera calculée à partir d'une loi de WEIBULL à 2 paramètres.

II.1 APPROCHE MICROMECHANIQUE

Mécaniquement, le microcomposite peut se décomposer en deux parties :

- 1) les zones intactes dans lesquelles la fibre et la matrice sont parfaitement liées,

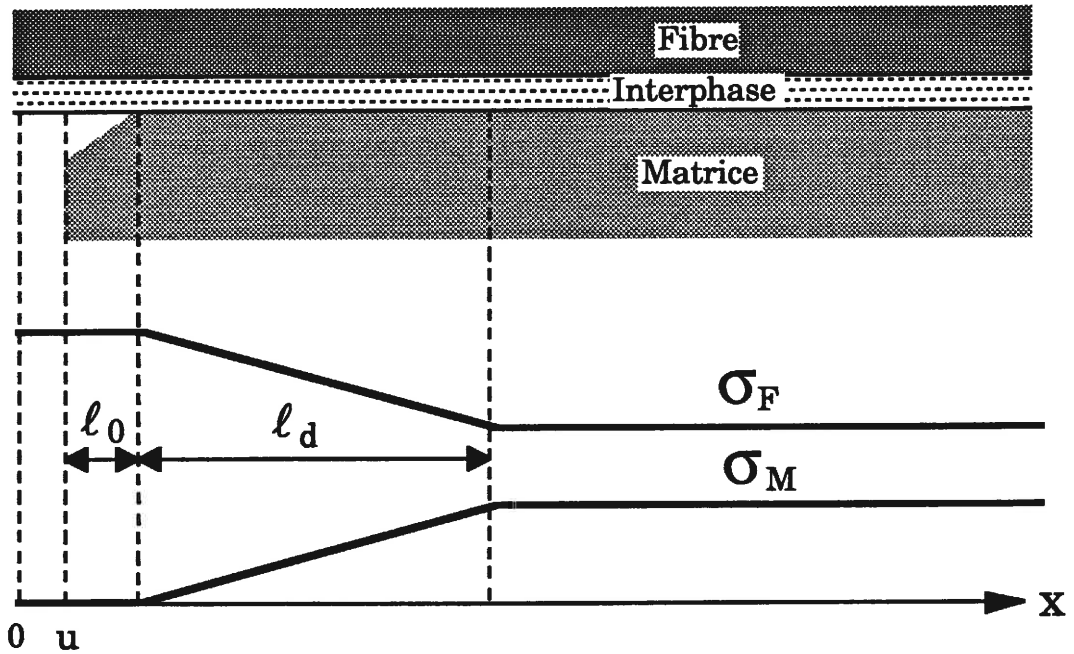


Figure 3. Profil des contraintes dans la fibre et dans la matrice au voisinage d'une fissure matricielle.

2) les zones fissurées dans lesquelles le champ de contraintes est modifié localement par la décohésion fibre/matrice.

Il convient, dans un premier temps, de définir les profils des contraintes pour la fibre et pour la matrice le long de la décohésion.

La condition d'équilibre entre la fibre et la matrice permet d'écrire :

$$\frac{d\sigma_F}{dx} = -\frac{2}{r_F} \tau \quad \frac{d\sigma_M}{dx} = \frac{2}{r_F} \tau \quad (1)$$

avec r_F : rayon de la fibre,

σ_F : contrainte s'exerçant dans la fibre,

τ : contrainte de cisaillement,

σ_M : contrainte dans la matrice.

La contrainte τ est décrite par une équation paramétrée pour prendre en compte d'une façon simple les différentes influences que peut subir le transfert de charge de la part du matériau :

$$\tau = (\tau_0 + k\sigma) \cdot \alpha(x) \quad (2)$$

Cette expression de τ contient :

1) une partie constante τ_0 suivant l'hypothèse utilisée généralement car les calculs se trouvent ainsi simplifiés,

2) une partie dépendant de la contrainte qui peut considérer d'éventuels effets radiaux induits par l'application de la contrainte axiale tels que l'effet POISSON, le frottement. La valeur de k peut être positive ou négative,

3) un facteur de pondération $\alpha(x)$ qui permet de représenter un profil variable par rapport à une valeur constante τ . La fonction créneau a été retenue pour $\alpha(x)$ car elle génère des expressions simples. La variable x varie de 0 à l_d et permettra de considérer un décollement total sur une longueur l_0 (fig. 4).

Ainsi, à partir des conditions d'équilibre entre la contrainte axiale appliquée et la contrainte de frottement sur la longueur de décohésion (équation (1)) il est possible d'obtenir la variation des contraintes dans la matrice (σ_M) et dans la fibre (σ_F) au voisinage des fissures. Dans le cas d'un transfert de charge constant τ_0 ces contraintes varient donc linéairement avec le chargement.

$$\sigma_F(x) = \frac{\sigma}{V_F} \left(1 - \frac{a}{1+a} \cdot \frac{x-u-l_0}{l_d-l_0} \right) \quad x \geq u+l_0 \quad (3)$$

$$\sigma_M(x) = \frac{\sigma}{1-V_F} \cdot \frac{a}{1+a} \cdot \frac{x-u-l_0}{l_d-l_0} \quad x \geq u+l_0 \quad (4)$$

avec l_d : longueur de décohésion,

u : demi ouverture de la fissure,

l_0 : longueur sur laquelle il n'y a aucun contact entre la fibre et la matrice.

σ est la contrainte appliquée au microcomposite ($\sigma = \frac{F}{A\mu}$ où F est la force appliquée et $A\mu$ la section du microcomposite).

Les conditions aux limites du système permettent d'obtenir la relation reliant la longueur de décohésion à la contrainte appliquée au microcomposite.

$$\sigma_F(0) = \frac{\sigma}{V_F} \quad ; \quad \sigma_F(u+l_d) = \frac{\sigma}{V_F \cdot (1+a)}$$

$$l_d = \frac{\sigma \cdot a \cdot r}{2 \cdot V_F \cdot (1+a) \cdot (1-\beta) \cdot (\tau_0 + k\sigma)} \quad \text{avec} \quad \beta = \frac{l_0}{l_d} \quad (5)$$

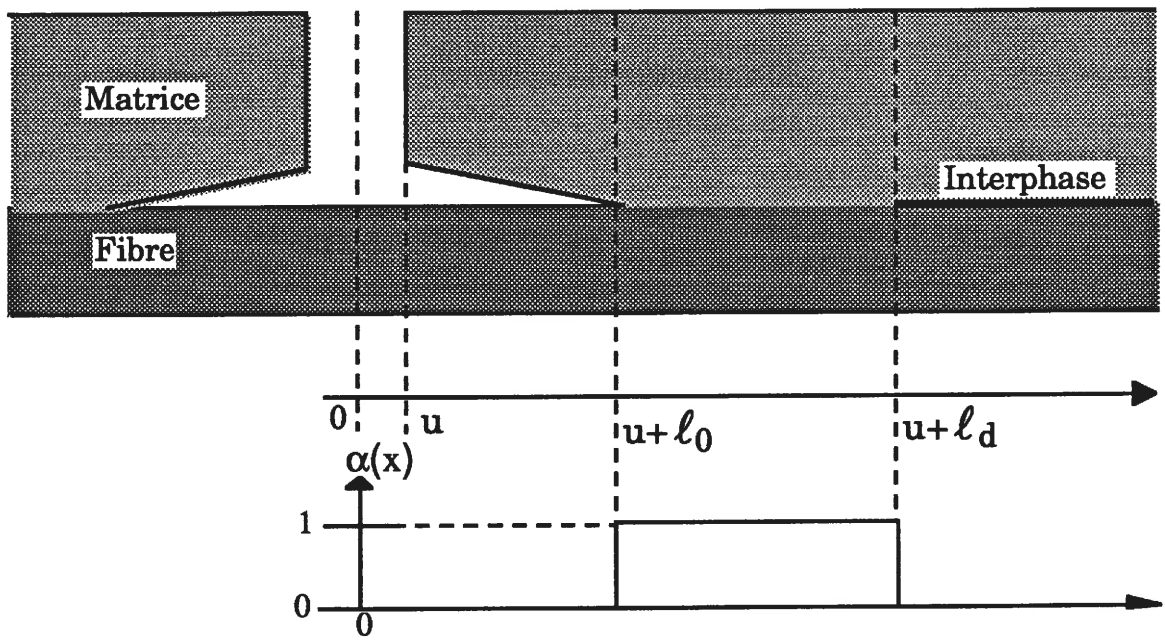


Figure 4. Profil de la fonction $\alpha(x)$.

A partir de ces expressions il est maintenant possible d'écrire la loi de comportement du système. Le déplacement de la fibre dans les parties décollées et dans les parties liées dicte le déplacement du microcomposite.

Dans la zone décollée le déplacement selon x de la fibre est donné par l'équation suivante, tenant compte de l'expression (3) de σ_F :

$$U_F(\sigma) = \int_0^{u+\ell_d} \frac{\sigma_F}{E_F} \cdot dx = \frac{\sigma \cdot \ell_d}{E_F \cdot V_F} \cdot \left[\frac{u}{\ell_d} + 1 - \frac{a \cdot (1-\beta)}{2 \cdot (1+a)} \right] \quad (6)$$

Dans la matrice, on obtient l'équation suivante:

$$U_M(\sigma) = \frac{\sigma \cdot \ell_d}{E_m \cdot (1 - V_F)} \cdot \frac{a \cdot (1-\beta)}{2 \cdot (1+a)} \quad (7)$$

L'ouverture des fissures peut être calculée simplement à partir de la différence entre le déplacement de la fibre (6) et celui de la matrice (7) dans la zone de décohésion. La demi ouverture d'une fissure s'écrit alors :

$$u = (U_F - U_M) = \frac{\sigma \cdot \ell_d}{E_F \cdot V_F - \sigma} \cdot \frac{(1+\beta)}{2} \quad (8)$$

Le déplacement total du microcomposite est obtenu de la somme des déplacements dans les parties intactes (U_{in}) et des élongations de la fibre dans la zone décollée :

$$U_T(n, \sigma) = U_{in}(L - 2 \cdot n \cdot (\ell_d + u)) + 2 \cdot n \cdot U_F \quad (9)$$

avec n : nombre de microfissures,

Nous obtenons alors :

$$U_T(n, \sigma) = \frac{\sigma}{E_0} \cdot L \cdot \left[1 + \frac{2 \cdot n \cdot \ell_d \cdot a}{L} \cdot \left(\frac{u}{\ell_d} + \frac{(1+\beta)}{2} \right) \right] \quad (10)$$

Où E_0 est le module d'YOUNG du microcomposite non endommagé,

L est la longueur du microcomposite.

Sachant que :

$$U_T(n, \sigma) = L - L_0 \quad \text{et} \quad \frac{U_T(n, \sigma)}{L} = \varepsilon_T \quad (11)$$

et que l'on suppose les déplacements faibles ($L \sim L_0$) :

$$\varepsilon_T = \frac{\sigma}{E_0} \cdot \left[1 + \frac{2 \cdot n \cdot \ell_d \cdot a}{L_0} \cdot \left(\frac{u}{\ell_d} + \frac{(1+\beta)}{2} \right) \right] \quad (12)$$

Par analogie avec la loi de HOOKE il est possible d'obtenir le module d'Young du microcomposite :

$$E = \frac{E_0}{1 + \frac{2 \cdot n \cdot \ell_d \cdot a}{L_0} \cdot \left(\frac{u}{\ell_d} + \frac{(1+\beta)}{2} \right)} \quad (13)$$

Cette expression est intéressante car elle montre l'influence du couplage du nombre de fissures avec la longueur de décohésion sur le module de rigidité supposé au chapitre précédent.

La loi de comportement liant la déformation à la contrainte venant d'être établie, il reste maintenant à déterminer par une approche statistique-probabiliste les contraintes auxquelles se produisent les fissures. Cette partie a été traitée de manière analytique puis numérique.

II.2 APPROCHE STATISTIQUE-PROBABILISTE

Compte tenu que le champ des contraintes est uniaxial au sein du microcomposite, la théorie statistique de WEIBULL permet, dans un premier temps, de déterminer les contraintes avec une précision satisfaisante. Supposant que la rupture se produit au sein du matériau, une analyse volumique a été conduite. La probabilité de rupture donnée par l'équation suivante :

$$P_M = 1 - \exp \left[- \int \left(\frac{\sigma_M - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \cdot dV \right] \quad (14)$$

où

σ_u est une contrainte en deçà de laquelle aucune rupture ne se produit. Pour les céramiques on considère en général, pour simplifier les calculs, que $\sigma_u = 0$.

σ_0 : facteur d'échelle,

m : module de WEIBULL.

Cette expression utilise 3 facteurs fondamentaux qui gouvernent la rupture dans les matériaux fragiles en général et dans les céramiques en particulier, à savoir :

1) le **champ de contraintes** induit par les conditions de chargement du système,

2) le **volume de matière sous contrainte** qui constitue le paramètre primordial en raison de la grande sensibilité des céramiques vis à vis de leurs défauts qui sont distribués aléatoirement. Plus le volume sera grand et plus la probabilité de trouver un défaut critique pour une contrainte donnée sera importante,

3) les **caractéristiques des populations de défauts** qui sont mesurées ici essentiellement sous la forme des paramètres m et σ_0 .

La probabilité a été d'abord calculée pour un bloc de matrice dont on a supposé qu'une des deux extrémités correspondait au plan d'une fissure (fig.

5) à l'aide de l'équation suivante :

$$P_M = 1 - \exp \left[-S_M \cdot \int_0^l \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{0M}} \right)^{m_M} \cdot dx \right] \quad (15)$$

avec :

S_M : section de la matrice

σ_M : contrainte exercée sur la section de matrice

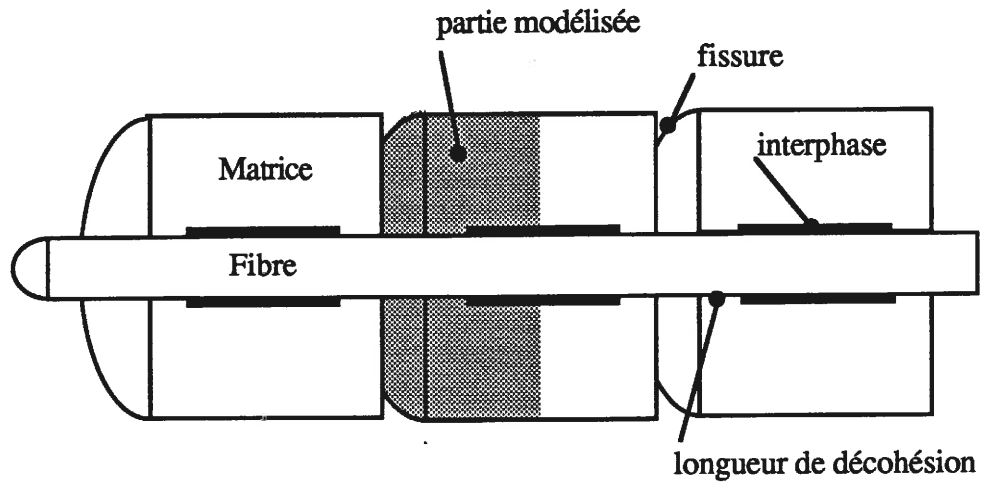


Figure 5. *Partie élémentaire du microcomposite modélisée.*

ℓ est la longueur du bloc considéré sur lequel s'exerce la contrainte σ_M

Utilisant l'expression (4) de σ_M le long de la décohésion, on obtient l'expression suivante de la probabilité de rupture d'un demi bloc de matrice :

$$P_{Mi} = 1 - \exp \left[-S_M \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \cdot \frac{a}{V_M \cdot (1+a)} \right)^m \cdot \left[\ell_i - \frac{\ell_{di}}{(m+1)} \cdot (m+\beta) \right] \right] \quad (16)$$

avec ℓ_i : longueur du demi bloc i ,

ℓ_{di} : longueur de la décohésion au sein du bloc i .

Dans le cas où il existe un lien entre tous les blocs (ceci est assuré par la fibre), la probabilité qu'il se forme une nouvelle fissure dans l'un d'entre eux, est donnée par le produit des probabilités de survie :

$$P_M^T = 1 - \prod_{i=1}^{n+1} (1 - P_{Mi}) \quad (17)$$

où $n + 1$ est le nombre de blocs de matrice.

En présence de n fissures, la probabilité qu'il en apparaisse une $n + i$ ème est donc :

$$P_M^T = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0M}} \cdot \frac{a}{V_M \cdot (1+a)} \right)^{mM} \cdot V_0 \cdot \left[1 - \frac{2 \cdot n}{(m+1)} \cdot \frac{\ell_d}{L_0} \cdot (m+\beta) \right] \right] \quad (18)$$

Utilisant la définition de volume effectif V_M^{eff} :

$$P_M^T = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{0M}} \right)^{mM} \cdot V_M^{\text{eff}} \right] \quad (19)$$

$$V_M^{\text{eff}}(n) = V_{0M} \left(1 - 2 \cdot n \cdot \frac{\ell_d}{L_0} \cdot \frac{m+\beta}{m+1} \right) \quad (20)$$

Ainsi au volume de matrice du microcomposite fissuré soumis à des gradients de contraintes on associe un volume effectif qui supporte la

contrainte nominale σ_M appliquée uniformément. L'apparition de nouvelles fissures (n augmente) ou la progression des zones de décohésion (l_d augmente) ont pour conséquence de réduire ce volume effectif et donc de diminuer la probabilité de rupture P_M^T .

Un raisonnement identique appliqué à la fibre conduit aux expressions suivantes en présence de n fissures :

$$P_F^T = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0F} \cdot V_F \cdot (1+a)} \right)^{m_F} \cdot V_0 \cdot \left[2 \cdot n \cdot \frac{l_d}{L_0} \cdot A + 1 \right] \right] \quad (21)$$

avec

$$A = \left(\left(\frac{u}{l_d} + \beta \right) \cdot (1+a)^{m_F} - \frac{1-\beta}{m_F+1} \cdot \left(\frac{1-(1+a)^{m_F+1}}{a} \right) - 1 \right) \quad (22)$$

$$V_F^{\text{eff}}(n) = V_{0F} + \left(2 \cdot n \cdot \frac{l_d}{L_0} \cdot A \cdot V_{0F} \right) \quad (23)$$

L'équation (23) montre que le volume effectif de la fibre, augmente au fur et à mesure que les fissures se forment au sein de la matrice car les gradients de contraintes induits par les décohésions interfaciales augmente d'une façon fictive le volume initialement soumis à une contrainte uniforme plus faible.

Il est possible de déterminer à partir des expressions précédentes, les contraintes de saturation de la fissuration matricielle et de la rupture. Pour cela, nous avons considéré le principe de non recouvrement des longueur de décohésion :

$$2n_{\max} l_d \leq L \quad (24)$$

Donc l'expression de la contrainte correspondante pour une probabilité de 0,5⁽¹⁾ devient :

(1) La probabilité de 0,5 représente le comportement moyen de l'ensemble des échantillons considérés.

$$\sigma_M^{\text{sat}} = \frac{\sigma_{0M} \cdot V_M \cdot (1+a)}{a} \cdot \left[\frac{\text{Ln}(2)}{V_{0M} \cdot \left(1 - \frac{2 \cdot (n_{\text{max}} - 1) \cdot \ell_d}{L_0} \cdot \frac{m+\beta}{m+1} \right)} \right]^{\frac{1}{m_M}} \quad (25)$$

Cependant, le nombre de fissures étant un nombre entier, suivant la valeur de la longueur de décohesion ℓ_d , la quantité $2n_{\text{max}} \cdot \ell_d$ est comprise entre les bornes suivantes :

$$L - 2 \cdot \ell_d \geq 2 \cdot n_{\text{max}} \cdot \ell_d > L - 4 \cdot \ell_d \quad (26)$$

Par conséquent, pour la même valeur de n_{max} , suivant la valeur de ℓ_d , la contrainte de saturation σ_M^{sat} est comprise entre la valeur maximale σ_M^+ et minimale σ_M^- , correspondant aux bornes de la condition (26) donnée par les équations :

$$\sigma_M^+ = \frac{\sigma_{0M} V_M (a+1)}{a} \cdot \left[\frac{\text{Ln}(2)}{V_{0M} \left(1 - \left(1 - \frac{2\ell_d}{L_0} \right) \frac{m+\beta}{m+1} \right)} \right]^{\frac{1}{m_M}} \quad (27)$$

$$\sigma_M^- = \frac{\sigma_{0M} V_M (a+1)}{a} \cdot \left[\frac{\text{Ln}(2)}{V_{0M} \left(1 - \left(1 - 4 \frac{\ell_d}{L_0} \right) \frac{m+\beta}{m+1} \right)} \right]^{\frac{1}{m_M}} \quad (28)$$

Donc, sur la base de l'hypothèse du non recouvrement des décohésions interfaciales, il existe un domaine de longueurs de décohesion ℓ_d sur lequel le nombre de fissures à saturation est identique.

Pour la rupture du microcomposite résultant de celle de la fibre, on applique le même raisonnement à la différence près que le nombre de fissures maximum n_{max} a été atteint.

La contrainte de rupture σ_F^R , correspondant à une probabilité de 0,5, est donnée par l'équation suivante :

$$\sigma_F^R = \sigma_{OF} \cdot V_F \cdot (1+a) \cdot \left[\frac{\text{Ln}(2)}{V_{OF} \cdot \left(1 + \frac{2 \cdot n_{\max} \cdot \ell_d}{L_0} \cdot A \right)} \right]^{\frac{1}{m_F}} \quad (29)$$

La contrainte minimale σ_F^- correspond maintenant à la condition de saturation parfaite ($L = 2n_{\max}\ell_d$) :

$$\sigma_F^- = \sigma_{OF} V_F (1+a) \left[\frac{\text{Ln}(2)}{V_o [A + 1]} \right]^{\frac{1}{m_F}} \quad (30)$$

La contrainte maximale σ_F^+ correspond à la condition où il est presque possible d'ajouter une nouvelle fissure ($2n_{\max}\ell_d = L - 2\ell_d$) :

$$\sigma_F^+ = \sigma_{OF} V_F (1+a) \left[\frac{\text{Ln}(2)}{V_o \left[\left(1 - 2 \frac{\ell_d}{L} \right) A + 1 \right]} \right]^{\frac{1}{m_F}} \quad (31)$$

III SIMULATION

III.1 APPROCHE FONDEE SUR LA PROBABILITE LOCALE

La probabilité locale est donnée par la probabilité P_{Mi} de formation d'une fissure au sein d'un bloc de matrice (équation (16)). Elle dépend de la longueur $2\ell_i$ du bloc de matrice en question. Les valeurs de ℓ_i sont des variables aléatoires, dictées par la position des fissures successives au sein de la matrice du microcomposite. La probabilité de rupture locale a donc été calculée en générant de manière aléatoire des fissures, ce qui a permis de calculer les

valeurs successives de la probabilité de rupture. A cette fin, un programme informatique écrit en FORTRAN a été développé.

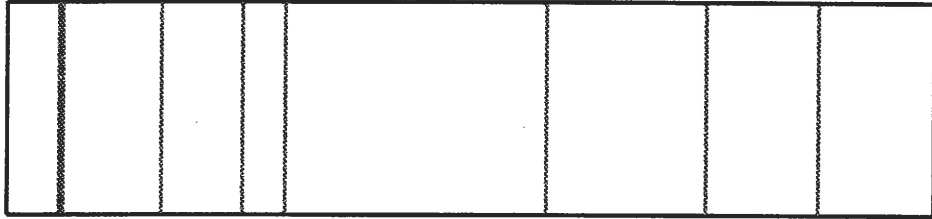
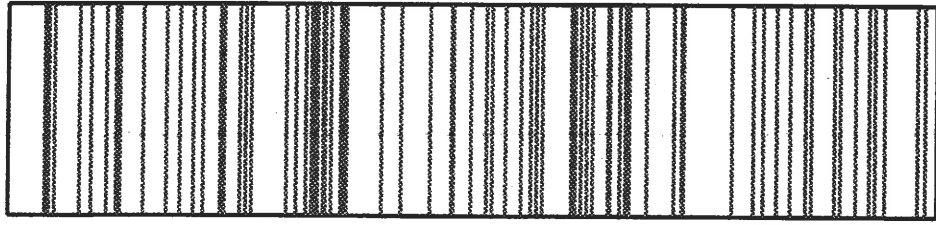
Dans un premier temps la longueur de décohésion a été supposée constante quel que soit le niveau de contrainte appliquée au microcomposite. Dans un deuxième temps, les variations de l_d ont été supposées suivant l'équation (5).

Le calcul est fondé sur l'hypothèse de non recouvrement des décohésions interfaciales qui impose comme critère pour autoriser le déroulement de la multifissuration que :

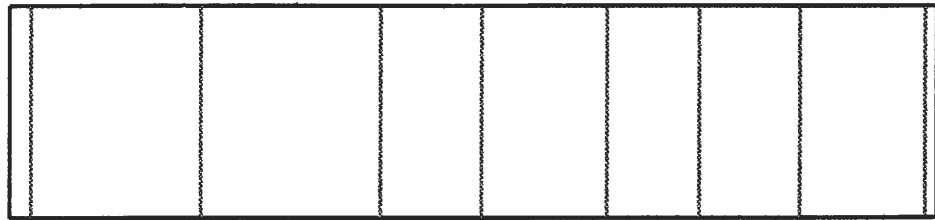
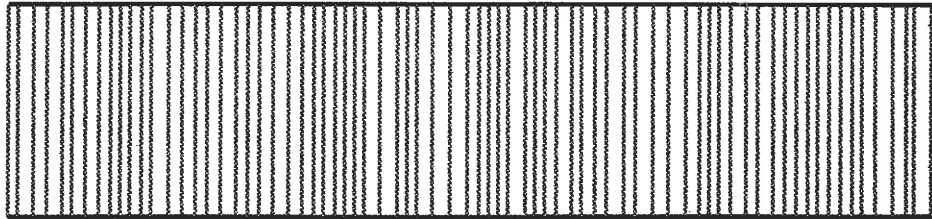
$$2 l_d < \text{longueur du plus grand bloc de matrice} \quad (32)$$

1) Tant que cette condition est vérifiée on calcule pour la valeur constante de l_d considérée la contrainte qui correspond à une probabilité de rupture égale à 0,5 dans le plus grand bloc de matrice (équation 16) et dans la fibre (équation 21).

Si la contrainte obtenue pour la matrice est plus faible que celle obtenue pour la fibre alors une nouvelle fissure est créée dans la matrice. La position de la fissure est déterminée en générant un nombre aléatoire λ_i compris entre 0 et 1, grâce à une routine spécifique. Le bloc se trouve ainsi scindé en deux nouveaux blocs de longueurs respectives $2 \lambda_i l_i$ et $2(1 - \lambda_i)l_i$ supérieures à l_{di} , pour lesquels on peut calculer les probabilités de rupture. On peut ainsi continuer le processus de recherche de la contrainte donnant une probabilité de 0,5 dans le plus grand des blocs de matrice ainsi constitués. On considère que les fissures ne peuvent s'amorcer dans les zones décollées. La figure 6 montre des distributions de fissures matricielles simulées suivant cette technique. Quand l'ordre des contraintes s'inverse, alors il ne se produit



a)



b)

Figure 6. *Simulation de la position des fissures dans le cas où celles-ci :*
a) *peuvent apparaître n'importe où dans les blocs de matrice,*
b) *ne peuvent pas apparaître dans les portions situées en face des décohésions*

pas de nouvelle fissure dans la matrice. La fibre casse et la simulation est arrêtée. Ce cas correspond à une rupture prématurée du microcomposite.

2) Quand la condition (32) n'est plus vérifiée il n'est plus possible de continuer l'endommagement de la matrice, l'état de saturation de la multifissuration du microcomposite est atteint. La fin de la simulation se produit lorsque la probabilité de rupture de la fibre devient égale ou supérieure à 0,5.

Le calcul dans le cas où la décohésion progresse, suit le même principe. La simulation est conduite en faisant croître la contrainte d'un pas fixe. A chaque incrément on calcule la valeur de la longueur de décohésion grâce à l'équation (5) puis les probabilités P_{M_i} au sein du plus grand bloc de matrice et P_F au sein de la fibre à l'aide des équations (16) et (21). Il est apparu plus simple ici sur le plan des calculs, de comparer les probabilités P_{M_i} et P_F pour déterminer si une nouvelle fissure était susceptible d'apparaître dans la matrice ($P_{M_i} > P_F$) ou si la fibre devait se rompre ($P_F > P_{M_i}$). Dans le cas où $P_{M_i} > P_F$, alors comme auparavant une fissure était créée dans la matrice au sein du plus grand bloc lorsque la probabilité P_{M_i} atteignait, la valeur 0,5. La position de la fissure était générée aléatoirement suivant la même méthode que précédemment.

Quand l'ordre des probabilités s'inverse, alors c'est la fibre qui domine le comportement du composite. La rupture se produit lorsque $P_F = 0,5$.

III.2 APPROCHE ANALYTIQUE FONDEE SUR LA PROBABILITE GLOBALE

Le calcul a été conduit selon le principe suivant :

1) pour une valeur donnée de la quantité $2n\ell_d$ inférieure à la longueur de jauge L_0 , on calcule la probabilité de fissuration de la matrice P_M^T grâce à l'équation (18). Chaque fois qu'elle excède une valeur prise généralement égale à 0,5 de façon à décrire le comportement moyen, on considère qu'une nouvelle fissure est apparue dans la matrice. Le nombre des fissures est donc augmenté de n à $n + 1$.

2) le calcul de P_M^T au fur et à mesure que σ et n augmentent est poursuivi jusqu'à ce que la probabilité de rupture de la fibre donnée par l'équation (21) atteigne à son tour la valeur de 0,5. La simulation est alors arrêtée car on considère que la fibre se rompt.

La figure 7 montre une courbe typique de variations de la probabilité globale de la matrice en fonction des contraintes pour un nombre donné constant de fissures matricielles.

III.3 APPLICATION AU MICROCOMPOSITE SiC/SiC

Les caractéristiques nominales des 2 microcomposites SiC/SiC considérés sont rassemblées au tableau 1. Ces microcomposites comportaient respectivement 3 et 5 fissures matricielles à saturation. Les paramètres statistiques de la matrice ont été déduits de la distribution statistique des contraintes de fissuration de la matrice mesurées sur des microcomposites [1] (figure 2).

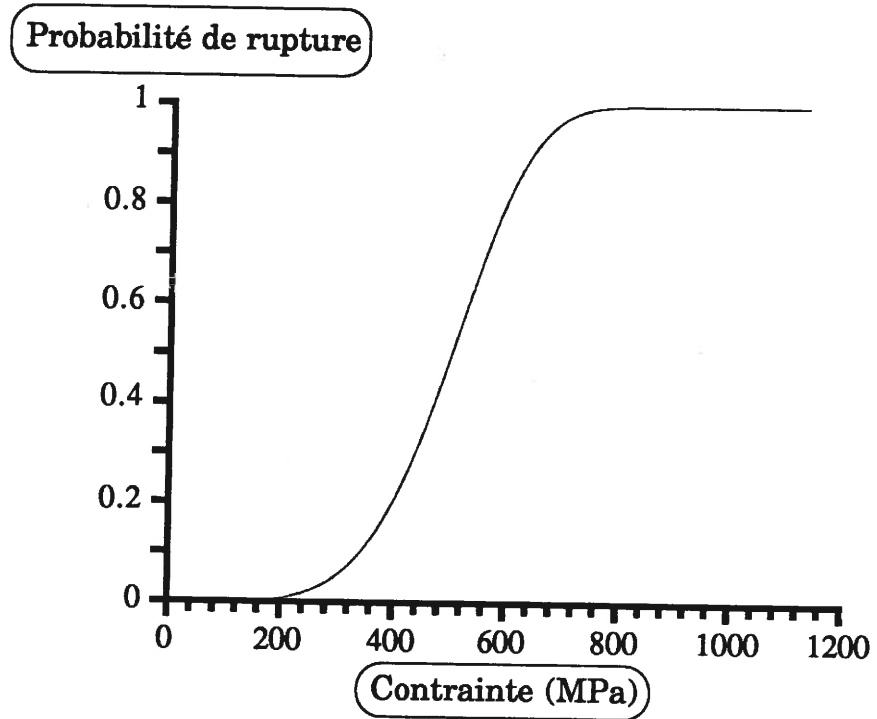


Figure 7. *Courbe probabilité globale de rupture en fonction de la contrainte appliquée pour un nombre constant de fissures.*

Le microcomposite n°1 représente un comportement moyen. La contrainte expérimentale de formation de la première fissure matricielle correspond à une probabilité de 50 % (figure 2). Le microcomposite n°2 correspond à la plus basse contrainte de fissuration matricielle de la distribution de la figure 2.

Pour ces microcomposites si l'on considère que la saturation en microfissures a été atteinte et que les longueurs de décohésion ne se recouvrent pas il est possible d'estimer l'ordre de grandeur de ℓ_d (tableau 1) sachant qu'à la saturation : $2n\ell_d \leq L$.

Les probabilités de fissuration matricielle et de rupture de la fibre ont été calculées pour les microcomposites 1 et 2, à l'aide des approches analytique globale et numérique locale. Les courbes contraintes/déformations ont ensuite été dérivées de l'équation (12) pour les valeurs des contraintes et des nombres correspondants de fissures déterminées précédemment par les approches probabilistes.

A partir des données du microcomposite n°1 une simulation a été réalisée en faisant varier le paramètre ℓ_d de 10^{-6} m à $5 \cdot 10^{-3}$ m ce qui correspond à un rapport $\frac{\ell_d}{L}$ qui s'étend de 10^{-4} à 0,5. Cette longueur correspondant au maximum de décohésion que l'on puisse accepter dans le cadre de ce modèle compte tenu du critère de non recouvrement.

Dans le cas où la longueur de décohésion varie il semblait intéressant de simuler des courbes contrainte-déformation pour différentes valeurs du paramètre τ_0 de façon à mettre en évidence son influence sur le comportement mécanique et la fissuration de façon à établir des parallèles avec les valeurs déterminées expérimentalement avec les 2D tissés.

	Echantillon n°1	Echantillon n°2
m_M	4,9	4,9
m_F	3,9	3,9
σ_{OM}	2,96	2,96
σ_{OF}	2,5	2,5
Fraction volumique de matrice	0,73	0,80
Fraction volumique de fibre	0,27	0,20
Longueur de jauge (mm)	10	10
Nombre de fissures	3	5
Module d'YOUNG de la matrice (GPa)	300	320
Module d'YOUNG de la fibre (GPa)	182	182
a	4,46	7,03
Rayon de la fibre (mm)	7,5e-3	7,5e-3
Longueur de décohesion (mm)	1,66	1

Tableau 1. Données relatives aux microcomposites SiC/SiC considérés.

Le paramètre β qui rend compte de l'intensité du décollement fibre/matrice a fait l'objet d'une variation de 0 à 0,9 de façon à mettre en évidence l'influence d'un décollement partiel de la zone de décohésion sur le comportement mécanique.

Il restait à étudier le rôle du facteur k qui synthétise la réponse du matériau radialement lorsque celui-ci est sollicité axialement.

Toutes ces analyses ont été réalisées en utilisant les caractéristiques du microcomposite n°1.

IV RESULTATS

IV.1 APPROCHE FONDEE SUR LA PROBABILITE GLOBALE

Le tableau 2 montre que les contraintes de formation des fissures matricielles calculées à l'aide de la probabilité globale de fissuration, sont en accord relativement satisfaisant avec celles déterminées expérimentalement. L'accord est excellent pour la première fissure du microcomposite n°1. Ensuite un certain écart plus ou moins important est observé pour les autres fissures et pour le microcomposite n°2. Cet écart peut être logiquement attribué au choix de la valeur de la probabilité ($P = 0,5$) qui représente le comportement moyen. Cette valeur ne correspond pas forcément à la probabilité d'apparition des fissures au sein des microcomposites, excepté pour la première fissure du microcomposite n°1. Ainsi, la probabilité vérifiée expérimentalement d'apparition de la première fissure du microcomposite n°2 était de l'ordre de 5% (figure 2).

Microcomposite n°1 :

σ_1	σ_2	σ_3
------------	------------	------------

Approche analytique :

<i>Expérimentales</i>	570	651	754
Calculées	564	602	665

Approche numérique :

Avec une longueur de décohésion fixe (1,6e-3 mm) :

Calculées	564	619	705
-----------	-----	-----	-----

Avec une longueur de décohésion variable ($\tau=5$ MPa) :

Calculées	564	611	699
-----------	-----	-----	-----

Microcomposite n°2 :

σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	σ_5
------------	------------	------------	------------	------------

Approche analytique :

<i>Expérimentale</i>	380	407	450	579	643
Calculées	471	489	512	542	589
probabilité critique aléatoire	405	428	461	518	687

Approche numérique :

Avec une longueur de décohésion fixe (0,7e-4 mm) :

Calculées	446	464	550	560	631
-----------	-----	-----	-----	-----	-----

Avec une longueur de décohésion variable ($\tau=7$ MPa) :

Calculées	445	454	520	562	654
-----------	-----	-----	-----	-----	-----

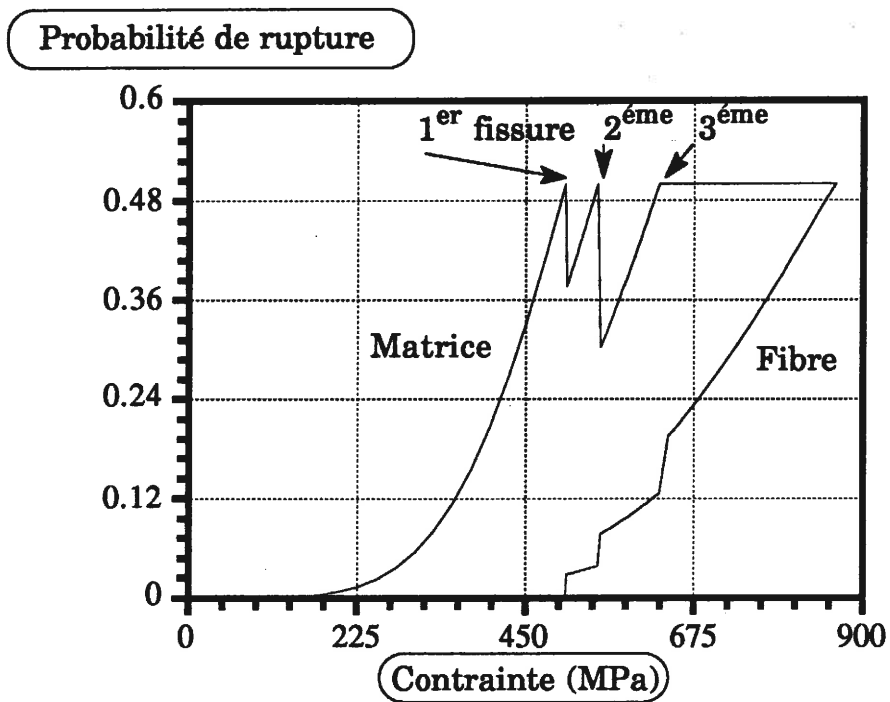
Tableau 2. Résultats des simulations pour les microcomposites n° 1 et 2.

L'accord entre résultats expérimentaux et résultats du calcul est amélioré pour le microcomposite n°2 lorsque l'on choisit de manière aléatoire une valeur quelconque et différente pour la probabilité P_M^T d'apparition de chaque fissure (tableau 2).

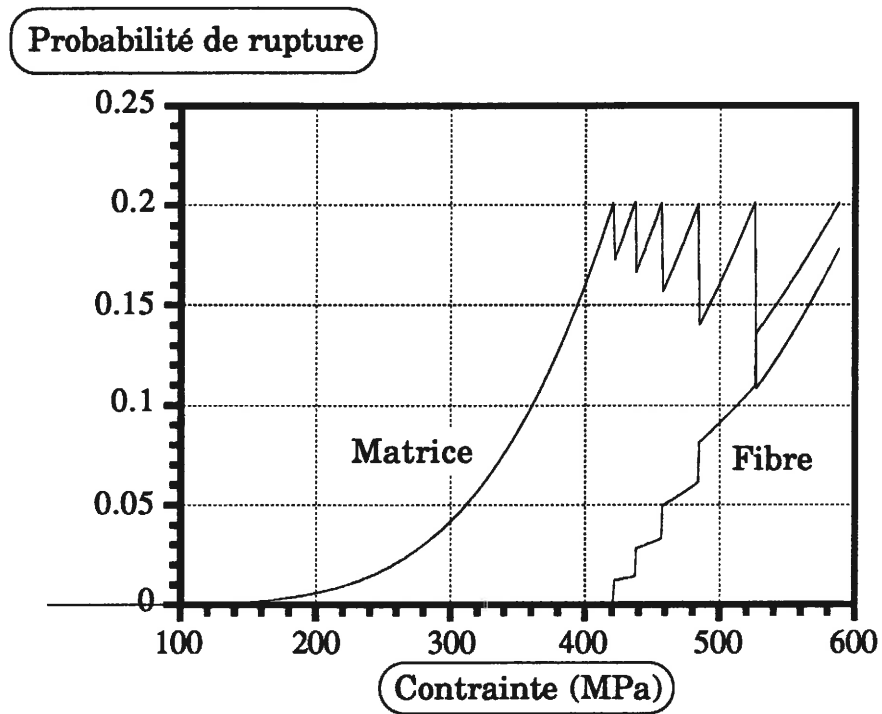
Ces derniers résultats confirment l'influence du choix de la valeur de la probabilité et montrent la validité du modèle.

L'évolution des probabilités de rupture de la matrice et de la fibre en fonction de la contrainte appliquée pour les deux microcomposites est présentée à la figure 8. La contrainte d'apparition de la dernière fissure matricielle se rapproche de la contrainte à rupture de la fibre lorsque la longueur de décohésion est plus courte.

La figure 9 montre l'incidence de la longueur de décohésion sur les contraintes de saturation (équations (25), (27) et (28)) et sur les contraintes de rupture de la fibre (équations (29) (30) et (31)). Il apparaît que la contrainte de saturation augmente de manière significative lorsque ℓ_d diminue et que, corrélativement le nombre de fissures matricielles augmente. Par contre la figure 9b montre sans ambiguïté que la contrainte à rupture de la fibre est peu sensible à la longueur de décohésion et au nombre de fissures. La sensibilité est d'autant moins significative que le rapport $\frac{\ell_d}{L} < 0.1$ ($n \geq 4$ fissures) car les valeurs de la contrainte à rupture varient alors dans un intervalle de 50 MPa. Ce résultat démontre que la fissuration matricielle n'induit pas d'effets d'échelle significatifs sur la rupture de la fibre. La figure 9c confirme un effet souvent observé dans les composites. Elle montre que la contrainte de saturation tend à se rapprocher de la contrainte à rupture de la fibre lorsque la longueur de décohésion est plus faible.



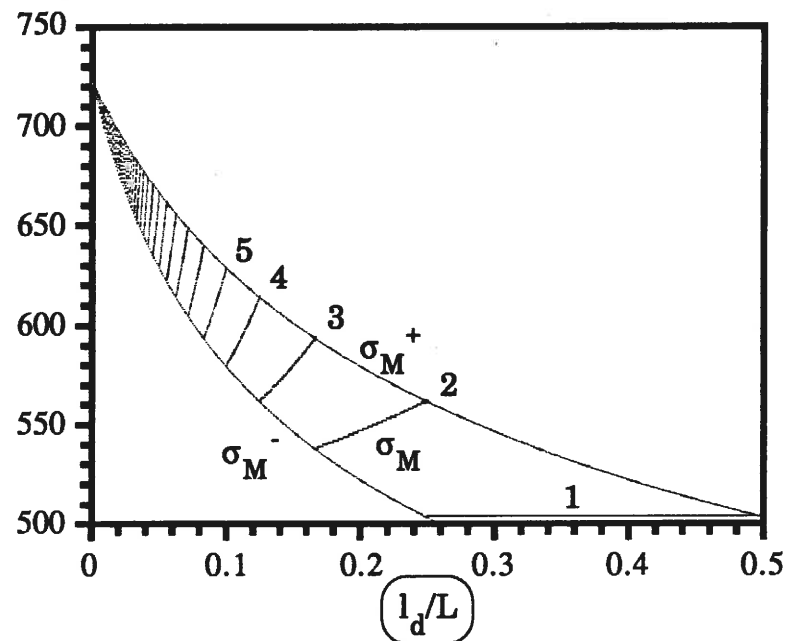
a)



b)

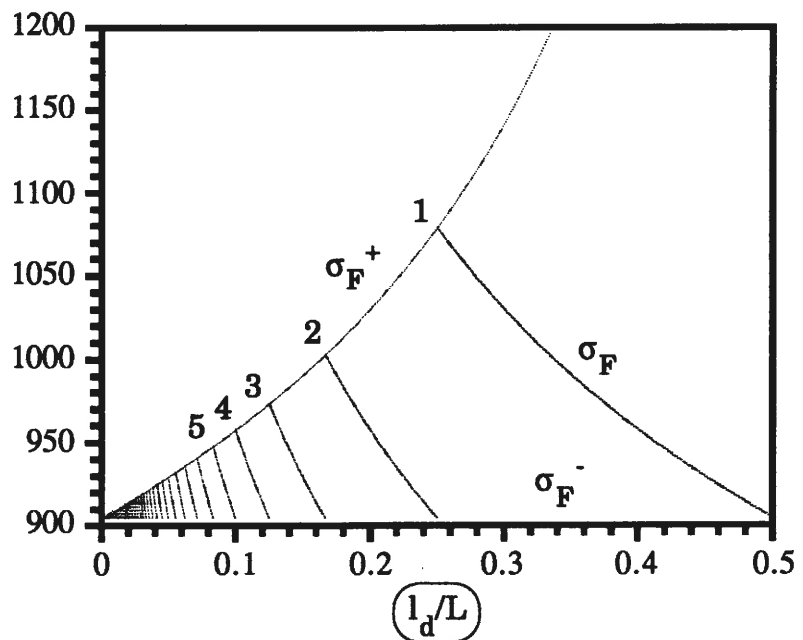
Figure 8. Variation de la probabilité globale de fissuration matricielle P_M et la probabilité de rupture de la fibre pour les microcomposites 1 (a) et 2 (b).

Contrainte (MPa)

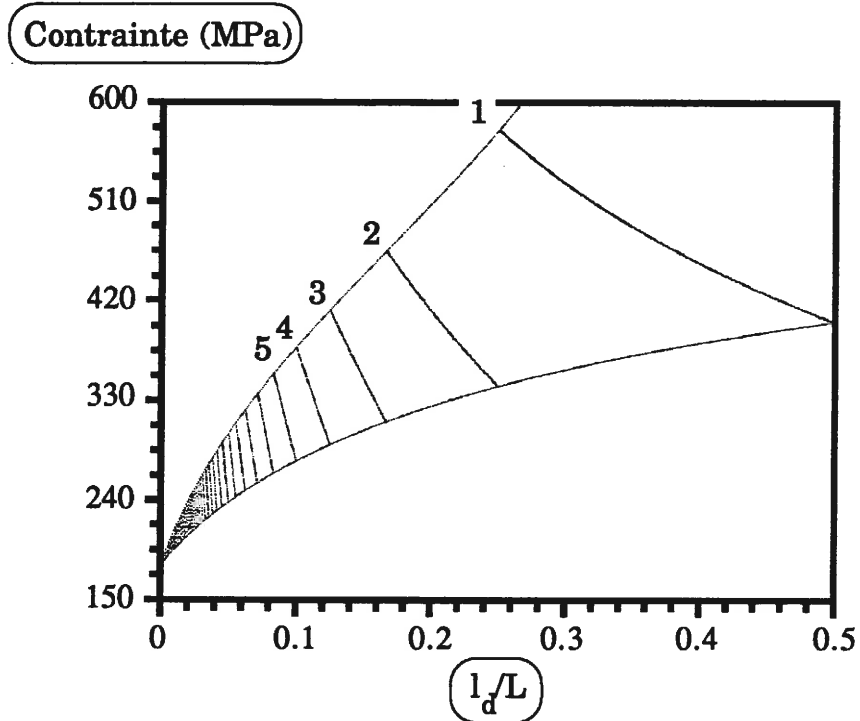


a)

Contrainte (MPa)



b)



c)

Figure 9. *Influence de la longueur de décohesion sur :*

- a) la contrainte à saturation des microfissures,*
- b) la contrainte à rupture de la fibre,*
- c) la différence entre les deux premières.*

Cet effet apparaît de manière très nette sur les courbes contraintes-déformation (figure 10) obtenues à l'aide de l'équation (12). Plus la longueur de décohésion est faible et plus la reprise par les fibres est tardive.

IV.2 APPROCHE NUMERIQUE FONDEE SUR LA PROBABILITE LOCALE

Le tableau 2 compare les résultats du calcul avec les résultats expérimentaux. L'accord est généralement satisfaisant. Il est meilleur que lorsque l'approche analytique était utilisé. L'écart qui apparaît dans certains cas est à attribuer aux mêmes causes que précédemment avec l'approche analytique.

La figure 11 montre les courbes probabilité-contraintes calculées pour le microcomposite n°1 dans le cas où la longueur de décohésion progresse avec la contrainte.

Pour une valeur de τ_0 de 10 MPa, 5 fissures sont susceptibles de se former dans la matrice. Ce résultat est tout à fait en accord avec les résultats expérimentaux puisque des contraintes de cisaillement interfacial de l'ordre de 5 MPa ont été déterminées à partir d'essais de traction sur ces microcomposites [1,6]. Il apparaît en outre que le nombre de fissures est d'autant plus grand que la valeur de τ_0 est élevée, et que la saturation de la fissuration matricielle se produit alors à une contrainte voisine de la contrainte à rupture de la fibre. La figure 12 confirme les tendances précédentes concernant l'influence de la longueur de décohésion sur la contrainte à rupture de la fibre.

Sachant que la taille des blocs est déterminée aléatoirement, l'allure des courbes de la figure 12 n'est pas unique. Une autre simulation fournirait

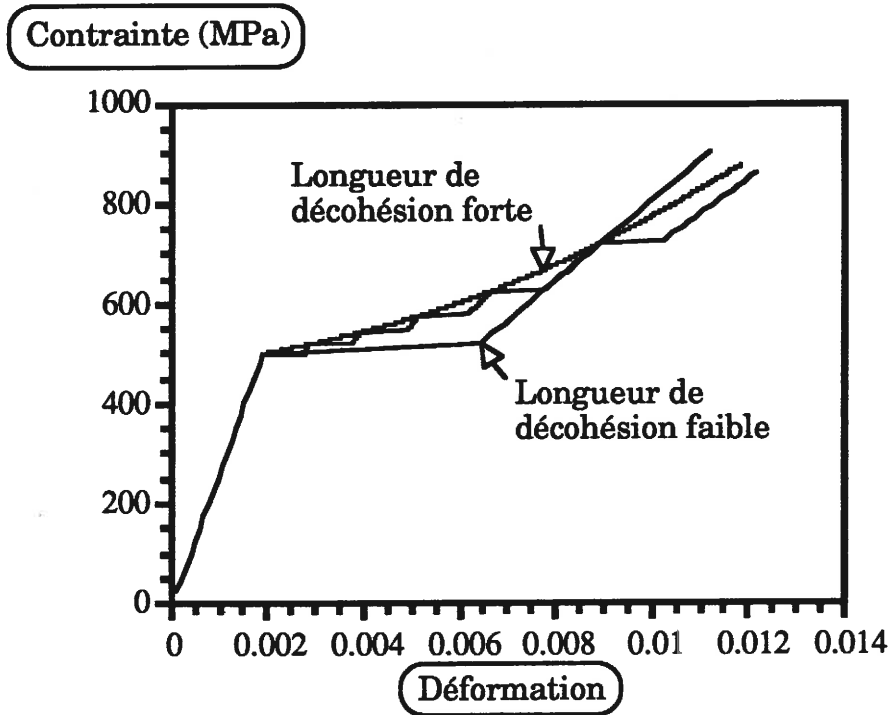
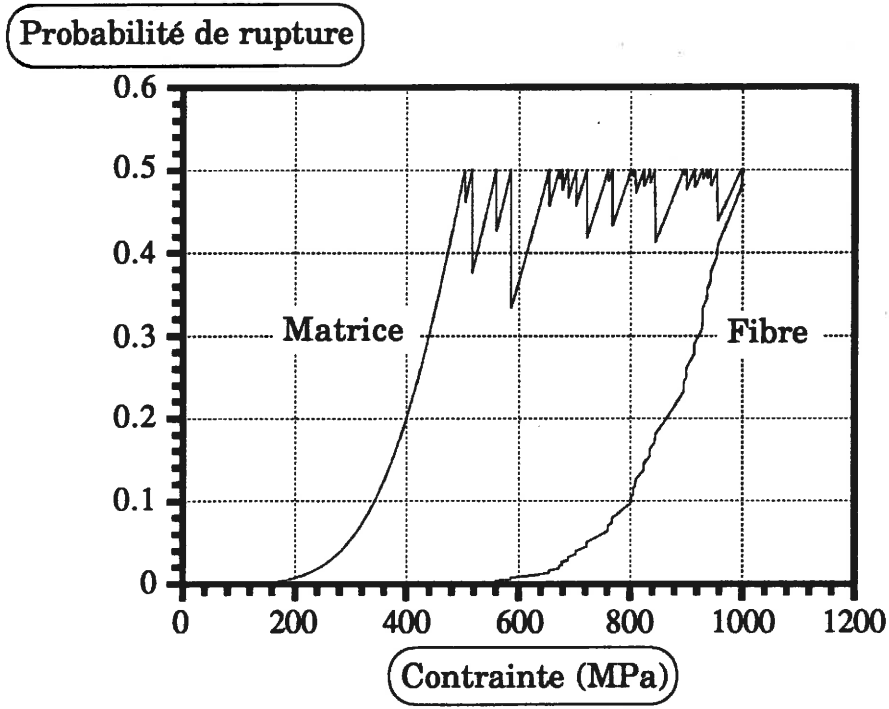
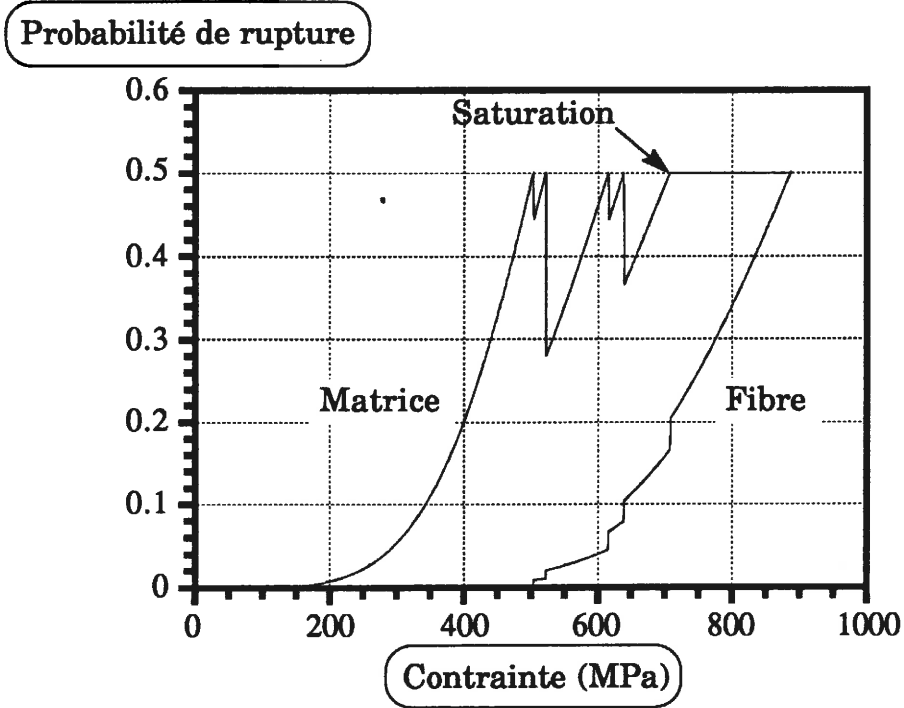


Figure 10. Courbes de comportement obtenues à partir de la simulation analytique pour les valeurs suivantes du rapport ℓ_d/L : $0,5$; $8,0 \cdot 10^{-2}$; 10^{-4} .



a)



b)

Figure 11. Variations de la probabilité locale de fissuration matricielle et de la probabilité de rupture de la fibre en fonction de la contrainte appliquée pour l'échantillon n°1 obtenues par la simulation numérique pour des valeurs de τ_0 : a) 100 MPa, b) 10MPa.

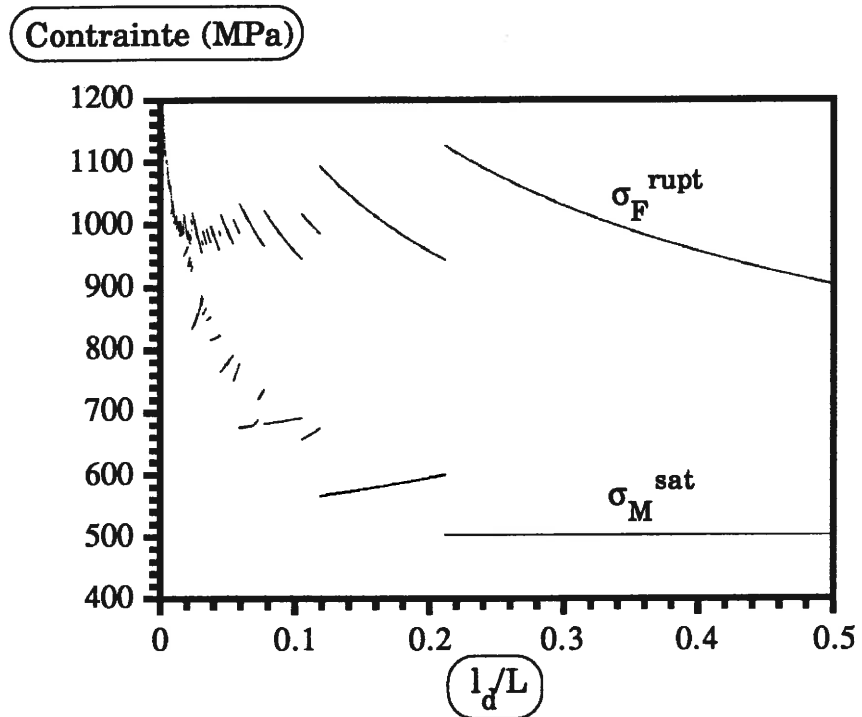


Figure 12. Influence de la longueur de décohésion sur la contrainte de saturation σ_M^{sat} et sur la rupture de la fibre σ_F^{rupt} .

probablement des variantes. Il est toutefois intéressant de noter que pour les faibles valeurs de l_d/L ($<0,025$) le comportement des microcomposites est proche. De plus, une contrainte de rupture minimale de l'ordre de 900 et 500 MPa pour la fibre et la matrice est observée comme dans l'approche analytique.

La figure 13 illustre l'influence des caractéristiques de la **liaison interfaciale** sur les courbes contraintes/déformations du microcomposite. Les résultats confirment les tendances observées expérimentalement sur des composites 2D SiC/SiC [7,8]. Les contraintes les plus importantes ont été obtenues pour les valeurs élevées de τ_0 . Pour les faibles valeurs de τ_0 , les courbes présentent un **plateau**, alors que le domaine non-linéaire est très étendu pour les valeurs élevées de τ_0 . L'influence de la progression de la décohésion est manifeste seulement pour les plus faibles valeurs de τ_0 , après saturation de la fissuration matricielle.

La figure 14 montre que la courbe de comportement obtenue pour une valeur de τ_0 de l'ordre de 10 MPa s'apparente à celles qui ont été observées pour le composite A [7]. Le plateau est d'autant plus marqué que τ_0 est faible. Pour $\tau_0 = 1$ MPa, la courbe a une forme similaire à celle des matériaux ayant subi un vieillissement thermique [7,9]. Au contraire, le comportement devient semblable à celui du matériau B pour des valeurs de τ_0 de l'ordre de 100 à 150 MPa [7,8].

Il y a lieu de souligner que les déformations sont comparables à celles qui ont été mesurées sur les composites 2D SiC/SiC.

La figure 15 montre l'influence du frottement fibre/matrice le long des décohésions, sur le comportement mécanique. Il apparaît que la **courbe à plateau** est obtenue pour les **valeurs les plus grandes de β** , c'est à dire lorsque le frottement se produit sur une fraction faible de la longueur de décohésion.

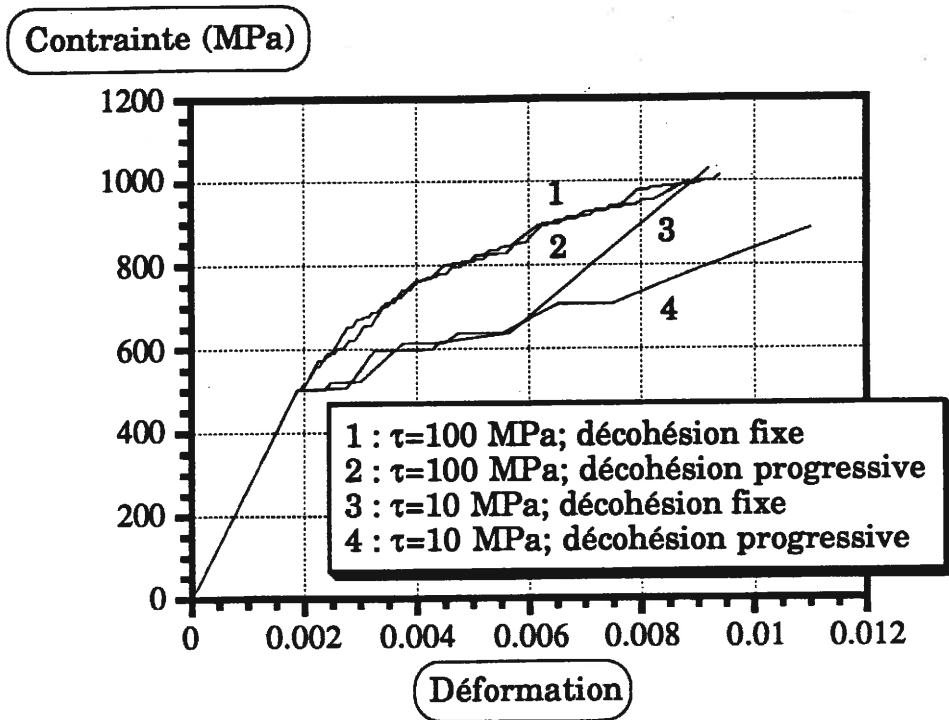


Figure 13. Influence de la variation de la longueur de décohésion sur les courbes de comportement mécanique.

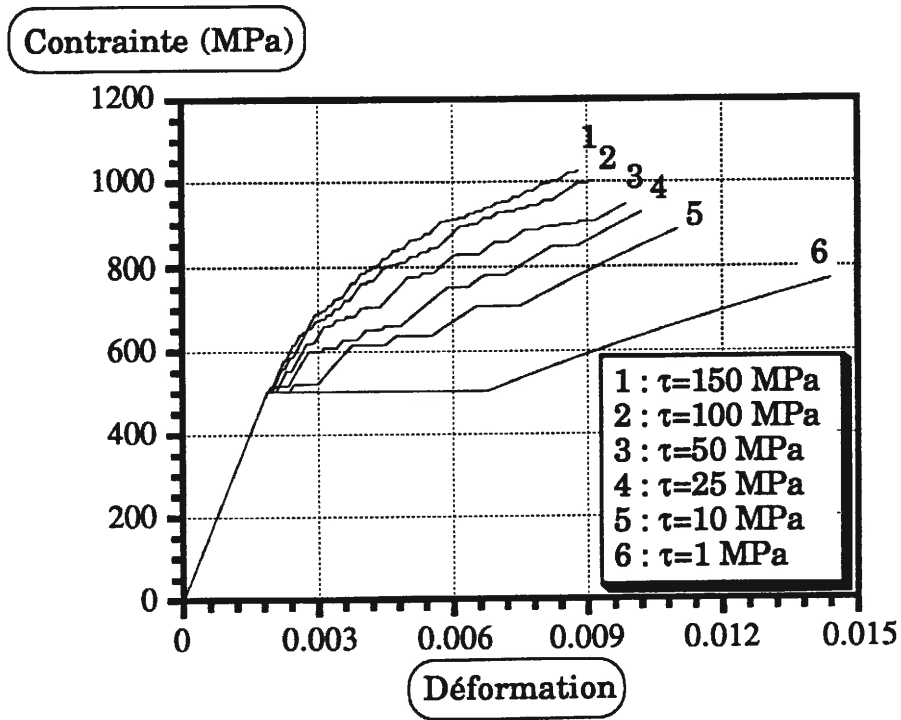


Figure 14. Influence de la contrainte τ_0 sur les courbes de comportement.

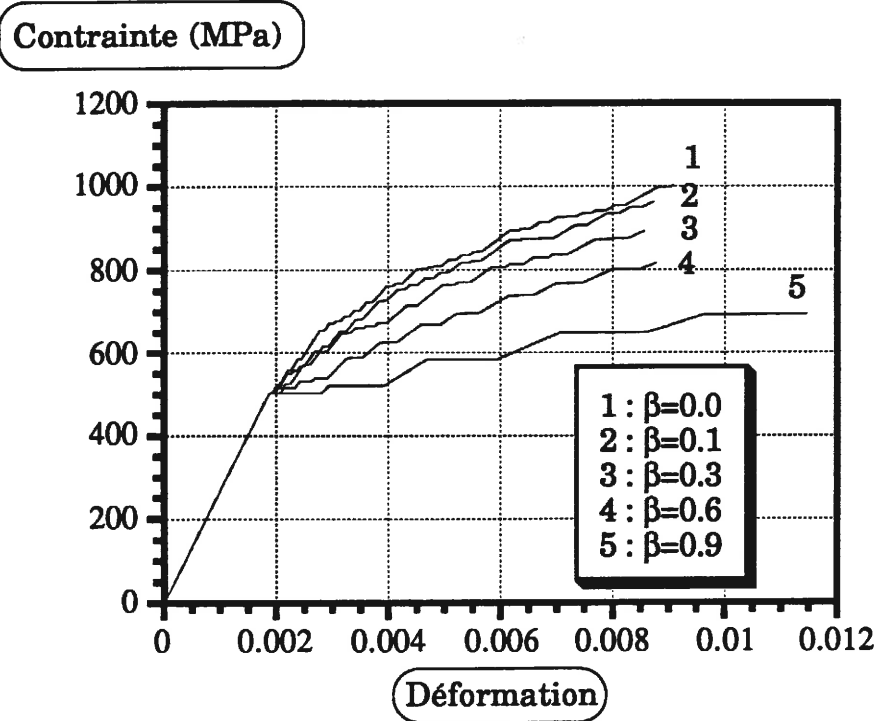


Figure 15. Influence de la variation de β sur les courbes de comportement.

Au contraire, les contraintes sont plus élevées et le domaine non-linéaire est plus étendu lorsque le frottement se produit sur une longueur de plus en plus longue. Ce résultat est en accord avec un grand nombre d'observations expérimentales réalisées sur des composites 2D SiC/SiC qui ont montré les domaines non-linéaires les plus étendus lorsque la distance entre fissures matricielles à saturation est la plus courte, et des courbes à plateau lorsque la distance interfissure est au contraire très grande [7,8].

La figure 16 montre l'influence de la fraction volumique de matrice sur les courbes contrainte/déformation. L'augmentation de la fraction volumique de matrice a pour effet de réduire les contraintes et les déformations admissibles. Le comportement devient alors de plus en plus dominé par la matrice. Le fait que la courbe de comportement soit linéaire dans le cas où $V_M = 0,1$ doit être attribué au choix de la valeur de 0.5 pour la probabilité à l'apparition des fissures. Le volume de matrice est en fait trop faible pour amorcer une fissure, alors qu'en toute rigueur, au-delà d'une déformation de 0,1% la matrice doit se fissurer.

Le facteur k exerce également une très forte influence sur le comportement mécanique en raison de son action sur le transfert de charge (fig 17). Si k est positif c'est-à-dire si la zone interfaciale se trouve en compression les courbes contraintes déformations sont déplacées vers les hautes contraintes. Inversement si k est négatif le comportement mécanique tend à s'apparenter à une courbe à plateau, car l'interphase a tendance à se décoller. Les déformations deviennent alors de plus en plus importantes.

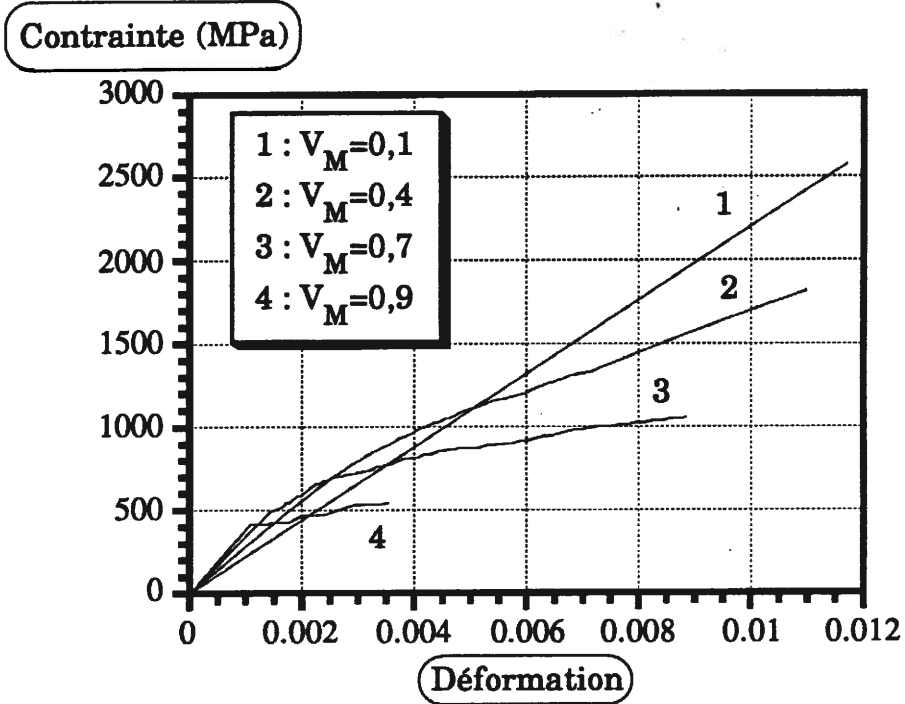


Figure 16. Influence de la fraction volumique de matrice sur les courbes de comportement.

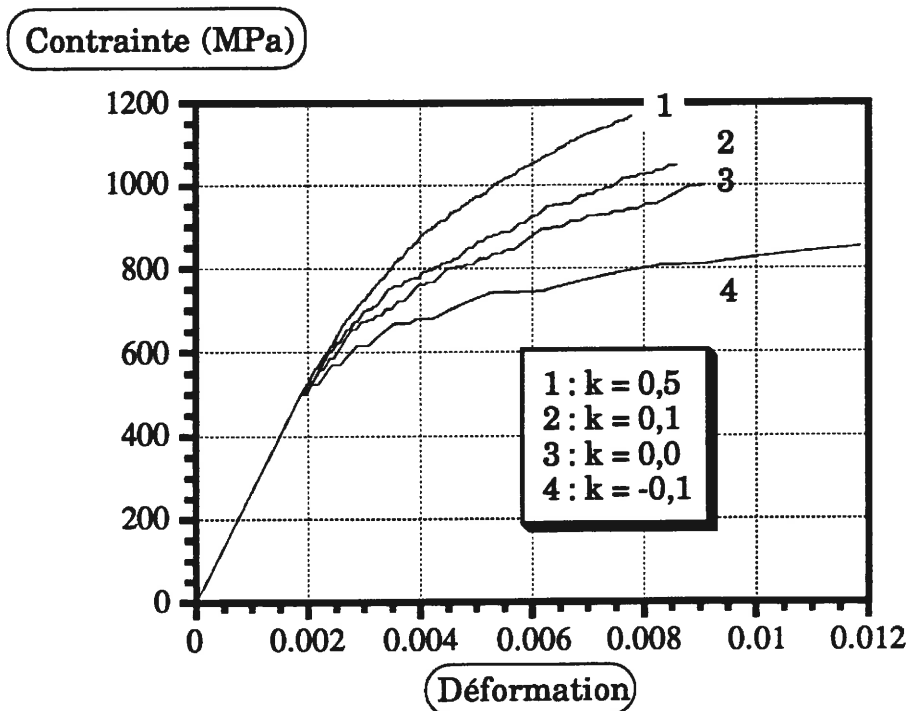


Figure 17. Influence du paramètre k sur les courbes de comportement.

V DISCUSSION

Toutes les tendances mises en évidence dans le paragraphe précédent sont dictées par le caractère statistique de la rupture dans les matériaux fragiles qui induit des effets d'échelle significatifs [10] : ainsi, plus le volume de matière sous contrainte est petit, plus la probabilité de trouver un défaut critique est faible et donc une sollicitation de plus en plus importante devient nécessaire pour créer une nouvelle fissure. Ceci explique la forme des courbes de probabilités-contraintes (figures 8 et 11) où la contrainte à appliquer pour créer une nouvelle fissure dans la matrice augmente au fur et à mesure que celle-ci se morcelle. Ceci explique l'influence de l_d sur la contrainte de saturation et sur la contrainte à rupture de la fibre, et l'influence de l_d , V_M et β sur la courbe de comportement.

Ainsi, lorsque la longueur de décohésion augmente les calculs ont montré que la contrainte de saturation diminue (figures 9 et 12). En effet, le volume de matrice susceptible de se fissurer décroît d'autant plus rapidement que l_d est grand. Par conséquent des contraintes de plus en plus importantes deviennent nécessaires pour créer de nouvelles fissures ceci d'autant plus que la décohésion peut progresser. Dès lors, la contrainte de rupture de la fibre est atteinte bien avant la contrainte à rupture de tels blocs de matrice.

Il est apparu que lorsqu'une seule fissure peut se produire ($0,25 < \frac{l_d}{L} < 0,5$) la contrainte de saturation est constante. Cela est dû au fait que la valeur de n dans l'équation 24 est prise égale à 0 et que la probabilité est choisie constante (0,5).

Un raisonnement analogue permet d'expliquer l'incidence de β sur les contraintes (figure 15).

Pour les mêmes raisons, la contrainte à rupture de la fibre augmente lorsque ℓ_d diminue pour un nombre constant de fissures (figure 9b) car la fibre est sollicitée sur une longueur plus courte. Il faut donc appliquer une contrainte plus importante pour causer sa rupture. Ensuite la diminution de la contrainte de rupture lorsque le nombre de fissures augmente peut être attribuée à l'augmentation du volume effectif induite par la forme du champ de contraintes constitué d'un nombre croissant de pics, toutes choses étant égales par ailleurs.

La diminution des contraintes et des déformations observée lorsque le volume de matrice augmente (figure 16) obéit au même principe. Les volumes de matrice sous contraintes étant plus importants quand V_m est grand, ils nécessitent des contraintes plus faibles pour créer des fissures que dans le cas contraire, toutes choses étant égales par ailleurs.

La différence entre les résultats (fig. 13) d'une simulation à ℓ_d fixe ou variable n'est pas très importante. Ceci peut s'expliquer par le fait que la longueur de décohésion à saturation est proche dans les deux cas. Le déroulement de la multifissuration ne semble pas affecté d'une manière significative par cette différence.

Les variations de la contrainte de saturation et de la contrainte de rupture pour l'approche analytique et l'approche numérique sont voisines surtout lorsque le rapport $\frac{\ell_d}{L}$ devient supérieur à 0,1. Il semblerait que l'aspect plus stochastique de l'approche numérique soit moins influent lorsque le nombre de fissures présent dans le microcomposite est faible.

L'intérêt de prendre en considération la progression de la décohésion est qu'elle permet d'obtenir des courbes contrainte-déformation plus réalistes. En effet, l'expression du module d'YOUNG (12) contient le produit $n \cdot \ell_d$ au dénominateur. Donc lorsque le nombre de fissures devient constant (saturation) le terme ℓ_d continuant à augmenter avec la contrainte, provoque une diminution supplémentaire du module. La dernière partie de la courbe de comportement a donc une pente plus faible que dans le cas où la longueur de décohésion est constante. Ainsi la courbe calculée est plus proche des courbes contrainte-déformation expérimentales. Cet effet est surtout manifeste lorsque la saturation se produit bien avant la rupture de la fibre (interface faible).

Un point important est de corrélérer la diminution de la rigidité du microcomposite avec la nature et les proportions de chacun des constituants. Pour un microcomposite du type SiC/SiC la perte de rigidité est attribuée uniquement à la création de fissures dans la matrice. En effet, la formation d'une fissure s'accompagne de la diminution du volume effectif de matrice ce qui est équivalent à une diminution de la fraction volumique de matrice laquelle sera d'autant plus importante que V_M ou que ℓ_d sont grands. La diminution du volume effectif de matrice permet l'augmentation de la contribution de la fibre qui possède un module d'YOUNG deux fois plus faible que la matrice. Le transfert de charge qui s'effectue de la fibre vers la matrice dépend dans les parties décollées de τ_0 et de la longueur l_0 sur laquelle se produit un éventuel décollement total (sans frottement). L'équation 13 montre que plus la distance sur laquelle se produit le frottement est faible pour une longueur de décohésion donnée (β élevé), et plus la rigidité du microcomposite diminue (figure 15). Ainsi, lorsque β tend vers 1 le volume de matrice soustrait pour chaque fissure formée est maximum. Dans ce cas la diminution de rigidité est importante car la contribution de la fibre est maximale.

Le paramètre k affecte également la rigidité du microcomposite (figure 17). Augmenter k revient à augmenter τ donc par conséquent à augmenter le volume de matrice qui participe à la rigidité du microcomposite. Ceci se traduit par une augmentation de la rigidité (figure 17).

Enfin, l'action de la zone interfaciale sera modulée par la fraction volumique de matrice présente initialement. Plus le volume de matrice est important pour une interphase donnée et plus la chute de rigidité est importante (figure 16) car à chaque fissure la contribution de la matrice diminue plus rapidement.

VI CONCLUSION

Une approche micromécanique du comportement mécanique du microcomposite couplée à une approche statistique probabiliste pour déterminer la fissuration de la matrice et la rupture de la fibre, a montré qu'il est possible de prévoir les comportements mécaniques observés expérimentalement sur des microcomposites mais aussi sur des composites 2D tissés SiC/SiC. Cette approche a également permis d'évaluer l'influence d'un certain nombre de paramètres tels que la longueur de la décohésion fibre/matrice (l_d), la longueur du décollement total de la matrice par rapport à la fibre ($\beta = l_o/l_d$), le cisaillement interfacial (τ_o) les interactions fibre/matrice (k) et la fraction volumique de matrice (V_m). Il a été montré, pour le système SiC/SiC, que ces caractéristiques interfaciales déterminent de manière significative les contraintes, les déformations et la rigidité du microcomposite. Une description qualitative et quantitative de cette influence a été proposée. Ainsi, les phénomènes interfaciaux cités précédemment perturbent le champ des contraintes appliqué et les volumes de matière sous contraintes. La

diminution des volumes de matrice sous contraintes est accélérée pour des valeurs élevées de l_d et β et des valeurs faibles de τ et k , toutes choses étant égales par ailleurs. Dans ces conditions, compte tenu de l'aspect statistique de la rupture dans un tel matériau fragile, des contraintes de plus en plus importantes deviennent nécessaires pour créer des fissures dans les blocs de matrice lesquelles ne peuvent plus être atteintes avant la rupture de la fibre. Corrélativement, la rigidité du microcomposite décroît car la contribution de la matrice est réduite. Des courbes à plateau à faible contrainte de saturation sont donc obtenues dans ce cas. Au contraire le domaine non-linéaire est beaucoup plus étendu et les contraintes sont plus élevées lorsque l_d et β sont faibles ou lorsque τ_0 et k sont grands, toutes choses égales par ailleurs. Dans ce dernier cas, la diminution des blocs de matrice étant ralentie, la fissuration de la matrice se produit plus facilement tandis que la rigidité décroît moins vite.

Ces tendances sont en excellent accord avec un grand nombre d'observations empiriques effectuées sur des composites tissés 2D SiC/SiC. En outre, les calculs ont permis de prévoir de manière satisfaisante les contraintes de fissuration de la matrice pour deux microcomposites SiC/SiC. Ces résultats démontrent donc la validité de cette approche et du choix du microcomposite en tant que cellule élémentaire du composite. Le microcomposite permet d'évaluer l'incidence des phénomènes interfaciaux sur le comportement mécanique. Il permet aussi d'évaluer l'influence de la fraction volumique de matrice et des caractéristiques de la fibre et de la matrice.

L'étude du microcomposite a confirmé les observations réalisées sur des structures plus complexes tel que les 2D tissés, sur les relations entre la multifissuration matricielle et les caractéristiques mécaniques.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] **LAMON, J., LISSART, N., RECHINIAC. C., ROACH, D.H., JOUIN, J.M.,** "Micromechanical and Statistical Approach to the behavior of CMC's" Ceramic Engineering & Science Proceedings, Proceedings oh the 17 th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Cocoa Beach, FL, January 10-15, p 1115-1124, 1993.
- [2] **PIQUENOT N.,** : Etude du rôle des interfaces et interphase dans le comportement à la rupture de microcomposites unidirectionnels à matrice fragile. Thèse à l'Université de Bordeaux I n° 663, 1992
- [3] **GRATEAU L.,** : Etude du comportement mécanique de composites monofilamentaire SiC/SiC - Rôle de l'interface. Thèse à l'Université d'Orsay n° 779, 1987.
- [4] **LAMON, J., GUILLAUMAT, L.,** "A Probabilistic Approach to the Failure of Ceramic Matrix Composites (CMC) : Analysis of the Influence of Fiber/Matrix Interfaces" Proc Fifth European Conference on Composite Materials (ECCM5), A.R. BUNSELL, J.F. JAMET, A. MASSIAH Eds, April 7-10, EACM 1992 Bordeaux, France, p 585.
- [5] **PERES P., ANQUEZ L., JAMET J.** : Analyse micromécanique de la rupture des composites céramiques. Revue Phys. Appl. 23, 1988, p 213-228.

[6] LAMON, J., RECHINIAC. C., LISSART, N., CORNE, P., "Determination of interfacial Properties in Ceramic Matrix Composites Using Microcomposite Specimens" Fifth European Conference on Composite Materials (ECCM5), A.R. BUNSELL, J.F. JAMET, A. MASSIAH Eds, April 7-10, 1992 EACM Bordeaux, France, p 895.

[7] GUILLAUMAT, L., "Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique", Thèse de doctorat : Université de BORDEAUX I, n° 1056, chap. 2, 1994.

[8] DROILLARD, C., "Elaboration et caractérisation de composites à matrice SiC et à interphase séquencée C/SiC.", Thèse de doctorat : Université de BORDEAUX I, n° 913, 1993.

[9] LABRUGERE, C. "Influence de l'évolution physico-chimique des fibres et de la zone interfaciale fibre/matrice sur le comportement mécanique des composites SiC/C/SiC et SiC/MAS-L après vieillissement thermique sous atmosphère contrôlée" Thèse de doctorat : Université de BORDEAUX I, n° 998, 1993.

[10] LAMON, J., "Structural Reliability of Ceramics" Proceeding of the 11th International Symposium on Metallurgy and Materials Science. Structural Ceramics-Proceeding, Microstructure and Properties. Editors : J.J.BENTZEN, J.B. BILDE-SORENSEN, N. CHRISTIANSEN, A. HORSEWELL, B. RALPH. RISO National Laboratory, Roskilde, Denmark, 1990, p 39-56.

CONCLUSIONS GÉNÉRALES

Les conclusions qui sont destinées à des applications très précises, et qui peuvent être obtenues grâce à leur comportement élastique, sont parfaitement compatibles avec les résultats obtenus au cours de l'étude théorique. L'objectif principal a été de mettre en évidence les relations qui existent entre la multiflexion et la température de déformation du type SMC/SIC.

CONCLUSIONS GÉNÉRALES

Avant d'aborder brièvement la réalisation d'une quelconque de ces études, il paraît incontournable d'établir au préalable les bases théoriques de ce problème. C'est le fait l'objet du premier chapitre.

Le système à étudier est constitué de fibres, d'une matrice et d'un revêtement d'interface placé entre les deux éléments précédents. Ainsi, la géométrie de l'endommagement principal nécessaire à l'interprétation de ce système se trouve à un champ de contraintes par le biais d'un état mécanique. Celui-ci est défini par trois familles de fibres qui correspondent aux trois éléments qui constituent la structure du matériau. La première famille est analysée dans la partie théorique et plus particulièrement aux angles de la microfibrille qui constitue les contraintes. Leur influence sur la rigidité est particulièrement significative et elle progresse sur plusieurs ordres de grandeur au cours de l'étude. Le deuxième point est consacré à l'étude des fibres longitudinales. Elles sont également analysées car elles constituent les fibres aux angles de la microfibrille, lorsque le transfert de charge se produit une troisième famille de fibres appartient au sens des fibres longitudinales. Leur action sur la rigidité est

CONCLUSIONS GÉNÉRALE

Les matériaux qui sont destinés à des applications très spécifiques ne pourront être optimisés qu'une fois leur comportement thermomécanique parfaitement compris et maîtrisé au niveau de l'élaboration. C'est pourquoi ce travail a eu pour objet de mettre en évidence les relations qui existent entre la multifissuration matricielle, la structure et le comportement mécanique à température ambiante de composites du type SiC/C/SiC.

Avant d'aborder sérieusement la réalisation d'une quelconque modélisation il paraissait incontournable d'établir au préalable les bases physiques du problème. Ceci a fait l'objet du premier chapitre.

Le système à étudier est constitué de fibres, d'une matrice et d'un matériau d'interphase placé entre les deux éléments précédents. Ainsi, la génération de l'endommagement matriciel nécessite obligatoirement de soumettre le matériau à un champ de contraintes par le biais d'essais mécaniques. Ceux-ci ont révélé trois familles de fissures qui correspondent aux trois éléments qui constituent la structure du matériau. La première famille est amorcée dans la matrice interfil et plus particulièrement aux angles de la macroporosité qui concentrent les contraintes. Leur influence sur la rigidité est particulièrement significative car elles progressent sur plusieurs strates donc elles endommagent chacune un volume important. La deuxième famille est localisée dans les fils transversaux. Elles sont également pénalisantes car elles sectionnent les fils sur toute leur longueur. Enfin, lorsque le transfert de charge le permet une troisième famille de fissures apparaît au sein des fils longitudinaux. Leur action sur la rigidité est

beaucoup plus faible car la section entière de la fissure est pontée par les fibres donc l'ouverture de celle-ci est plus faible que dans les deux cas précédents.

L'intensité de la fissuration est modulée par les caractéristiques mécaniques de l'interphase. Des essais de traction réalisés sur des éprouvettes vieillies thermiquement ont produit une grande variété d'endommagement conduisant à l'établissement d'une classification des 2D SiC/C/SiC qui pourrait être étendue facilement à d'autres types de matériaux composites céramiques.

Une modélisation 2D a été réalisée à partir des renseignements établis précédemment.

Elle a permis de simuler le comportement mécanique du matériau composite en considérant les caractéristiques physiques et mécaniques de chacun des constituants. Une première étape a consisté à déterminer le champ de contraintes à partir d'une étude par éléments finis sur différentes configurations en introduisant réellement les fissures. Les rigidités de chacune des configurations ont permis de reconstituer la courbe de comportement avec un accord satisfaisant. Par contre, il n'a pas été possible de retrouver la séquence d'endommagement par cette approche. Une deuxième étape a consisté à entreprendre une analyse statistique-probabiliste. En utilisant des données extraites de microcomposites et de mèches infiltrées il a été possible d'expliquer la présence des zones endommagées pour un niveau de contrainte donné. La probabilité globale de chaque modèle peut être utilisée comme un critère d'évolution de la fissuration lorsqu'elle atteint la valeur 1.

Un microcomposite est l'entité la plus élémentaire qui puisse représenter un assemblage fibre, interphase et matrice. Il permet d'étudier plus particulièrement l'action de l'interphase sur la fissuration et c'est pourquoi il a été retenu pour l'étude de la multifissuration. De la même manière que précédemment, une approche mécanique a été couplée à une approche statistique-probabiliste. Cela a mis en évidence que la rupture des blocs de matrice non endommagée est bien gouvernée de la même façon que celle d'un bloc monolithique en céramique. La rupture est dictée par un compromis entre le champ de contraintes, le volume sous contraintes et les caractéristiques statistiques des défauts. La dépendance de la longueurs de décohésion avec la contrainte semble jouer un rôle sur le comportement mécanique surtout après la saturation de l'endommagement. De plus, cette modélisation a montré que la réalisation d'un comportement mécanique de bonne qualité est obtenue grâce à un couple τ -fraction volumique de matrice optimisé.

Ainsi, cette étude a montré qu'il existe une relation très étroite entre la structure du matériau et la fissuration matricielle, les caractéristiques mécaniques de l'interphase modulant l'intensité de cette fissuration. Il semble malgré tout indispensable d'effectuer un travail similaire sur les matériaux 2D à haute température et sous des atmosphères variées car cela correspond davantage à leur domaine d'utilisation. D'autre part, le défi à moyen terme serait de générer sur la base d'un SiC/C/SiC de cette étude un matériau capable de résister partiellement à l'oxydation tout en limitant la perte de rigidité due à la fissuration surtout près de la limite de linéarité. Pour ce deuxième point il faudrait idéalement optimiser l'épaisseur de matrice inter-fil et réduire au minimum la longueur de décohésion. Cela aurait pour conséquence, à l'arrivée

des premières fissures de diminuer la rigidité d'une valeur faible. Les outils qui permettraient de guider cette optimisation ont été proposés dans le présent travail.

ANNEXE A : CALCUL DES FRACTIONS VOLUMIQUES

Les fractions volumiques de fibre, de matrice et de pores se calculent à l'aide d'une méthode de pontage sur la base de mesures de densité et de fractions massiques. À partir de celles-ci et connaissant l'arrangement des strates dans le composite réel il est possible de déterminer la fraction volumique de fibre selon l'expression suivante :

ANNEXES

$$V_f = \frac{\text{nombre de strates} \cdot \rho_{\text{fibre}}}{\rho_{\text{matrice}} + \rho_{\text{fibre}}} \quad (1)$$

La fraction volumique de matrice s'obtient indépendamment de la fraction volumique de fibres en soustrayant au compte la masse volumique du composite.

$$V_m = \frac{\rho_{\text{matrice}} - \rho_{\text{com}}}{\rho_{\text{matrice}}} \quad (2)$$

ρ_{matrice} = masse volumique de fibres locales = 1,34 g/cm³

ρ_{com} = masse volumique globale du matériau

ρ_{fibre} = masse volumique de fibres = 2,15 g/cm³

ρ_{matrice} = masse volumique de matrice = 1,2 g/cm³

ρ = densité du matériau (mesure)

La fraction volumique de pores se détermine par simple soustraction :

$$V_p = 1 - (V_f + V_m) \quad (3)$$

ANNEXE A : CALCUL DES FRACTIONS VOLUMIQUES.

Les fractions volumiques de fibre, de matrice et de pores ont été déterminées à l'aide d'une méthode fondée sur la pesée de strates de fibres tissées pour obtenir une masse surfacique. A partir de celle-ci et connaissant l'épaisseur d'une strate dans le composite réel il est possible d'obtenir la fraction volumique de fibres selon l'expression suivante :

$$V_f = \frac{\text{nombre de strates} \cdot \delta_{\text{fibre}}}{\rho_{\text{fibre}} \cdot e} \quad (1)$$

La fraction volumique de matrice s'obtient indépendamment de la fraction volumique de porosité en prenant en compte la masse volumique de l'échantillon, soit :

$$V_m = \frac{\rho_{\text{géom}} - \rho_{\text{fibre}} \cdot V_f}{\rho_{\text{matrice}}} \quad (2)$$

δ_{fibre} = masse surfacique de fibres tissées = $2,94 \cdot 10^{-2}$ g/cm²

$\rho_{\text{géom}}$ = masse volumique géométrique (mesurée)

ρ_{fibre} = masse volumique de fibres = 2,55 g/cm³

ρ_{matrice} = masse volumique de matrice = 3,2 g/cm³

e = épaisseur de l'échantillon (mésurée)

La fraction volumique de porosité s'obtient par simple soustraction selon :

$$V_p = 1 - (V_f + V_m) \quad (3)$$

ANNEXE B : MICROSCOPIE

I POLISSAGE :

L'observation d'échantillons en microscopie optique nécessite une préparation.

Dans un premier temps il faut enrober l'échantillon dans une résine pour :

1) éviter la destruction partielle des échantillons,

2) maintenir la face qui est en cours de polissage toujours parallèle au disque abrasif,

3) réaliser un polissage automatique (voir plus loin).

L'enrobage est réalisé en plaçant l'échantillon qui est tenu par un clip métallique dans un moule plastique. La résine est ensuite coulée dans ce moule puis l'ensemble est placé dans une enceinte où le vide est réalisé de façon à ce que celle-ci pénètre bien dans le matériau par la porosité.

Dans un deuxième temps l'enrobage est poli suivant une méthodologie adaptée à chaque matériau.

La polisseuses¹ (STRUERS planopol V) est constituée d'un moteur qui entraîne des disques de polissage en rotation (réglable) et d'un support² qui fait tourner dans le même sens un porte échantillons dont la contenance maximale est de six enrobages. Celui-ci est appliqué sur le disque selon une force réglable. Le premier plateau est un disque diamanté de 40 microns qui est utilisé jusqu'à ce que la surface de l'échantillon soit dégagée de la résine. Les deux plateaux suivant sont constitués d'un tissu sur lequel une pâte de 14 et 6 microns est déposée successivement. La durée de cette étape est de 15 minutes pour chaque plateau. L'étape de finition est réalisée avec une granulométrie de 1 micron. La durée est limitée par la qualité du polissage désirée,

II MICROSCOPE :

Le microscope installé sur la machine de traction³ est constitué d'éléments modulaires montés sur des platines motorisées qui se déplacent selon les directions X-Y-Z. Elles sont pilotées manuellement par le biais d'un boîtier de commande⁴ de façon à pouvoir parcourir la zone utile de l'éprouvette. Un certain nombre de bagues sont fixées à l'objectif pour pouvoir passer entre les mors et atteindre ainsi la surface de l'éprouvette. Le grandissement de la chaîne optique a été mesuré sur les différents supports : moniteur et photographies par un micromètre objectif au 0,02 mm. Le nombre de bagues ne modifie pas le grandissement.

¹ modèle planopol V de la marque STRUERS.

² modèle Pedemax 2 de la marque STRUERS.

³ modèle MS 98 de la marque MICROCONTROLE.

⁴ modèle TL 78 de la marque MICROCONTROLE.

ANNEXE C: ENDOMMAGEMENT DU C/SiC

Ce composite est constitué d'un empilement de strates de tissu en carbone infiltré en phase vapeur par une matrice en carbure de silicium.

Une observation de ce matériau sortant de fabrication à faible grandissement révèle la présence d'une **fissuration assez intense**. Celle-ci est provoquée lors de l'élaboration du composite par la différence des coefficients de dilatation thermique qui existe entre les fibres et la matrice et qui génère pendant le refroidissement du matériau des contraintes qui sont suffisantes pour créer des ruptures matricielles (fig. 1). **La fissure suit préférentiellement les singularités de la microporosité ainsi que l'interphase fibre-matrice** (fig. 2).

La distance entre deux fissures au sein d'un fil à section droite dans les plans longitudinal et transversal par rapport à la direction de traction est en moyenne de l'ordre de $150 \mu\text{m} \pm 50 \mu\text{m}$.

Les blocs de matrice comportant les macrodéfauts semblent également endommagés (fig. 3). **Le matériau possède le même état d'endommagement que le matériau C à rupture.**

L'observation du plan des strates met en évidence la présence d'un **champ de contraintes biaxial** dont les deux directions sont parallèles aux directions des fibres. La différence des coefficients de dilatation thermique est valable dans les deux directions du renfort.

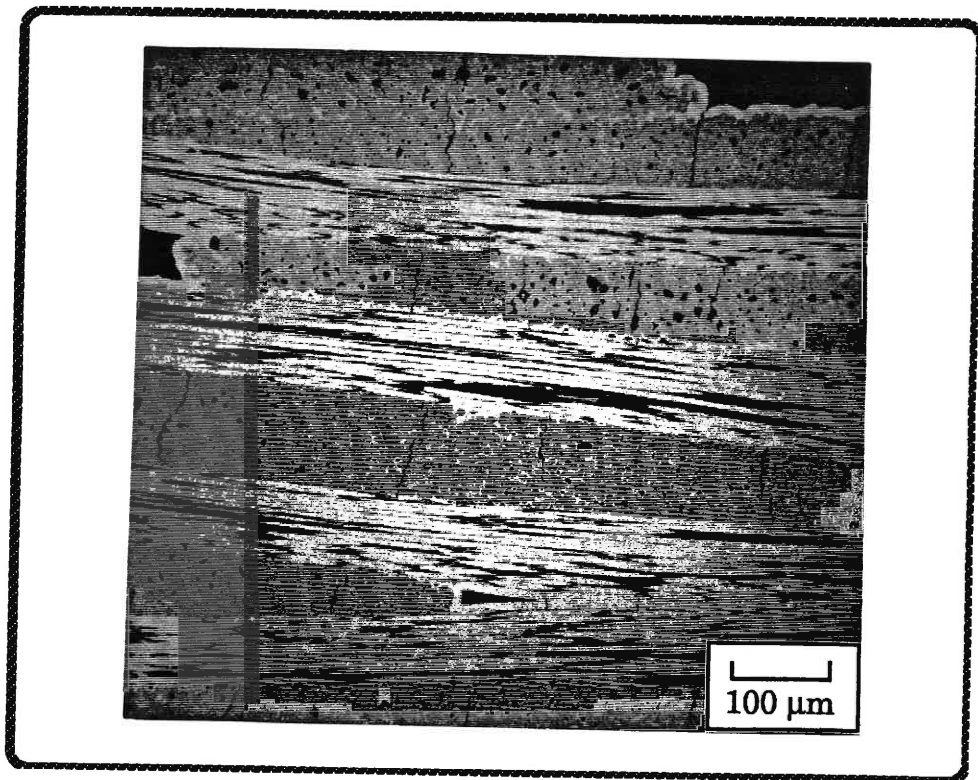


Figure 1. *Ruptures matricielles engendrées par l'élaboration.*

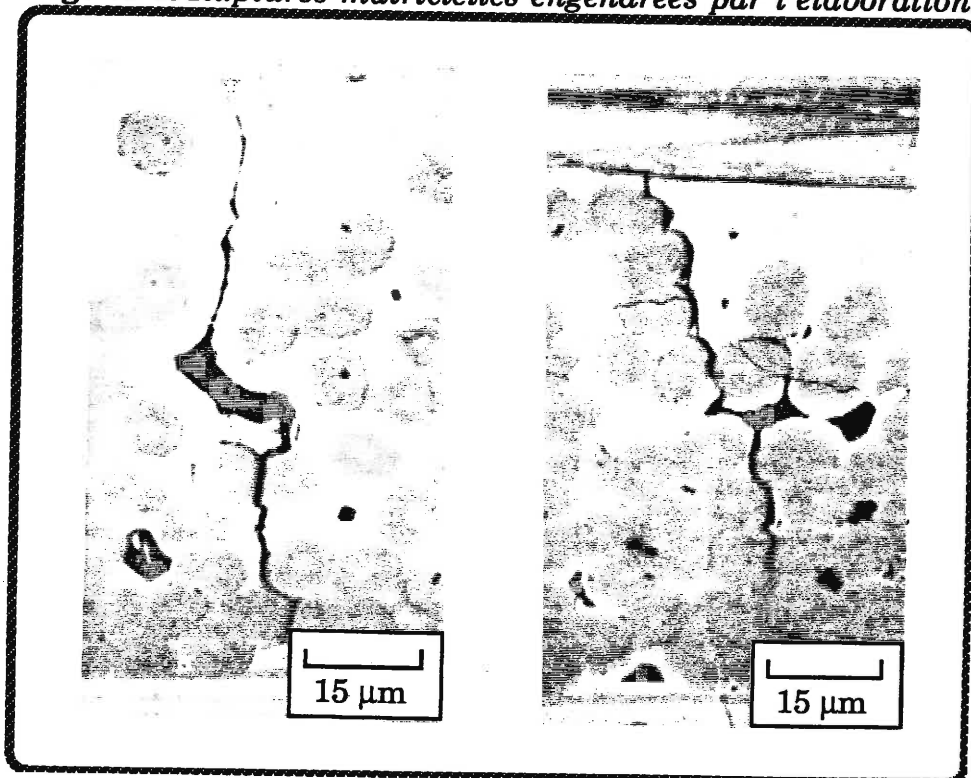


Figure 2. *Chemin des fissures à travers les fils transversaux.*

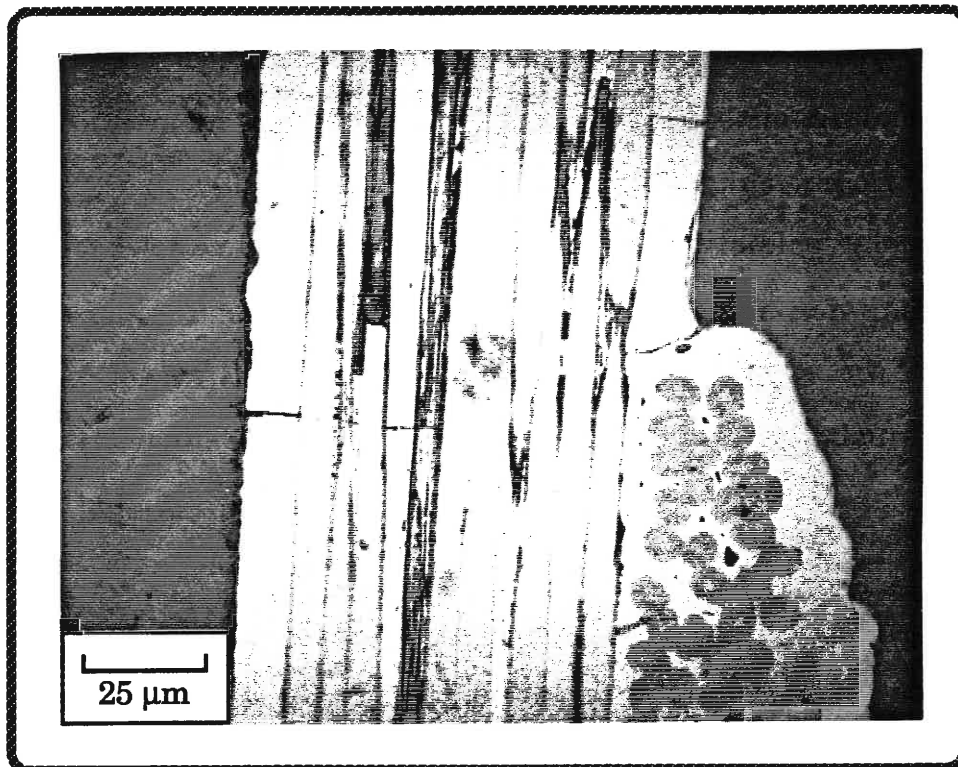


Figure 3. *Bloc de matrice autour d'un macropore endommagé.*



Des observations ont été ensuite effectuées sur une éprouvette sur laquelle a été appliquée une contrainte de 290 MPa. Elles montrent un **endommagement supplémentaire** par rapport au matériau non sollicité qui est localisé **essentiellement sur les fils de fibres** orientés dans la direction de traction. Cette éprouvette a été polie sans avoir été ni découpée, ni enrobée. De plus, l'évaluation du pas de fissuration matricielle dans le plan perpendiculaire aux strates (plan XZ) est délicate à réaliser car les fibres étant très serrées au sein d'un fil il est difficile d'identifier de la matrice. En conséquence, la distance interfissure a été mesurée seulement sur des parties de fils présentant des blocs matriciels (fig 4). Une distance moyenne de 48 μm a été obtenue d'après 366 mesures avec une dispersion de 25 μm .

e a
ent
isé
tte
ion
lan
est
été
4).
ne

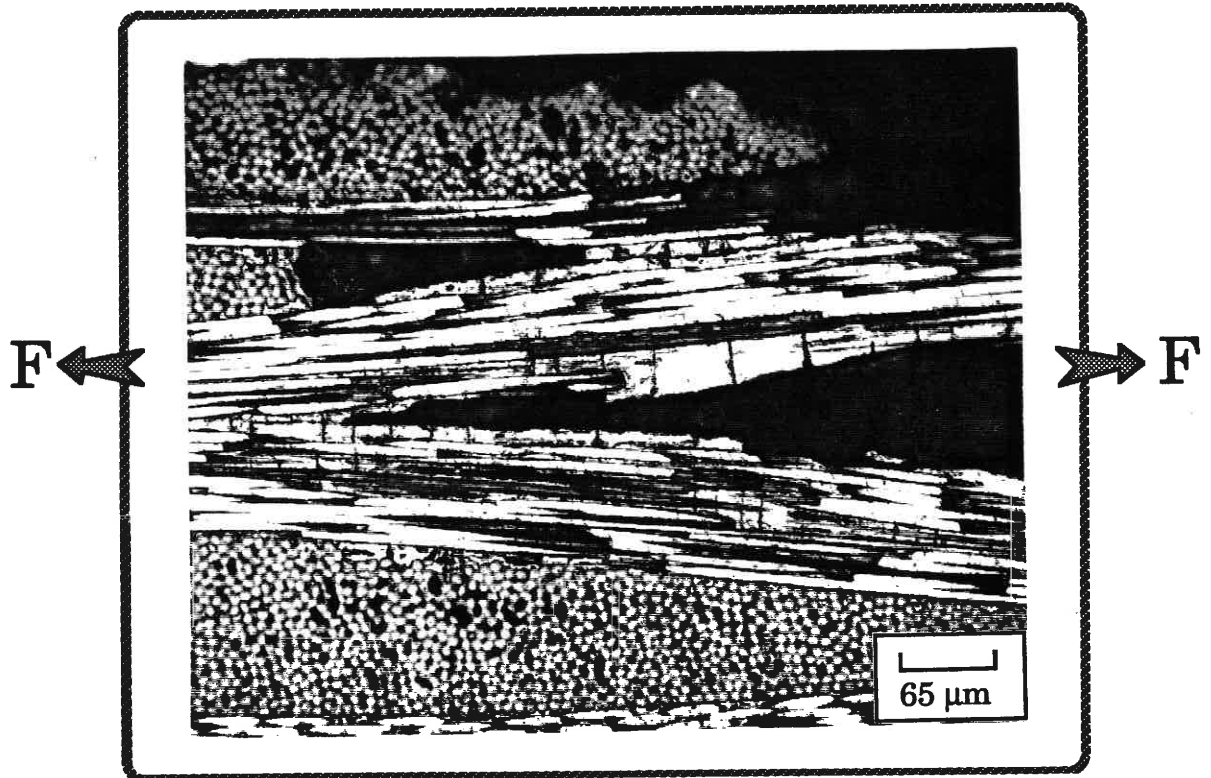


Figure 4. *Fissuration intra-fil au sein des fils longitudinaux*



RESUME

Les relations entre la microstructure, la microfissuration et le comportement mécanique dans les composites céramiques ont été étudiées pour un matériau 2D SiC/C/SiC.

L'analyse en microscopie de l'endommagement de ces matériaux sous sollicitations de traction a révélé la présence d'autant de familles de fissures que de constituants, à savoir : une fissuration de la matrice interfil amorcée par les singularités de la macroporosité, puis dans les fils transversaux et enfin dans les fils longitudinaux. Ces trois familles ont une influence sélective sur le comportement mécanique. Celui-ci est également fortement affecté par les caractéristiques du matériau d'interphase. Les deux premières familles, en raison de leur propagation importante, diminuent considérablement la rigidité du matériau. Par contre, la localisation de la troisième famille dans les fils longitudinaux affecte plus particulièrement la liaison fibre/matrice.

La détermination du champ de contraintes par éléments finis suivie d'un calcul probabiliste considérant les propriétés mécaniques des constituants du composite et intégrant réellement les familles de fissures créées selon les déformations imposées a permis de reconstituer la courbe de comportement de manière satisfaisante.

Enfin, l'analyse d'un composite élémentaire constitué d'une seule fibre entourée d'une interphase et d'un dépôt matriciel (microcomposite) d'un double point de vue micromécanique et probabiliste a permis de décrire l'incidence des phénomènes interfaciaux sur les courbes de comportement contraintes-déformations.

MOTS CLES

Composite céramique/céramique, endommagement, rupture, interfaces, simulation numérique, approches statistiques - probabilistes.