Identification expérimentale et modélisation statistique multi-échelle du comportement mécanique de composites SiC/SiC tissés

Emmanuelle Munier

▶ **To cite this version:**

Emmanuelle Munier. Identification expérimentale et modélisation statistique multi-échelle du comportement mécanique de composites SiC/SiC tissés. Sciences de l'ingénieur [physics]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1994. Français. NNT : . pastel-00002421

HAL Id: pastel-00002421
https://pastel.hal.science/pastel-00002421

Submitted on 11 Oct 2007

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.

THESE

présentée à

L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE PARIS

par

Emmanuelle MUNIER
Ingénieur ESEM - Orléans

pour obtenir le titre de

Docteur en Sciences et Génie des Matériaux

IDENTIFICATION EXPERIMENTALE ET MODELISATION STATISTIQUE MULTI-ECHELLE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE COMPOSITES SiC/SiC TISSES

Soutenue le 9 décembre 1994

JURY

Président :	G. FANTOZZI	INSA (Lyon)
Rapporteurs :	G. FANTOZZI	INSA (Lyon)
	P. LADEVEZE	ENS (Cachan)
Examinateurs :	F. ABBE	SEP (Bordeaux)
	D. FARGEOT	ENSCI (Limoges)
	D. JEULIN	ENSMP (Fontainebleau)
	J. L. SERVOIN	ESEM (Orléans)
Directeur de thèse :	M. BOUSSUGE	ENSMP (Evry)

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé au Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'Ecole des Mines de Paris. Je remercie Monsieur J.P. Trottier, Directeur du laboratoire, pour m'avoir permis d'y effectuer ma thèse.

Je tiens à remercier Michel Boussuge, qui a suivi le déroulement de mon étude durant ces trois années, pour sa grande disponibilité, ses conseils et nos échanges d'opinions, qui m'ont permis de mener à bien ma thèse. J'ai également beaucoup apprécié l'autonomie qu'il m'a laissée dans l'organisation de mon travail.

Je suis particulièrement reconnaissante à Messieurs G. Fantozzi et P. Ladevèze de m'avoir fait l'honneur de juger ce travail et de l'intérêt qu'ils y ont porté. Je remercie également sincèrement Messieurs F. Abbé, D. Fargeot, D. Jeulin et J.L. Servoin d'avoir examiné mon travail et participé à mon jury de thèse.

J'adresse aussi mes sincères remerciements à :

* H. Burlet et P. Pilvin pour leurs conseils et leur aide, qui m'ont été très précieux et que j'ai beaucoup appréciés lors de la réalisation de la partie numérique de ce travail.
* D. Jeulin pour ses conseils concernant l'étude statistique.
* S. Gailliègue pour son aide technique et sa patience !
* C. Baxevanakis pour notre collaboration "inter-thèsards", notre entraide et nos longues discussions "scientifiques".

Je n'oublie pas l'ensemble du personnel du laboratoire (thésards et permanents) pour l'ambiance qui y règne.

Je voudrais pour terminer remercier de tout mon coeur mes parents et toute ma famille pour leur soutien constant, sans lequel ceci n'aurait pas été possible.

SOMMAIRE

Pages

INTRODUCTION GENERALE 1

CHAPITRE I : LES TORONS SiC/SiC PRESENTATION ET COMPORTEMENT 7

I- Comportement des composites unidirectionnels à matrice fragile : généralités 8

1-1) La phase linéaire élastique 8

1-2) Le seuil d'endommagement 9

1-3) La phase d'endommagement 12

II- Présentation des torons SiC/SiC 18

2-1) Les fibres SiC 18

2-2) La matrice SiC C.V.I. 21

2-3) L'interface de carbone 24

2-4) Les torons SiC/SiC 26

III- Comportement mécanique des torons SiC/SiC 29

3-1) La phase linéaire élastique 31

3-2) Le seuil d'endommagement 32

3-2-1) Les contraintes de début d'endommagement 33

3-2-2) Les contraintes à rupture de la matrice 43

3-3) La phase d'endommagement 47

3-4) La rupture 51

IV- Conclusions du premier Chapitre 56

CHAPITRE II : LE COMPOSITE SiC/SiC TISSE MONOCOUCHE PRESENTATION ET COMPORTEMENT 57

I- Présentation du composite SiC/SiC tissé monocouche 58

II- Procédure expérimentale 66

2-1) Préparation et géométrie des éprouvettes 66

2-2) Dispositif expérimental 66

2-2-1) Amarrage des éprouvettes 66

2-2-2) Instrumentation des essais 68

2-3) Essais réalisés 69

Pages

III- Comportement en traction du tissu monocouche 71
3-1) Le matériau 1 71
3-2) Le matériau 2 92
IV- Conclusions du deuxième Chapitre 104

CHAPITRE III : MODELISATION PAR ELEMENTS FINIS DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU TISSU MONOCOUCHE 105

I- Modélisation du comportement mécanique du matériau 1 sollicité en traction uniaxiale 106
1-1) Données du problème 108
1-1-1) Les torons longitudinaux 108
1-1-2) Les torons transversaux 115
1-1-3) La liaison entre torons longitudinaux et transversaux 118
1-2) Réalisation des calculs 121
1-3) Résultats de la modélisation 123
1-3-1) Validation des données : modélisation des torons 123
1-3-2) Modélisation du matériau 1 131
1-3-2-a) Modélisation du matériau 1 sans délaminage 133
1-3-2-b) Modélisation du matériau 1 avec délaminages 141
II- Modélisation du comportement mécanique du matériau 2 sollicité en traction uniaxiale 156
2-1) Données du problème 157
2-1-1) Le matériau monocouche 1 157
2-1-2) La gaine matricielle 161
2-2) Résultats de la modélisation 164
2-2-1) Validation des données : modélisation du matériau 1 164
2-2-2) Modélisation du matériau 2 168
2-2-2-a) Modélisation du matériau 2 sans délaminage 168
2-2-2-b) Modélisation du matériau 2 avec délaminages 172
III- Conclusions du troisième Chapitre 177
Annexes du Chapitre III 178
Annexe 1: Influence de l'ondulation des torons 179
Annexe 2: Contraintes locales de délaminages 182
Annexe 3: Influence de la gaine matricielle 184

Pages

CHAPITRE IV : COMPORTEMENT MECANIQUE ET MODELISATION DU COMPOSITE SiC/SiC TISSE MULTICOUCHE 186

I- Présentation du matériau SiC/SiC tissé multicouche 187
II- Comportement mécanique du matériau 2D tissé sollicité en traction 192
2-1) Procédure expérimentale 192
2-2) Comportement mécanique du composite 2D tissé SiC/SiC 194
2-2-1) La phase linéaire élastique 194
2-2-2) La phase d'endommagement 196
2-2-3) La rupture 203
III- Modélisation du composite tissé multicouche 207
3-1) Données de la modélisation 207
3-2) Validation des données 210
3-3) Modélisation du matériau multicouche 213
IV- Conclusions du quatrième Chapitre 218

CONCLUSION GENERALE 219

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES 224

INTRODUCTION GENERALE

Les composites céramique / céramique à fibres longues, tels que les composites SiC/SiC tissés (Lamicq et coll., 1986), objets de la présente étude , répondent, de par leur faible densité, leur inertie chimique et leur réfractarité, aux enjeux futurs envisagés dans les domaines de la propulsion, de l'aéronautique et de l'espace (Lacombe, 1989 - Jamet, 1989 - Stohr, 1993 - Chermant et coll., 1993). Depuis une dizaine d'années, des programmes de recherche, tels que celui du groupement scientifique français "Comportements Thermomécaniques des Composites Céramique / Céramique à Fibres" (Fantozzi, 1993), ont donc été lancés. Deux thèmes majeurs sont traités :

- l'amélioration de la connaissance du comportement mécanique de tels matériaux, soumis à des sollicitations mécaniques variées, sous diverses atmosphères, de la température ambiante aux hautes températures. Des études microstructurales (M.E.T, M.E.B et microscopie optique) permettent alors de relier l'évolution des caractéristiques mécaniques, aux modifications microstructurales observées.
- la modélisation de leurs comportements mécaniques : les modélisations réalisées actuellement concernent essentiellement le comportement mécanique à température ambiante de ces composites. Deux principales catégories d'approches sont proposées : les approches macroscopiques et les approches micromécaniques.

Dans le cas des *approches macroscopiques*, le matériau est considéré comme un milieu continu globalement homogène, possédant un comportement moyen à l'échelle macroscopique. Dans le cas des composites céramique / céramique à fibres longues, ces modélisations sont basées, pour la plupart, sur la théorie de l'endommagement développée initialement par Kachanov et Rabotnov pour les matériaux métalliques. La détérioration du matériau est reliée à la variation relative de sa rigidité élastique (Lemaitre et coll., 1985). Cette théorie a été étendue, en particulier par Ladevèze (1983 - 1986), au cas des matériaux anisotropes et aux composites, pour lesquels plusieurs mécanismes d'endommagement coexistent.

Un premier modèle d'endommagement isotrope, basé sur cette théorie, a été proposé par Gasser pour le composite SiC/SiC 2D tissé (Allix et coll., 1993), le matériau étant considéré initialement comme isotrope. La différence de comportement en traction et en compression, présentée par ces matériaux à l'état endommagé, est décrite, mais seul le cas de sollicitations uniaxiales est ainsi traité. La prise en compte d'un endommagement anisotrope, phénomène expérimentalement mis en évidence par des mesures ultrasonores (Baste et coll., 1993), permet de décrire le comportement du matériau soumis à des sollicitations biaxiales (Allix et coll., 1994). Une approche similaire est menée actuellement par Maire (Maire et coll., 1994), le matériau étant, dans ce cas, considéré initialement comme orthotrope.

De manière générale, ces "macro-modèles" ont pour but la prévision du comportement de ces matériaux soumis à des sollicitations complexes, et font par conséquent appel à nombre de paramètres. La difficulté majeure associée à de telles approches concerne l'identification de ces

paramètres, qui nécessite de nombreux essais. Leur validation exige de nouveaux essais à chargements complexes.

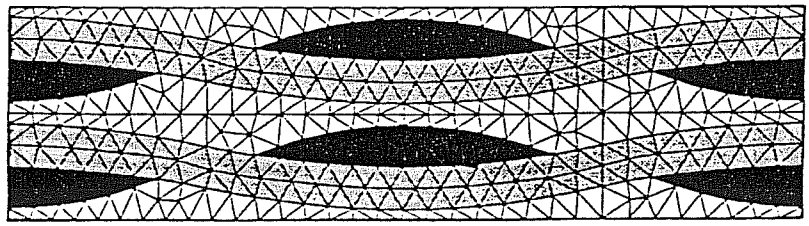
Pour pallier certaines insuffisances de représentativité de ces macro-modèles, Aubard (1992) a proposé un *"méso-modèle"* intégrant mieux les différents mécanismes d'endommagement expérimentalement observés. Une représentation du composite à une échelle plus fine est introduite, le composite SiC/SiC tissé multicouche étant, en effet, représenté par un assemblage de différentes couches :

- une couche de matrice inter-toron et de pores
- quatre couches d'unidirectionnels à 0° et à 90°

Les caractéristiques mécaniques et les proportions de chaque constituant interviennent. Le passage à l'échelle macroscopique se fait suivant la théorie des stratifiés.
Aussedat et coll. (1993) ont également proposé un "méso-modèle", l'échelle méso correspondant, dans ce cas, à une nappe de torons tissés. Le comportement de cette dernière est défini par une analyse par homogénéisation des défauts à cette échelle, qui fournit les lois de chutes des modules du matériau équivalent au matériau fissuré. Le passage à l'échelle macroscopique est réalisé grâce à la théorie des plaques.

Les *approches micromécaniques* cherchent principalement à établir la relation entre la courbe globale de comportement du matériau et les propriétés de ses constituants.
Ishikawa et Chou (1982) ont proposé différents modèles analytiques décrivant le comportement en élasticité des composites tissés, parmi lesquels on peut citer le modèle mosaïque basé sur la théorie des stratifiés, dans lequel le matériau est représenté par un assemblage d'unidirectionnels, et le modèle avec ondulation, qui comme son nom l'indique, prend en compte l'ondulation des fibres et leur continuité dans la direction de chargement.
D'autres modèles, basés sur des méthodes d'homogénéisation des milieux périodiques, ont été développés et appliqués au cas du composite SiC/SiC tissé multicouche : comme présenté sur la Figure 1, l'influence des différentes configurations d'empilement des couches (cellules en phase ou hors phase) sur le comportement du matériau sain, a été étudiée (Lebon, 1993). Cette méthode a été étendue au cas du matériau endommagé par l'introduction, dans la cellule de base, d'un nombre donné de fissures, permettant ainsi de définir l'évolution de la densité de fissures en fonction du chargement (Lebon et coll., 1990 - 1993). Une étude similaire, faisant intervenir une représentation plus fine de la structure réelle du matériau, a été réalisée par Guillaumat, l'aspect statistique étant également pris en compte dans ce cas (Guillaumat et coll., 1994).
La limite de telles approches est leur applicabilité actuellement limitée à des sollicitations simples, uniaxiales. De plus, le niveau d'endommagement et la localisation du dommage au sein du matériau sont imposés a priori pour les calculs.

a



b

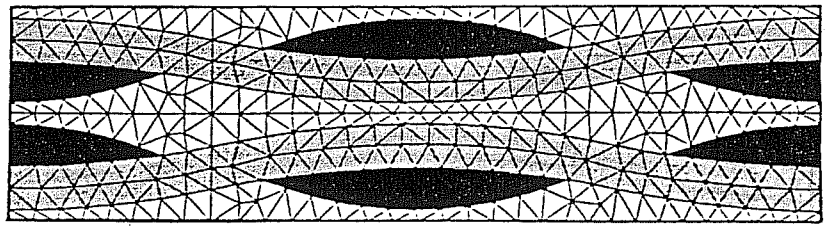


Figure 1 : assemblages en phase (a) et hors phase (b).

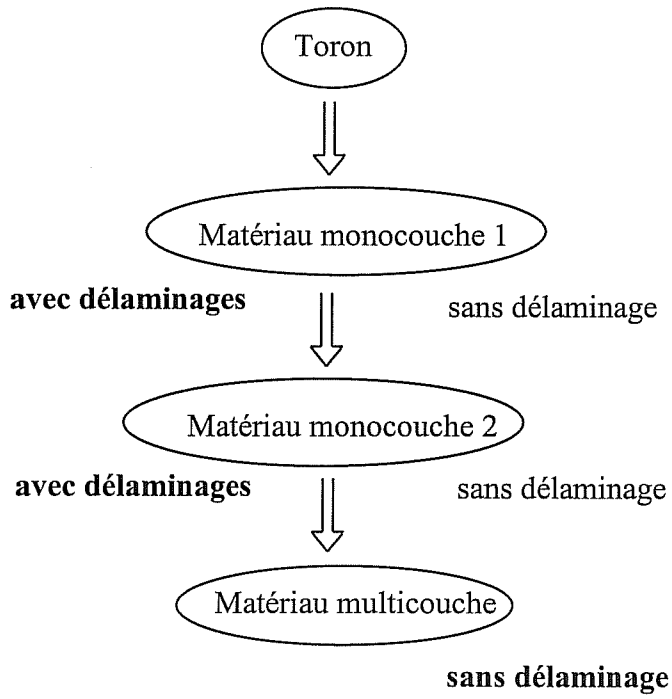
L'approche que nous proposons s'inscrit dans le cadre des modélisations micro-mécaniques du comportement en traction uniaxiale des matériaux, mais se distingue, sous plusieurs aspects, de celles présentées précédemment. En effet, l'observation du matériau SiC/SiC tissé multicouche peut donner à penser qu'il doit être possible de modéliser son comportement à partir de celui de son élément constitutif de base : le toron. Cette idée a été envisagée initialement par Inghels (1987) suite à son travail de thèse. Une étape intermédiaire, celle d'une nappe de torons tissés, a été également envisagée. Une approche multi-échelle a donc été adoptée.

Sur le plan expérimental, ces différents matériaux, dont certains ont été élaborés spécialement pour notre étude par la S.E.P., ont été étudiés. Divers essais de traction ont ainsi été réalisés sur des torons imprégnés, des composites tissés monocouches et des matériaux multicouches, dans le but d'identifier le comportement mécanique de ces différents matériaux et les phénomènes physiques se produisant à chaque échelle, afin de les prendre en compte dans la simulation.

En ce qui concerne la modélisation, deux étapes principales étaient initialement envisagées : la première correspondait au passage du toron au composite monocouche, la seconde était la modélisation du matériau multicouche à partir du comportement d'une monocouche. En pratique, nous avons été confrontés à deux problèmes principaux :

- La première difficulté repose sur le niveau de l'imprégnation des différents matériaux. Deux matériaux monocouches ont été distingués expérimentalement : le premier (matériau 1) correspond à une nappe de torons tissés, ces torons possédant une imprégnation sensiblement identique à celle des torons isolés; le deuxième (matériau 2) présente une imprégnation supplémentaire et est physiquement similaire aux monocouches observées au sein du matériau multicouche.
- Le deuxième problème rencontré a été le changement de mécanismes physiques lors du passage d'une échelle à l'autre. Une différence de comportement a en effet été mise en évidence entre la monocouche et le matériau multicouche, à savoir la présence, dans le premier cas, de délaminages entre les torons de trame et de chaîne, phénomènes non perceptibles dans le composite tissé multicouche.

Nous avons donc été conduits à suivre un cheminement relativement complexe constitué de différentes étapes successives, schématisées sur la Figure 2.



En gras sont indiqués les niveaux de comparaison avec les résultats expérimentaux.

Figure 2 : différentes étapes de la modélisation des matériaux étudiés

Par ailleurs, étant donné le caractère aléatoire du comportement de ces différents composites, il nous a semblé nécessaire d'introduire cet aspect dans la modélisation : le couplage réalisé entre les statistiques et le calcul par éléments finis constitue une des originalités de ce travail. Contrairement aux approches micromécaniques précédentes, l'endommagement des composites évoluera automatiquement, de manière progressive, au cours de la modélisation,

en fonction de l'état de contrainte (ou de déformation) atteint localement dans la structure : des critères locaux d'endommagement ont été déterminés. Notre approche statistique fournit ainsi un jeu de courbes de comportements macroscopiques, et permet donc de définir les distributions des caractéristiques mécaniques des matériaux aux différentes échelles.

Dans un premier temps, nous exposerons donc le comportement mécanique des torons SiC/SiC sollicités en traction et la description statistique proposée pour décrire la dispersion de leurs caractéristiques mécaniques. Dans un second temps, nous présenterons les matériaux monocouches 1 et 2, étudierons et comparerons leurs comportements mécaniques, en relation avec les phénomènes responsables de leur endommagement. Dans une troisième partie, nous proposerons des modélisations de ces matériaux monocouches, les résultats obtenus étant confrontés aux résultats expérimentaux. Pour terminer, après avoir décrit le comportement du matériau multicouche, une modélisation en sera proposée et les résultats comparés à l'expérience.

PREMIER CHAPITRE :

LES TORONS SiC/SiC : PRESENTATION ET COMPORTEMENT

Les torons SiC/SiC représentent l'échelle la plus petite et la plus "simple" à laquelle nous allons nous intéresser : ce sont en effet des composites unidirectionnels pour lesquels différentes théories ont été développées concernant leur comportement en traction parallèlement à la direction des fibres.

Dans un premier temps, nous mènerons une étude bibliographique générale concernant le comportement mécanique des composites unidirectionnels à fibres longues et matrice fragile.

Puis dans un second temps, nous présenterons les torons, que nous avons étudiés, leurs constituants et leur mode d'élaboration.

Pour conclure cette première partie, nous étudierons le comportement mécanique de ces torons SiC/SiC. Une description statistique s'est avérée nécessaire pour rendre compte de la dispersion expérimentalement observée sur les contraintes de début d'endommagement et de rupture.

I- COMPORTEMENT DES COMPOSITES UNIDIRECTIONNELS A MATRICE FRAGILE: GENERALITES

Les matériaux de notre étude appartiennent à la famille des composites à matrice fragile et fibres longues. L'introduction des fibres a pour but de pallier le comportement élastique fragile des céramiques en leur conférant un comportement endommageable : après une première phase linéaire élastique, une phase d'endommagement est recherchée avant d'atteindre le stade de rupture ultime du composite.

Comment peut-on expliquer que l'association de deux constituants (fibres et matrice), qui, considérés séparément, présentent un comportement élastique fragile, puisse aboutir à un matériau non fragile ?

Divers phénomènes interviennent pour expliquer ce comportement original. Pour chercher à appréhender leurs rôles respectifs, l'étude de composites unidirectionnels en traction longitudinale (sollicitation parallèle à la direction des fibres) est appropriée car aucun réel effet de structure n'intervient et il est ainsi plus facile de comprendre le rôle des différents éléments.

En effet, l'obtention d'un comportement non fragile est possible sous certaines conditions, liées à la nature des constituants, à leur proportion au sein du composite, ainsi qu'à la nature de leur liaison. C'est ce que nous allons expliquer dans cette partie : seul le cas simple d'une sollicitation en traction uniaxiale (suivant la direction des fibres) est traité.

1-1) La phase linéaire élastique.

En première approximation, le composite unidirectionnel peut être assimilé à un matériau constitué de deux phases homogènes en parallèle, correspondant respectivement aux fibres et à la matrice. Les fractions volumiques de fibres (V_f) et de matrice (V_m) du matériau équivalent respectent les valeurs observées au sein du composite.

Sur le plan mécanique, chaque phase est supposée avoir un comportement élastique fragile, défini par un module d'Young E, un coefficient de Poisson ν, une contrainte à rupture σ_u et une déformation à rupture ε_u. Dans ce qui suit, l'indice m se rapportera à la matrice et l'indice f aux fibres.

Lorsque l'on soumet le matériau à une sollicitation de traction, nous avons donc à faire à un système composé de deux phases en parallèle, soumises chacune à la même déformation ε_c. La contrainte σ_c appliquée au composite s'écrit alors sous la forme suivante :

$$\sigma_c = \sigma_m V_m + \sigma_f V_f = (E_m V_m + E_f V_f) \varepsilon_c \qquad \text{(équa. 1)}$$

σ_m : contrainte supportée par la matrice
σ_f : contrainte supportée par les fibres

soit : $E_c = E_m V_m + E_f V_f$ (Loi des mélanges) (équa. 2)

E_c : module du composite sain

Par ailleurs, la charge appliquée au composite P_c se répartit initialement entre les constituants, dans le composite, suivant l'équation :

$$\frac{P_f}{P_c} = \frac{1}{1 + \left(\frac{E_m}{E_f}\right)\left(\frac{1}{V_f} - 1\right)} \qquad \text{(équa. 3)}$$

P_f : charge supportée par la phase correspondant aux fibres.

1-2) Le seuil d'endommagement.

Dans le cas des matériaux étudiés, la déformation à rupture de la matrice est inférieure à celle des fibres :

$$\varepsilon_{mu} < \varepsilon_{fu} \qquad \text{(équa. 4)}$$

Par conséquent, le seuil de non linéarité de la courbe charge-déformation correspond à l'apparition d'une première fissure matricielle au sein du composite.

La détermination précise de ce seuil d'endommagement est importante car lors de l'utilisation du matériau à des températures élevées, les fissures matricielles peuvent permettre la pénétration d'espèces corrosives au coeur du matériau et affecter alors sa résistance mécanique.

L'endommagement intervient donc, la déformation (ou la contrainte) à rupture de la matrice étant atteinte, pour une contrainte σ_d appliquée au composite égale à :

$$\sigma_d = \sigma_{mu} [1 + V_f (E_f / E_m - 1)] \qquad \text{(équa. 5)}$$

Dans le cas où $E_f / E_m > 1$, cette équation rend compte du phénomène dit de "retard à la fissuration": la première fissure matricielle apparaît au sein du composite pour une contrainte macroscopique appliquée supérieure à celle qui serait nécessaire dans le cas de la matrice monolithique. Ce phénomène est d'autant plus marqué que le taux de fibres est élevé et que la rigidité de celles-ci est supérieure à celle de la matrice. Cette remarque est intéressante lorsque l'on cherche à élaborer des composites. On peut alors, en jouant sur ces paramètres (E_f, E_m et V_f), augmenter le seuil de début d'endommagement du matériau.

Mais cette formule simple (équa. 5) sous-estime la valeur de σ_d, des phénomènes non pris en compte interviennent, qui tendent à retarder l'apparition de la fissuration matricielle.

Aveston, Cooper et Kelly (1971) ont alors déterminé ce seuil d'apparition de la première fissure matricielle en dressant le bilan des énergies mises en jeu pour faire se propager une fissure transverse dans toute la section du composite.

Certaines hypothèses sont faites : les fibres et la matrice sont supposées homogènes, isotropes et possèdent une contrainte à rupture unique. On se place également dans le cas d'une interface non liée. Ceci signifie qu'un déplacement relatif entre les fibres et la matrice est possible, soit dès le début du chargement, soit à partir d'un certain niveau de sollicitation. L'interface oppose, au glissement entre fibre et matrice, un cisaillement τ supposé constant. La déformation dans la matrice s'écrit alors, au moment de l'apparition de la première fissure matricielle :

$$\varepsilon_{mu} = \left[\frac{12\ \tau\ \gamma_m\ E_f\ V_f^2}{E_c\ E_m^2\ r_f\ V_m} \right]^{1/3} \qquad \text{(équa. 6)}$$

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

et r_f le rayon des fibres

Cette formule fournit de bons résultats, et rend compte de l'influence du taux de renfort et du rayon des fibres. Cependant, un de ses inconvénients est de ne pas être valable dans le cas d'un taux de renfort nul ou d'une contrainte de cisaillement interfacial nulle. En effet, on ne retrouve alors pas la déformation à rupture de la matrice monolithique. Aveston et coll. ont fait le postulat suivant : si le calcul prévoit une valeur inférieure à ε_{mu}, la fissuration n'apparaît alors qu'à ε_{mu}.

Par ailleurs, la théorie d'ACK est limitée par le fait qu'elle ne prend pas en compte l'amorçage des fissures sur des défauts préexistants. Or la rupture des verres ou des céramiques est rarement déterministe, ces matériaux présentant une grande sensibilité à la présence de défauts. Marshall et coll. reprochèrent également à ACK d'adopter une approche basée sur un bilan énergétique dressé entre l'état sain et l'état totalement fissuré de la matrice, un traitement thermodynamique rigoureux de la croissance d'une fissure devant considérer les changements énergétiques accompagnant la croissance progressive de la fissure. Ainsi, pour traiter les problèmes de l'amorçage et de la propagation d'une fissure, ils proposèrent une approche basée sur le calcul du facteur d'intensité de contrainte d'une fissure pontée par des fibres (Marshall et coll., 1985) (Figure I-1-1). Une distinction est faite entre les fissures longues (d'une longueur supérieure à une valeur critique déterminée) et les fissures courtes. Dans le premier cas, cette approche coïncide avec celle d'ACK, la propagation est stable et indépendante de la longueur de la fissure et de la ténacité de la matrice. Dans le cas des fissures courtes, la ténacité de la matrice contrôle celle du composite.

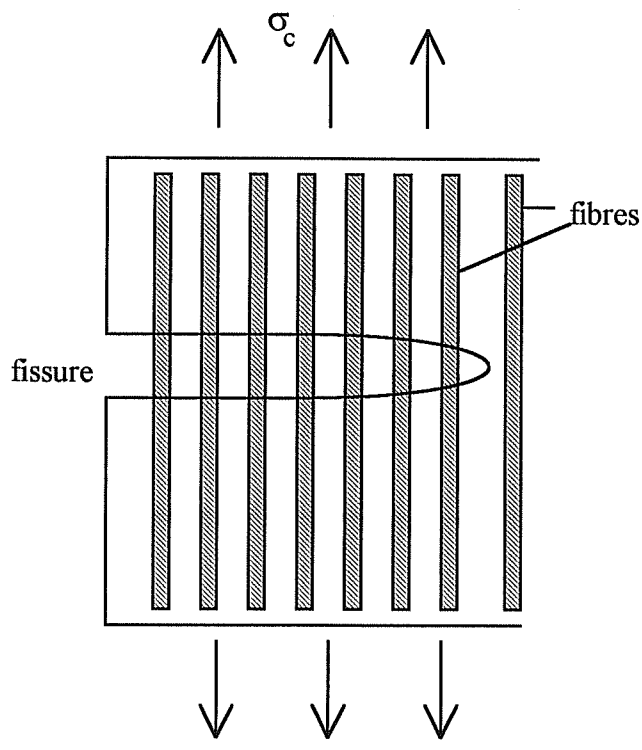


Figure I-1-1 : pontage de la fissure par les fibres.

Cette approche permet de relier la contrainte critique de fissuration à la taille d'un défaut préexistant, mais elle ne considère pas la dispersion de la contrainte à rupture matricielle. Celle-ci fut prise en compte en particulier par Pérès (1988) dans le cas d'un monofilament. Le modèle proposé par ce dernier considère deux statistiques de Weibull pour

décrire les distributions des contraintes à rupture des fibres et de la matrice, la contrainte de cisaillement interfacial τ étant considérée unique et constante. De plus, contrairement au modèle d'ACK, la fissuration matricielle ne s'effectue alors pas pour une contrainte appliquée constante.

Un autre phénomène peut également intervenir sur le seuil d'apparition de la fissuration matricielle : il s'agit des contraintes d'origine thermique existant dans le composite, liées à la différence entre les coefficients de dilatation des fibres (α_f) et de la matrice (α_m). Lors du refroidissement qui suit l'élaboration, l'écart entre les contractions des différents constituants engendre en effet des contraintes résiduelles.

En ce qui concerne les contraintes thermiques radiales, si $\alpha_m < \alpha_f$, la décohésion entre fibres et matrice est favorisée, ce qui facilite également l'extraction des fibres au moment de la fissuration matricielle. Par contre si $\alpha_m > \alpha_f$, l'interface est mise en compression radiale, le glissement entre fibres et matrice, et par conséquent le déchaussement des fibres, sont rendus difficiles par le frettage alors observé. Or, dans le cas des matériaux étudiés, comme nous le verrons ultérieurement, une interface fibre/matrice relativement faible est recherchée et la première situation citée est donc préférable. Mais une trop grande différence de coefficients de dilatation entre les deux constituants serait, même dans ce cas, néfaste, car elle pourrait conduire à une désolidarisation des fibres et de la matrice, et donc nuire à la tenue mécanique du composite. Il faut donc privilégier un écart relativement faible entre les coefficients de dilatation thermique pour assurer une interaction optimale entre les fibres et la matrice, et assurer ainsi l'intégrité du composite.

En ce qui concerne les contraintes thermiques longitudinales, lorsque $\alpha_m < \alpha_f$, les fibres exercent des efforts de compression sur la matrice, qui tendent à s'opposer à l'ouverture des fissures matricielles, et à retarder leur progression. Lorsque $\alpha_m > \alpha_f$, des contraintes de traction sont engendrées dans la matrice et favoriseront l'extension des fissures. Mais ce phénomène devient mineur au delà d'une ouverture critique : des efforts de fermeture sont alors exercés, par les fibres, sur les lèvres de la fissure (Marshall et coll., 1987).

1-3) La phase d'endommagement.

Nous allons maintenant étudier les phénomènes intervenant après l'apparition de la première fissure matricielle : la fraction de charge jusque là supportée par la matrice est reportée sur les fibres. Deux situations principales peuvent être rencontrées.

Si les fibres ne sont pas en quantité suffisante pour accepter la surcharge, ce qui se produit lorsque l'on a : $\sigma_d > \sigma_{fu} V_f$, le composite se rompt immédiatement à l'apparition de la première fissure matricielle et présentera alors un comportement purement élastique fragile. Le but recherché n'est pas atteint, aucun effet de renforcement n'est observé. La contrainte à rupture du composite σ_{cu} est alors égale à : $\sigma_{cu} = \sigma_d$.

Si les fibres sont en quantité suffisante pour supporter le surcroît de charge dû à l'apparition de la fissuration matricielle, alors le composite ne présentera plus un comportement fragile et ne se cassera pas dès l'atteinte de σ_d : la matrice pourra alors continuer à se fissurer. La contrainte à rupture du matériau composite σ_{cu} est atteinte pour : $\sigma_{cu} = V_f \sigma_{fu}$.

On définit de cette manière un taux critique de fibres V_{fcrit} à respecter pour éviter d'aboutir à un comportement fragile :

$$V_{fcrit} = \frac{\varepsilon_{mu} E_m}{\varepsilon_{mu} E_m + E_f(\varepsilon_{fu} - \varepsilon_{mu})} \qquad \text{(équa. 7)}$$

Si l'on se situe dans le second cas cité ($V_f > V_{fcrit}$), la charge transférée aux fibres à l'apparition de la fissuration matricielle est plus importante lorsque $E_m > E_f$, la matrice supportant alors dans la phase linéaire une part plus importante de la charge totale (équa. 4). On définit alors une autre valeur limite V_{fmin} pour que le renfort soit réellement efficace :

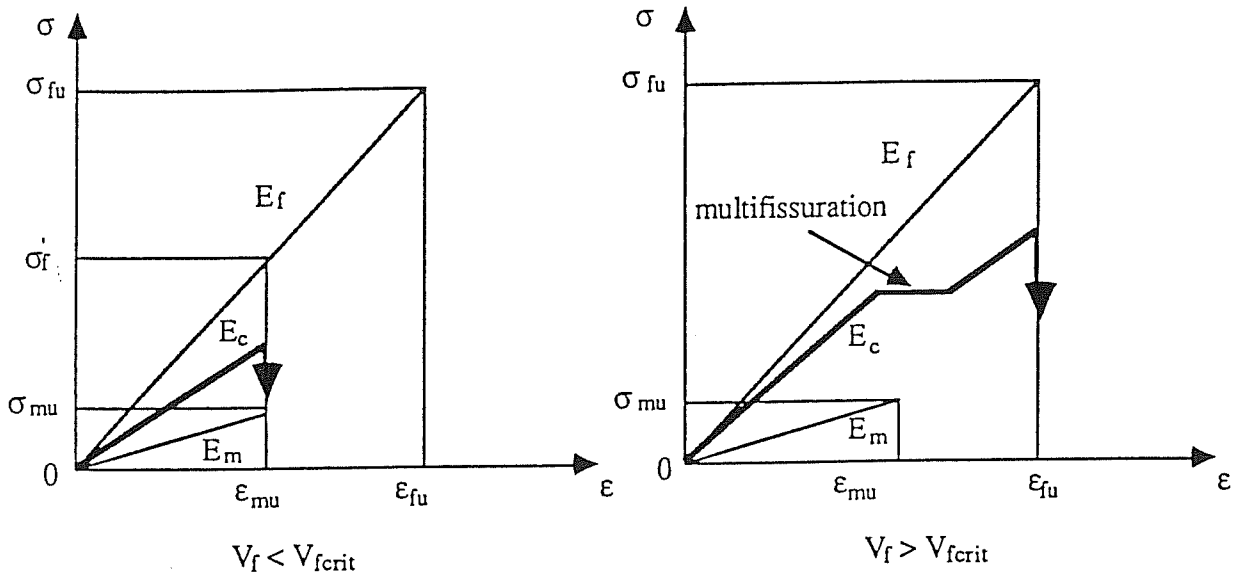
$$V_{fmin} = \frac{E_m \varepsilon_{mu}}{E_f \varepsilon_{fu}} \qquad \text{(équa. 8)}$$

Les Figures I-1-2 et I-1-3 représentent schématiquement les différents cas de figure que l'on peut rencontrer :

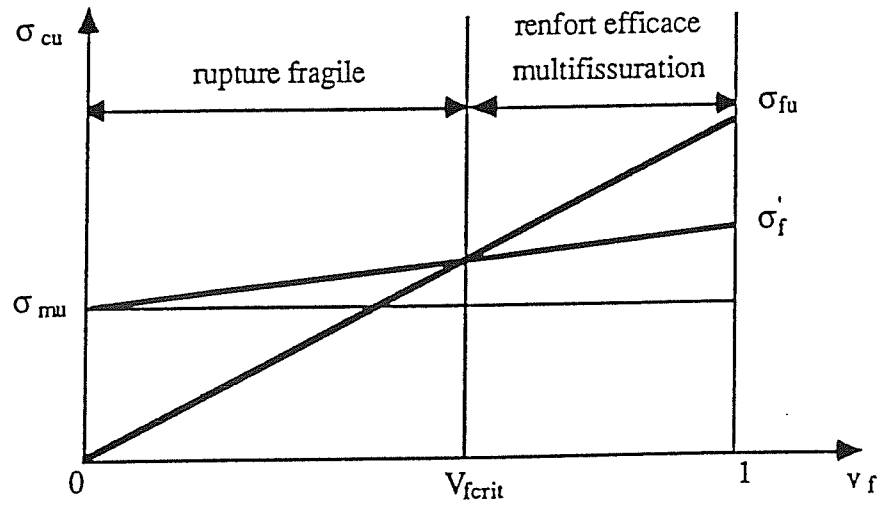
$E_f > E_m$ et ($V_f > V_{fcrit}$ ou $V_f < V_{fcrit}$)

ou

$E_f < E_m$ et ($V_f > V_{fcrit}$ ou $V_f < V_{fcrit}$)

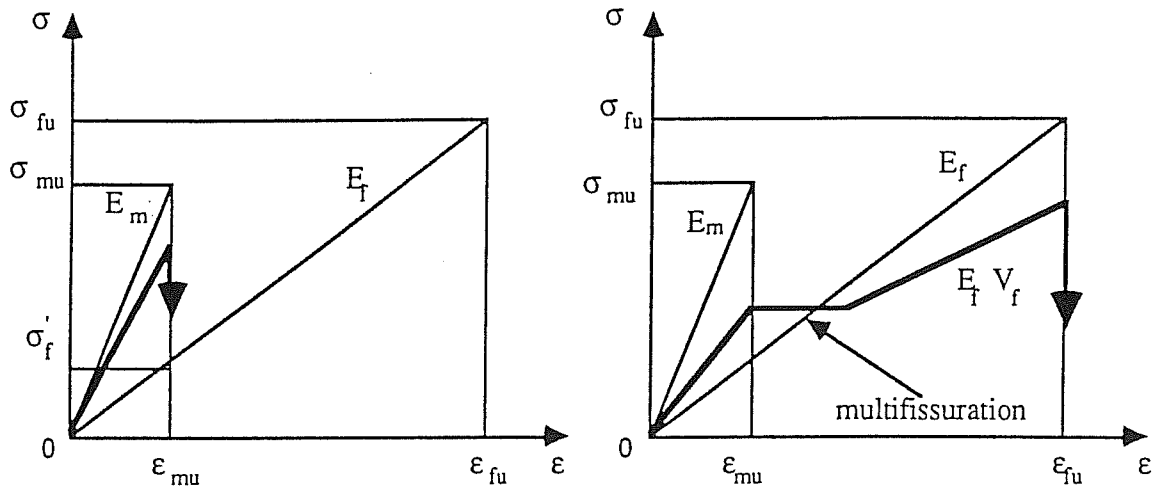


$V_f < V_{fcrit}$ $V_f > V_{fcrit}$

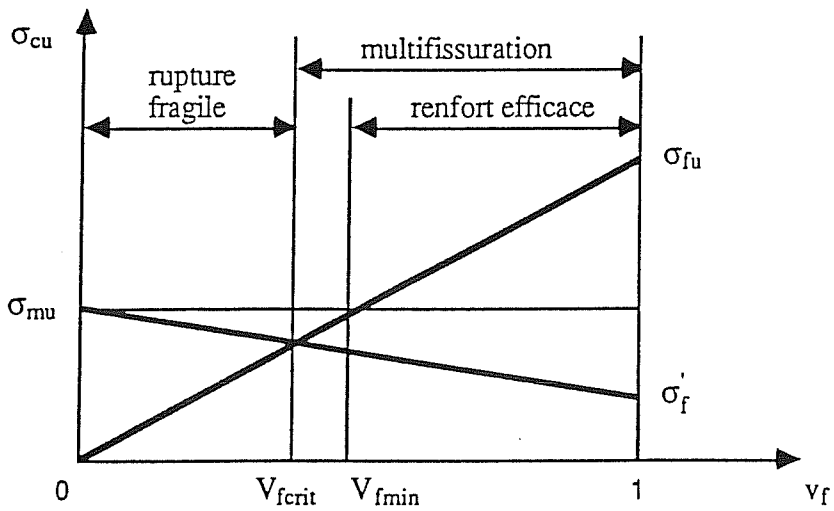


domaine de multifissuration

Figure I-1-2 : cas où $E_f > E_m$ (Lebon, 1993).



$V_f < V_{fcrit}$ $V_f > V_{fcrit}$



domaine de multifissuration

Figure I-1-3 : cas où $E_f < E_m$ (Lebon, 1993).

Aveston et coll. (1971) ont déterminé les états de contrainte dans les fibres et la matrice lors de l'apparition de la fissuration matricielle. Le champ d'hypothèses, précédemment cité, est considéré. La Figure I-1-4 représente la courbe de comportement attendue et les profils de contrainte alors prévus dans les fibres et la matrice. Un réseau de fissures matricielles se développe perpendiculairement au renfort. Au droit d'une fissure, la charge appliquée au composite est uniquement supportée par les fibres. On observe un glissement des fibres dans la matrice et le profil de contrainte dans les fibres diminue linéairement de part et d'autre de la fissure. Le transfert de charge s'effectue sur une longueur 2l, caractérisant l'étendue de la zone de glissement associée à une fissure, telle que :

$$l = \frac{1 - V_f}{V_f} \frac{\sigma_{mu}\, r_f}{2\,\tau} \qquad \text{(équa. 9).}$$

En dehors de cette zone, la contrainte dans la matrice est suffisante pour provoquer l'apparition de nouvelles fissures. Ceci se poursuit jusqu'à ce que toutes les fissures matricielles soient distantes d'une quantité inférieure à 2l, la contrainte dans la matrice étant alors, en tout point, strictement inférieure à σ_{mu}. Le stade de saturation de la multifissuration matricielle est atteint. La distance interfissure minimale est comprise entre l et 2l.

Etant donnée l'hypothèse d'unicité de la contrainte à rupture de la matrice, la fissuration matricielle s'effectue à contrainte constante, égale à : $E_c\, \varepsilon_{mu}$, où E_c est le module initial du composite (équa. 2) et ε_{mu} la déformation à rupture de la matrice (équa. 6). Lorsque la saturation de la fissuration matricielle est atteinte, l'effort appliqué au composite n'est plus supporté que par les fibres : la pente de la courbe contrainte-déformation est alors égale à $E_f V_f$. La rupture finale du composite se produit lorsque la contrainte à rupture des fibres est atteinte : $\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f$ (Figure I-1-4).

Dans le cas du modèle proposé par Pérès (1988), cité précédemment, les contraintes à rupture des fibres et de la matrice sont décrites par des distributions statistiques obéissant à des lois de Weibull à deux paramètres : la multifissuration matricielle ne s'effectue alors pas à contrainte constante et la rupture finale du composite est gouvernée par la statistique de rupture des fibres. Ce modèle décrit de façon plus précise le comportement réellement observé pour ce type de composite, comme nous le verrons dans la suite de ce chapitre.

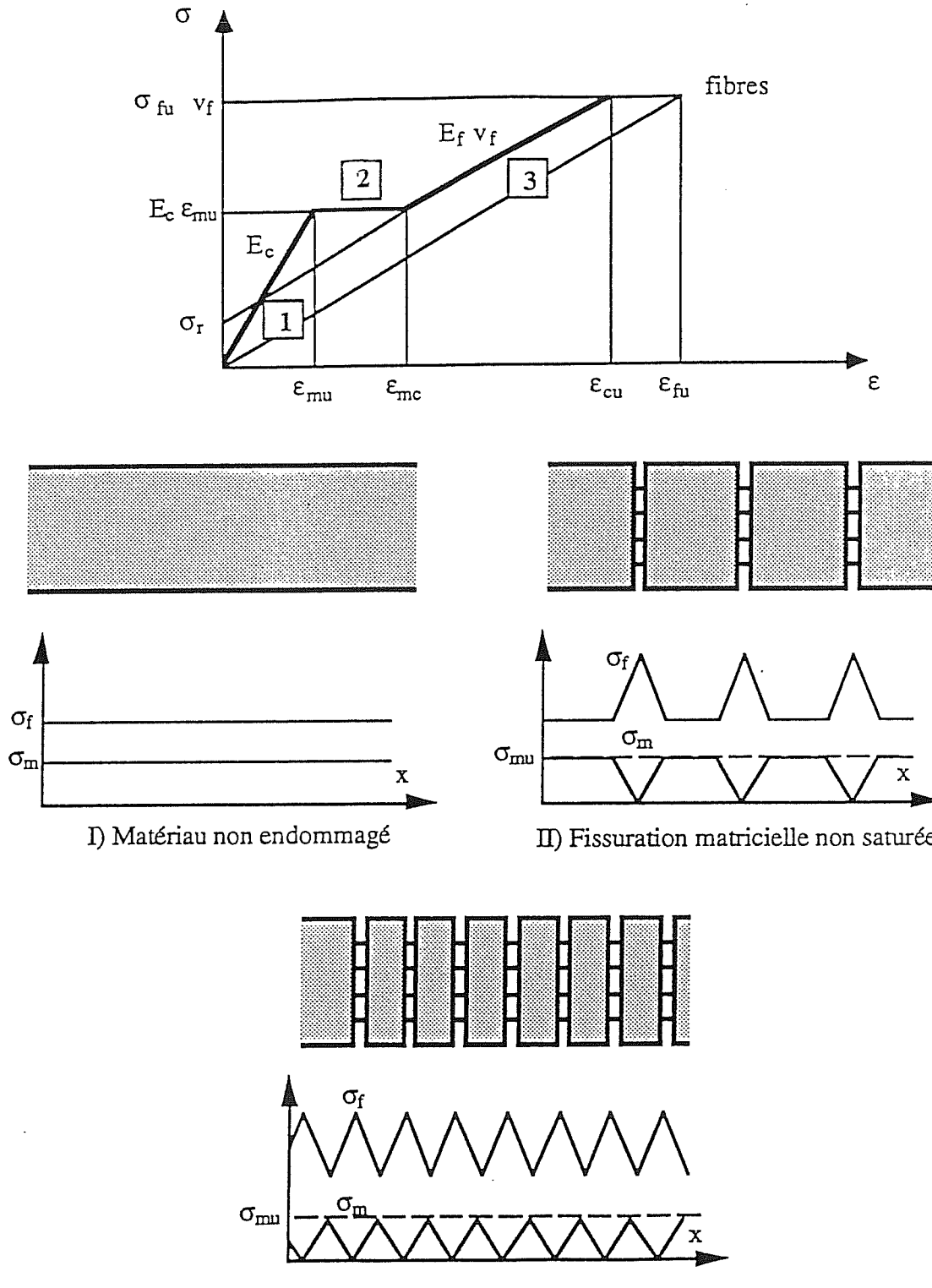


Figure I-1-4 : Comportement théorique d'un composite unidirectionnel selon ACK (Reynaud, 1992).

II- PRESENTATION DES TORONS SiC/SiC

Les torons SiC/SiC (Figure I-2-1) sont des composites unidirectionnels constitués d'environ 500 fibres de carbure de silicium, recouvertes d'une interface de carbone puis imprégnées d'une matrice également en carbure de silicium. L'infiltration est réalisée selon un procédé d'infiltration chimique en phase vapeur (C.V.I.) développé par la Société Européenne de Propulsion (S.E.P., Bordeaux, France).

Nous allons présenter dans cette partie les différents éléments constitutifs des torons (fibres, matrice, interface) et donner les caractéristiques physiques de ces derniers (section, taux surfaciques de fibres, de matrice et de pores), qui seront utilisées dans la suite de l'étude.

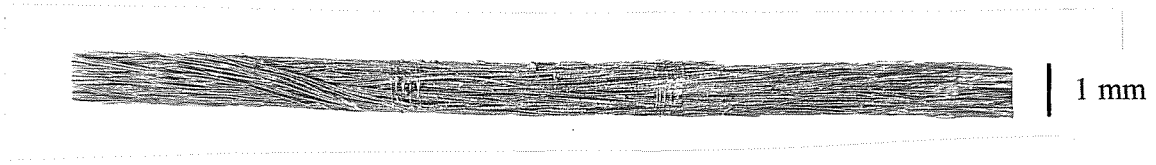


Figure I-2-1 : toron SiC/SiC.

2-1) Les fibres SiC.

Des fibres de carbure de silicium ont été élaborées pour la première fois par Yajima et coll. en 1975, par pyrolyse d'un précurseur organique: le polycarbosilane (Yajima et coll., 1976). Le processus fut ensuite industrialisé par la société Nippon Carbon (Japon), et les fibres commercialisées sous le nom de fibres Nicalon. Parmi les différentes variétés disponibles, les fibres utilisées pour l'élaboration de nos composites sont les fibres Nicalon de type NLM 202.

De par le procédé d'élaboration utilisé, on observe la présence d'un taux d'oxygène non négligeable au sein de ces fibres, ainsi que des traces d'hydrogène et d'azote (Le Coustumer et coll., 1993). Le Tableau I-2-1 indique la composition chimique de ces fibres mesurée par différents auteurs. Les fluctuations observées peuvent s'expliquer par les difficultés d'analyse : la composition peut varier d'une fibre à l'autre et au sein d'une même fibre (entre le coeur et la surface) (Porte et coll., 1989). Le Tableau I-2-2 indique les caractéristiques principales des fibres de SiC Nicalon NLM 202.

Si	C	O	Références
54	37	9	Lesnieswski et coll., 1986
54.3	30	11.8	Fareed et coll., 1987
56.5	32.8	10.7	Lipowitz et coll., 1987
59	29	12	Grateau, 1987
51.5	30.5	18	Labrugère et coll., 1992
52.2	35.8	12	Screck et coll., 1992
57.9	28.4	13.2	Le Coustumer et coll., 1993
58	28	14	Mozdzierz, 1994

Tableau I-2-1 : composition chimique massique de la fibre Nicalon NLM 202.

diamètre moyen (µm)	14	
densité (g/cm^3)	2.57	
coefficient de dilatation thermique (0°-1000°C) ($°K^{-1}$)	$2.9\ 10^{-6}$	
module d' Young (GPa)	200	
coefficient de Poisson	0.25	
déformation à rupture (%)	$\cong 1$	
contrainte à rupture en traction (Lissart et coll., 1992)	longueur de jauge (mm)	$\bar{\sigma}_r$ (GPa)*
	25	2.2
	50	1.9
	75	1.8

* valeurs moyennes déterminées en considérant la section moyenne des fibres

Tableau I-2-2 : caractéristiques générales des fibres Nicalon NLM 202.

Le diamètre moyen des fibres NLM202 est d'environ 14 µm : cette valeur relativement faible leur confère une bonne aptitude au tissage, et permet d'expliquer leur utilisation dans l'élaboration de composites tissés. Une dispersion importante des diamètres est cependant observée (Fréty, 1991- Lissart, 1992) (Figure I-2-2), comme on peut également le voir sur une section polie de toron (Figure I-2-3) : des fibres de petit diamètre côtoient des fibres de diamètre plus important.

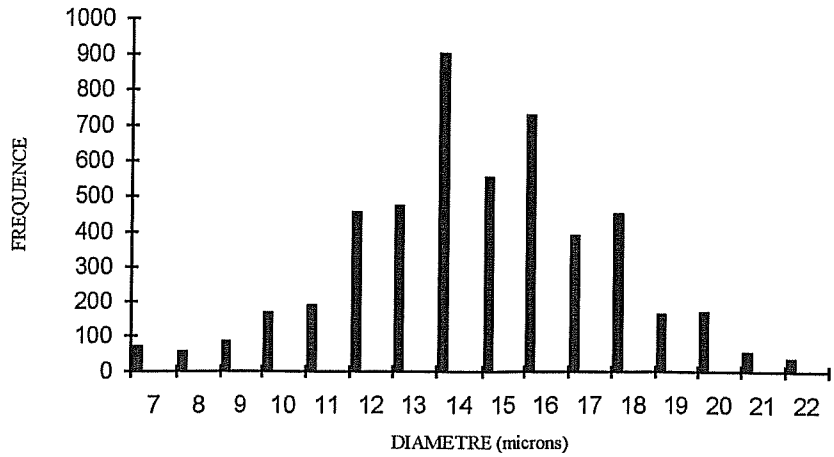


Figure I-2-2 : distribution du diamètre des fibres (Fréty, 1991).

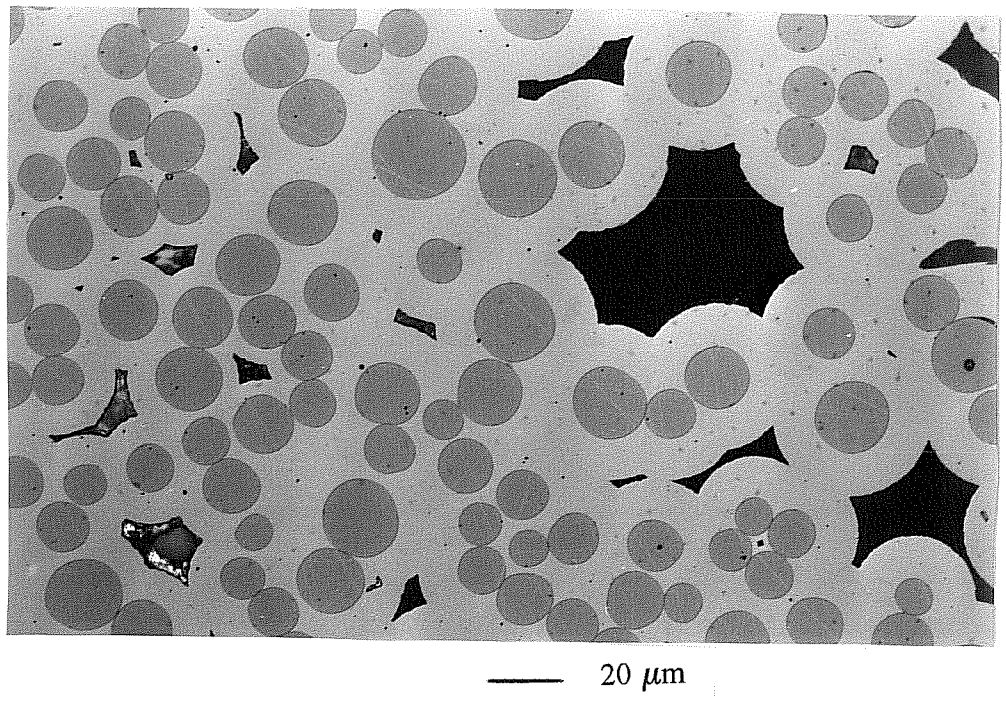


Figure I-2-3 : coupe d'un toron montrant la dispersion du diamètre des fibres.

A température ambiante, les fibres Nicalon NLM 202 ont un comportement élastique fragile, caractérisé par un module d'Young d'environ 200 GPa. Ce module est nettement inférieur à celui du SiC fritté (proche de 400 GPa) : ceci peut s'expliquer, comme l'ont montré Le Coustumer et coll. (1993), par la présence d'oxygène au sein des fibres, sous la forme d'une phase intergranulaire $SiO_{1.15}C_{0.15}$, dont le module est supposé proche de celui de la silice (70 GPa).

La déformation à rupture des fibres est proche de 1%, mais un certain effet de longueur de fût est observé, comme indiqué dans le Tableau I-2-2 en ce qui concerne les contraintes à rupture des fibres. Ceci peut s'expliquer par la nature fragile des fibres, qui leur confère une sensibilité particulière à la présence de défauts. Une statistique de Weibull considérant une fonction unique de distribution de défauts peut être employée en première approximation pour décrire cette dispersion (Lesniewski et Bunsell, 1986), mais elle ne permet pas d'expliquer de façon satisfaisante les effets de longueur de jauge (Goda et coll., 1986 - Lamon, 1990). Une analyse prenant en compte les populations de défauts microstructuraux observés sur ces fibres Nicalon NLM 202 a permis d'obtenir une bonne description des distributions en considérant des populations partiellement concurrentes de défauts intrinsèques et extrinsèques (Lissart et coll., 1992).

2-2) La matrice SiC CVI.

La matrice SiC est déposée sur les fibres selon un procédé d'infiltration chimique en phase vapeur (CVI). Ce procédé d'infiltration présente un avantage par rapport aux autres techniques habituellement employées pour l'élaboration des composites à fibres longues, telles que le pressage et le frittage, car il nécessite des pressions et des températures plus faibles, donc moins critiques pour les fibres. Il permet également de conserver l'architecture des renforts durant l'élaboration.

Des conditions de réalisation de la C.V.I. sont présentées dans la bibliographie (Caputo et coll., 1984 - Langlais et coll., 1989). Un mélange gazeux de méthyltrichlorosilane (MTS) et d'hydrogène se décompose sur le renfort suivant la réaction :

$$CH_3SiCl_3 \xrightarrow{H_2} SiC + 3HCl$$

Le SiC ainsi obtenu est constitué essentiellement de cristaux de β SiC.

La Figure I-2-4 représente schématiquement le procédé de densification utilisé par la SEP. Pour atteindre la densité requise, plusieurs cycles d'infiltration sont nécessaires. On peut observer autour des fibres des anneaux concentriques de matrice, correspondant aux infiltrations successives (Figure I-2-5). Les couches d'infiltration ont une épaisseur croissante en fonction des cycles d'imprégnation (2 µm, 7 µm et supérieure à 10 µm) (Mozdzierz, 1994).

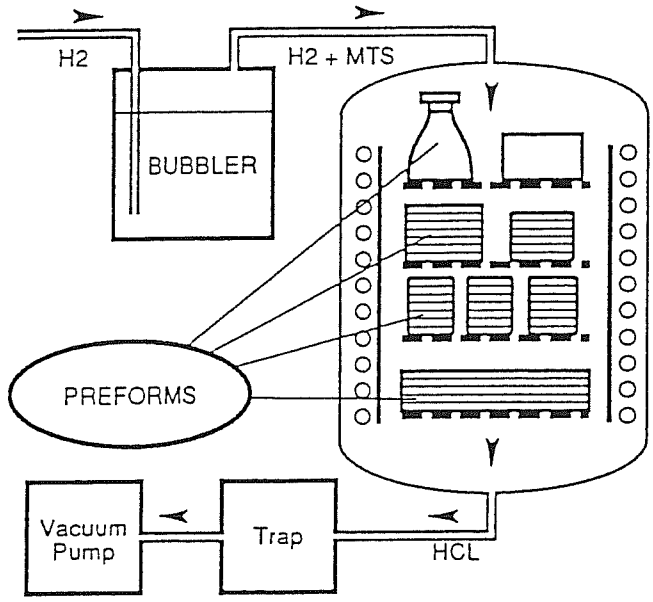


Figure I-2-4 : procédé d'infiltration (Abbé, 1993).

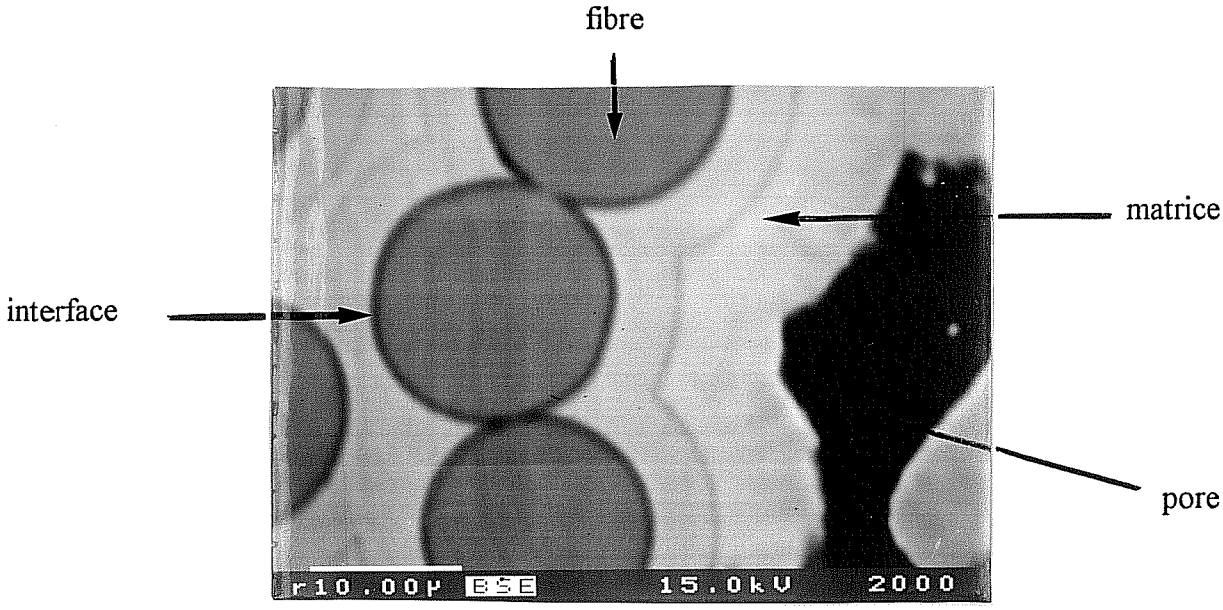


Figure I-2-5 : section polie d'un toron SiC/SiC
montrant les anneaux concentriques d'infiltration.

Des observations en microscopie électronique en transmission (MET) permettent de mettre en évidence la microstructure de la matrice CVI ainsi obtenue. Chaque couche d'infiltration est constituée de la façon suivante. Sur une distance de 50 nm à partir de l'interface de carbone (déposée sur les fibres), on observe une première zone de petits grains

équiaxes, entourée par une deuxième zone formée de grands cristaux colonnaires, d'orientation radiale, d'environ 160 à 300 nm de diamètre, caractéristiques d'une croissance CVI. Entre les différentes couches d'infiltration, on observe une zone d'environ 300 nm formée de cristaux colonnaires plus petits et d'une zone amorphe. Lorsque l'on s'éloigne de la surface des fibres, la taille et la désorientation des cristaux colonnaires augmentent. On observe, après les deux ou trois premiers cycles d'infiltration, des "paquets" de grains dont l'axe de croissance est parallèle à la direction des fibres (Mozdzierz, 1994) (Figure I-2-6).

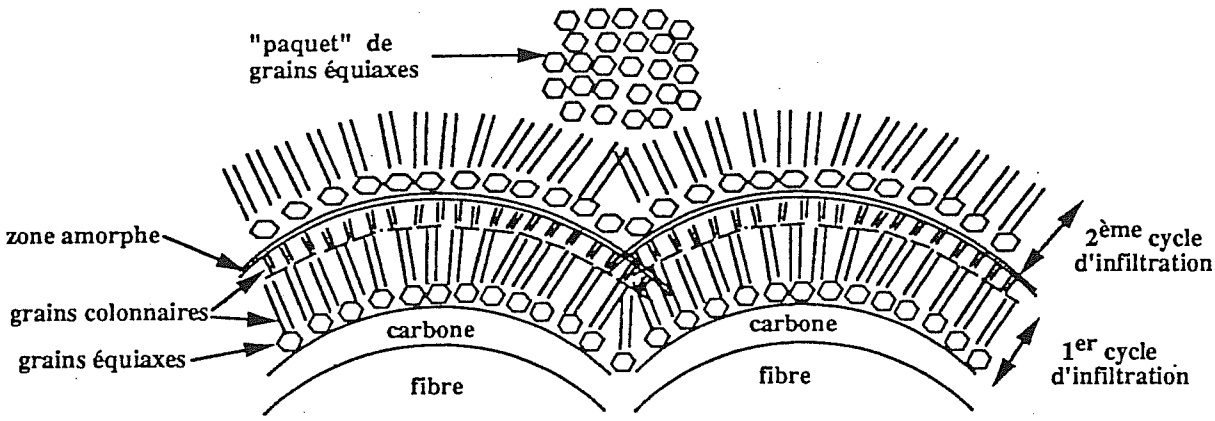


Figure I-2-6 : schéma de la microstructure du dépôt matriciel résultant des différents cycles d'infiltration (Mozdzierz, 1994).

Les caractéristiques mécaniques de la matrice SiC CVI ne peuvent être mesurées directement, son dépôt étant en effet directement tributaire de la présence d'un substrat. On peut noter tout de même les caractéristiques du SiC β dense (Tableau I-2-3), principal constituant de la matrice SiC CVI.

densité du SiC β dense (g/cm^3)	3.15
coefficient de dilatation thermique (0°- 1000°C) ($°K^{-1}$)	4.6 10^{-6}
module d'Young (GPa)	350-400
coefficient de Poisson	0.2
déformation à rupture (%)	0.035

Tableau I-2-3 : caractéristiques du SiC β dense.

2-3) L'interface de carbone.

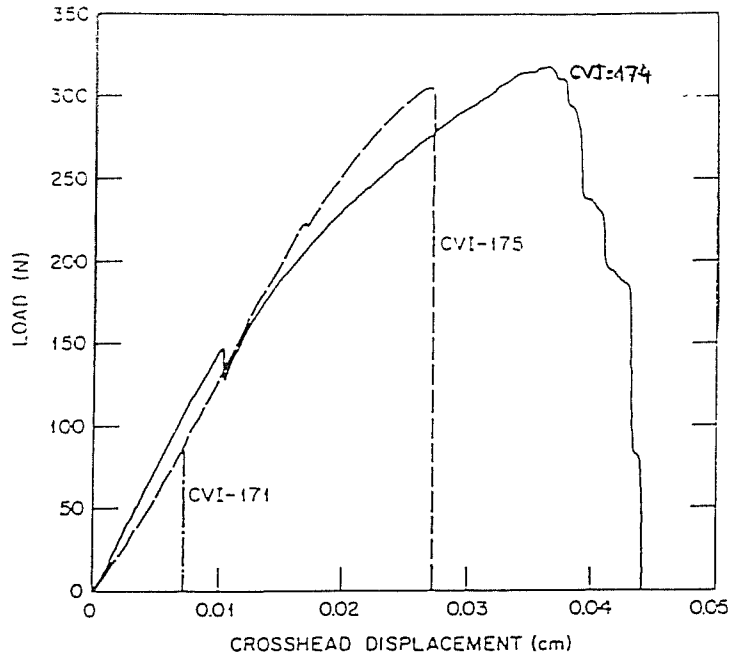
Dans le cas des composites qui nous intéressent, l'introduction des fibres n'améliore pas la rigidité du matériau, (en effet le module d'Young de ces dernières est inférieur à celui de la matrice), mais on cherche de cette manière à ralentir, voire arrêter, la propagation des fissures au sein du matériau.

Par conséquent, dans de tels composites, il est important de contrôler la qualité de l'interface entre les fibres et la matrice. On recherche une interface fibre / matrice, qui ne soit pas trop forte, pour permettre de pallier le comportement fragile de chacun des constituants.

Or, physiquement la liaison entre la fibre SiC et la matrice SiC CVI est très forte en raison de la présence de nombreux "ponts" de carbone en couches parfaites entre la fibre et la matrice. Les plans aromatiques se trouvent souvent perpendiculaires à l'interface, assurant ainsi une très bonne cohésion et conduisant à une grande fragilité du matériau résultant (Cojean et coll., 1990). De plus, du fait de la différence de coefficients de dilatation thermique radiale entre fibres et matrice vient s'ajouter un frettage mécanique qui tend à renforcer encore la liaison fibre / matrice (Grateau, 1987 - Arnault, 1989).

L'introduction d'une interface de carbone a permis de conférer au matériau un comportement endommageable (Grateau, 1987). Lowden et Stinton (1987) ont étudié l'influence de l'épaisseur du dépôt de carbone sur le comportement du composite : une augmentation de l'épaisseur de ce dépôt conduit à une augmentation de la contrainte et de la déformation à rupture du composite (Figure I-2-7). De plus, des études ont montré que pour une même épaisseur de dépôt de carbone pyrolytique des comportements en traction différents sont observés et peuvent être reliés à la nature et à la microtexture des interphases présentes (Cojean et coll., 1990 - Monthioux et coll., 1992).

Dans les matériaux étudiés, les fibres de SiC sont recouvertes par CVI d'une couche de carbone pyrolytique d'une épaisseur de 100 à 200 nm préalablement à la densification par la matrice. Ce dépôt est observable en microscopie sur des échantillons polis (Figure I-2-5). Des analyses en microscopie en transmission de la couche de carbone ont permis de mettre en évidence la microstructure de cette interface de carbone. Cette dernière est constituée essentiellement d'un carbone nanoporeux quasi-isotrope. Au voisinage immédiat des fibres, les plans atomiques du pyrocarbone ont tendance à s'aligner parallèlement à la surface des fibres (Cojean et coll., 1990 - Fréty, 1991 - Mozdzierz, 1994). Ceci favorise le glissement fibre / matrice qui peut alors s'opérer par glissement entre les plans de carbone.



CVI 171: e=0.03 µm CVI 175: e=0.07 µm CVI 174: e=0.12 µm

Figure I-2-7 : influence de l'épaisseur du interface de pyrocarbone sur le comportement mécanique des composites SiC/SiC (Lowden et coll., 1987).

Le Tableau I-2-4 indique les caractéristiques du pyrocarbone (isotrope transverse).

Module d'Young longitudinal (GPa)	30
Module d'Young radial (GPa)	12
coefficient de Poisson dans plan d'isotropie	0.4
coefficient de Poisson radial (longitudinal)	0.12
coefficient de dilatation thermique transversal ($°K^{-1}$)	$2.8\ 10^{-5}$
coefficient de dilatation thermique longitudinal ($°K^{-1}$)	$2\ 10^{-6}$

Tableau I-2-4 : caractéristiques du carbone pyrolytique.

2-4) Les torons SiC/SiC.

Les torons étudiés ont été élaborés de la façon suivante: une nappe monocouche est constituée de mèches parallèles, d'environ 500 fibres, tissées avec des fils organiques perpendiculaires, puis densifiées par la matrice SiC selon le procédé de CVI. Pour extraire les torons il suffit de couper (au scalpel) les quelques ponts de matrice les reliant (traces des anciens fils organiques qui ont disparu lors du processus d'imprégnation).

L'observation des torons au microscope électronique à balayage révèle le non alignement des fibres en leur sein, dû à un fréquent vrillage des mèches de fibres (Figure I-2-8).

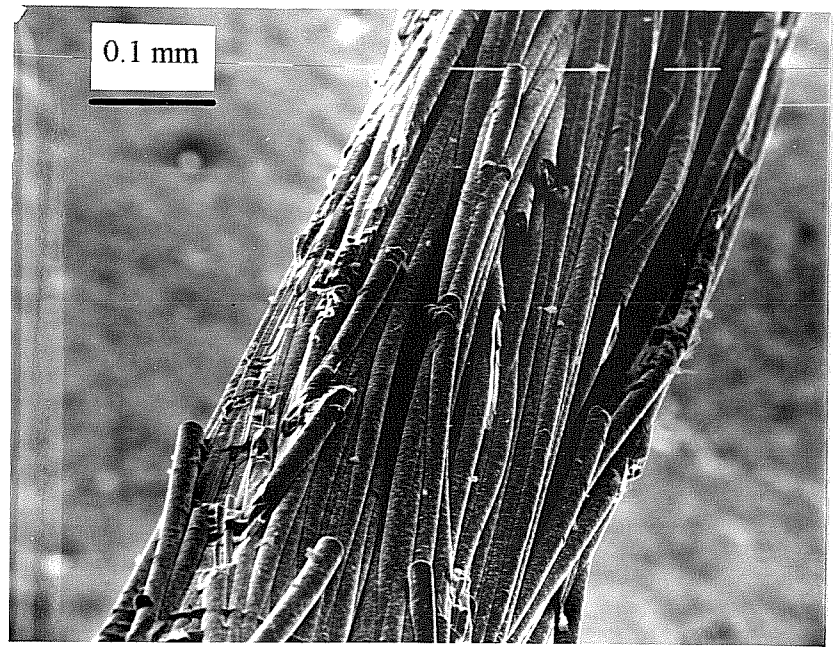


Figure I-2-8 : surface d'un toron montrant le non alignement des fibres.

L'observation de 16 sections d'un toron, couplée à une analyse d'images a permis à N. Fréty de déterminer de façon précise les taux surfaciques moyens de fibres (V_f), de matrice (V_m) et de pores (V_p), ainsi que la section moyenne (S) d'un toron (valeurs confirmées ultérieurement par nos soins) (Tableau I-2-5).

S (mm^2)	0.223 [0.023]
V_f (%)	37.5 [4.4]
V_m (%)	56.1 [4.2]
V_p (%)	6.4 [1.5]

[...] écart-type

Tableau I-2-5: caractéristiques géométriques de sections transverses de torons (Fréty, 1991).

Le taux de porosité relativement élevé observé au sein des torons (Figure I-2-9) est inhérent au procédé CVI employé. Il est en effet courant, dans les matériaux SiC/SiC, d'observer un taux de porosité de 5 à 15%. Bien que le procédé d'infiltration soit réalisé très lentement (utilisation de relativement basses températures, basses pressions et faibles concentrations de réactifs), la pénétration des gaz jusqu'au coeur du matériau n'est pas toujours possible en raison du colmatage de la porosité ouverte par la matrice ainsi créée. Des usinages des tranches du matériau peuvent être pratiqués dans le but de libérer des chemins d'accès au coeur du matériau avant de reprendre les cycles d'imprégnation, comme schématisé sur la Figure I-2-10 (Warren et coll., 1992).

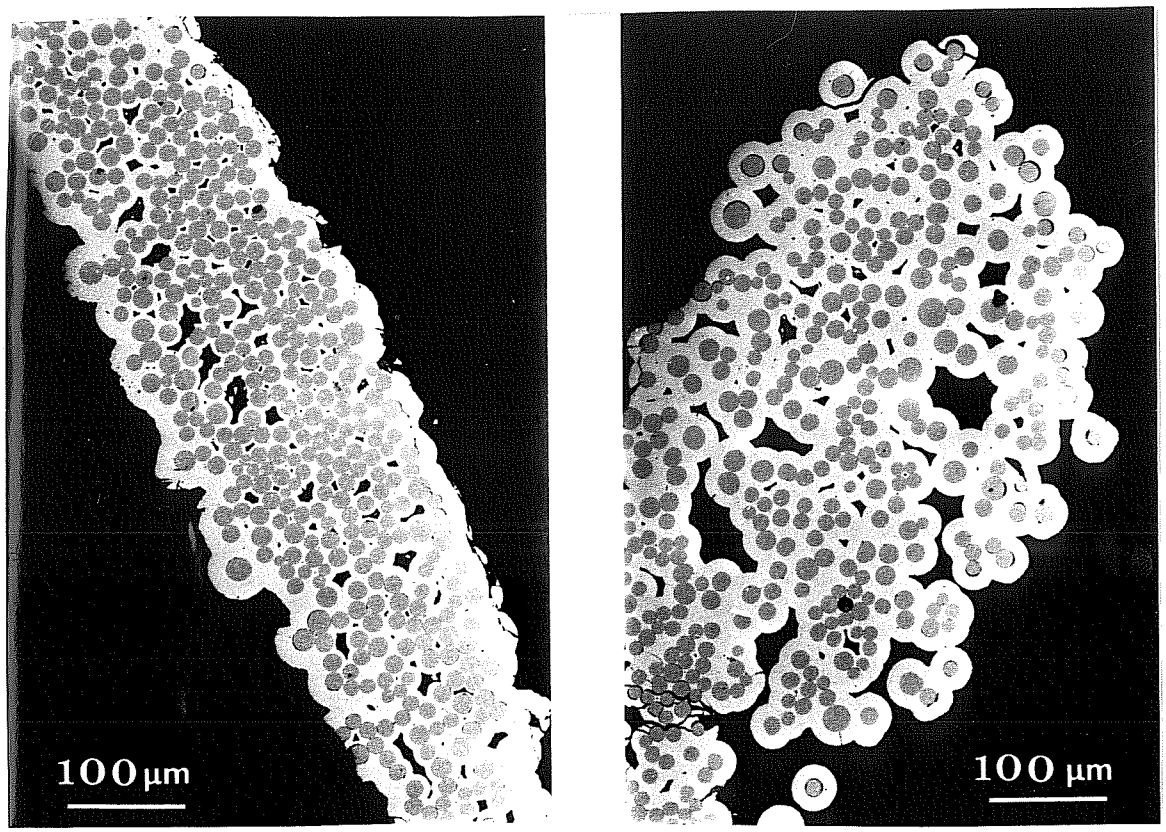


Figure I-2-9 : section transversale polie d'un toron illustrant
la porosité à la jonction des couches CVI.

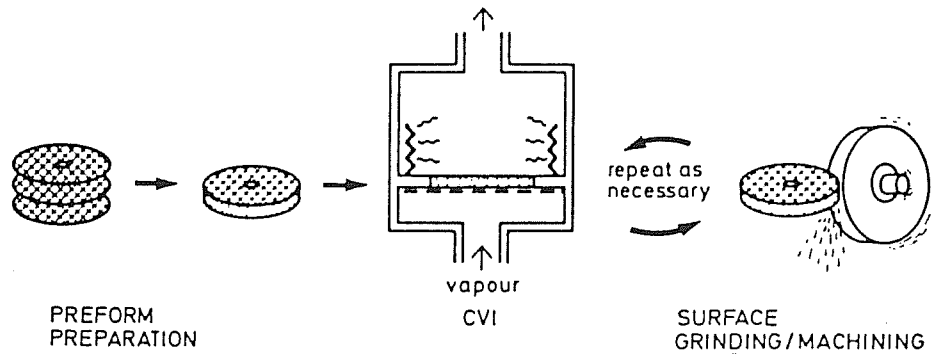


Figure I-2-10 : procédé de densification par CVI "améliorée" (Warren et coll., 1992).

En regard de la différence de module d'Young entre les fibres et la matrice, un taux minimum de 64 % de fibres serait nécessaire pour que celles-ci supportent au moins autant de charge que la matrice. Etant donnés les taux de fibres habituels des matériaux étudiés (30 à 50 %), la matrice est beaucoup plus sollicitée que les fibres, ce qui favorise en premier lieu sa fissuration, phénomène en effet observé lors de nos essais comme nous allons le voir dans la partie suivante.

III- COMPORTEMENT MECANIQUE DES TORONS SiC/SiC

Avant de rentrer dans le vif du sujet, il semble intéressant de rappeler le but de cette étude sur les torons. Nous cherchons à obtenir des données comportementales concernant les torons, à introduire dans la modélisation future du tissu monocouche : le toron sera alors considéré comme un matériau homogène équivalent. Les études statistiques qui vont suivre, seront réalisées dans ce but et selon cette vision des choses.

Nous allons identifier, à partir de résultats obtenus par N. Fréty (1991), le comportement mécanique des torons SiC/SiC soumis, à température ambiante, à une sollicitation de traction uniaxiale appliquée parallèlement à la direction du renfort.

N. Fréty (1991) a mis au point un dispositif d'essais approprié permettant de tester ces matériaux et a réalisé de nombreux essais de traction monotone et de chargement-déchargement pour étudier l'évolution de l'endommagement au sein des torons. Deux longueurs de fût ont été testées (50 et 180 mm) dans le but de révéler l'existence ou non d'un effet de la longueur, un tel phénomène existant dans le cas des fibres de SiC testées isolément (Lissart et coll., 1992), mais également de le cas de torons de fibres non imprégnés, ou imprégnés d'une matrice époxyde (Lamon, 1990). Une trentaine d'essais valides ont été réalisés pour les deux longueurs étudiées.

Deux types de comportement ont été mis en évidence :

* un comportement purement linéaire fragile : aucun endommagement ne précède la rupture (Figure I-3-1)
* un comportement dit dissipatif pour lequel une phase plus au moins importante d'endommagement, correspondant au développement d'une multifissuration matricielle, est révélée (Figure I-3-2).

Ce dernier est majoritairement observé : environ 75 % des éprouvettes ont en effet présenté ce comportement. Ainsi, nous ne considérerons, dans la suite du travail, que les torons ayant présenté un comportement dissipatif, un nombre insuffisant de résultats ayant été obtenu concernant le comportement linéaire fragile pour permettre une interprétation fiable. Néanmoins, un problème se pose : il est difficile, dans ce cas, de connaître la section résistante au cours de la phase d'endommagement et lors de la rupture ultime du toron, et par conséquent de déterminer les contraintes réellement vues par la structure. Certaines hypothèses seront alors faites : nous supposerons, que les torons sont de section constante, égale à la section moyenne d'un toron (0.223 mm^2). Les contraintes seront déterminées en considérant toujours cette section totale de toron. Ceci peut se justifier en partie par le fait que les fibres pontent les

fissures matricielles et permettent encore à la matrice de supporter, de part et d'autre de la fissure, une part de la charge totale appliquée.

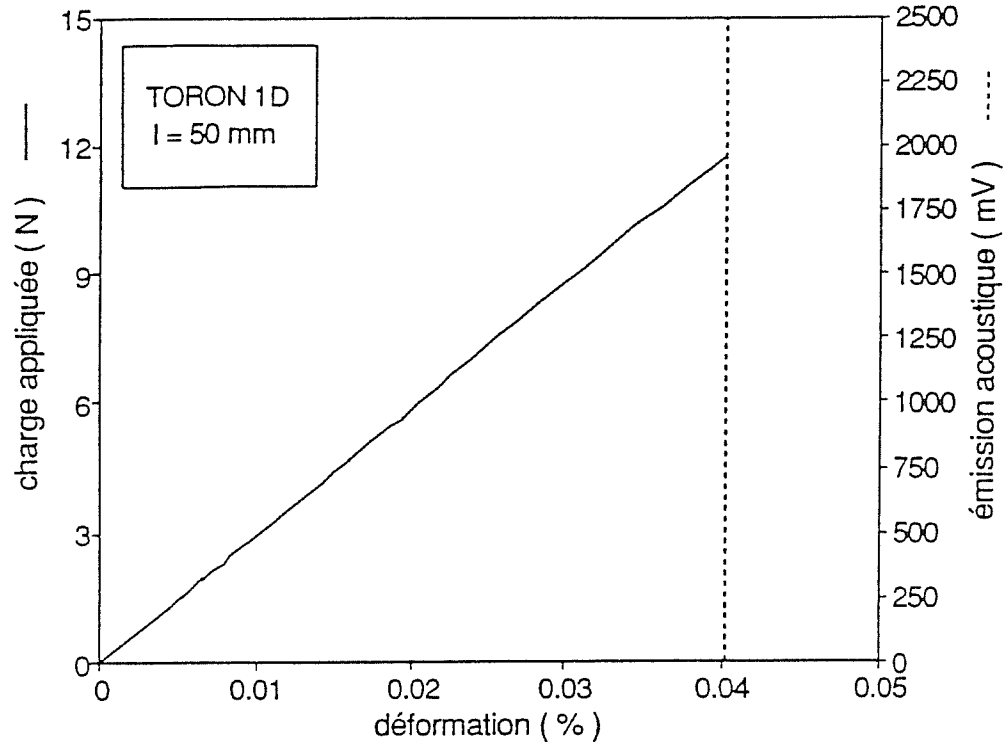


Figure I-3-1 : exemple type de comportement linéaire fragile observé pour un toron SiC/SiC.

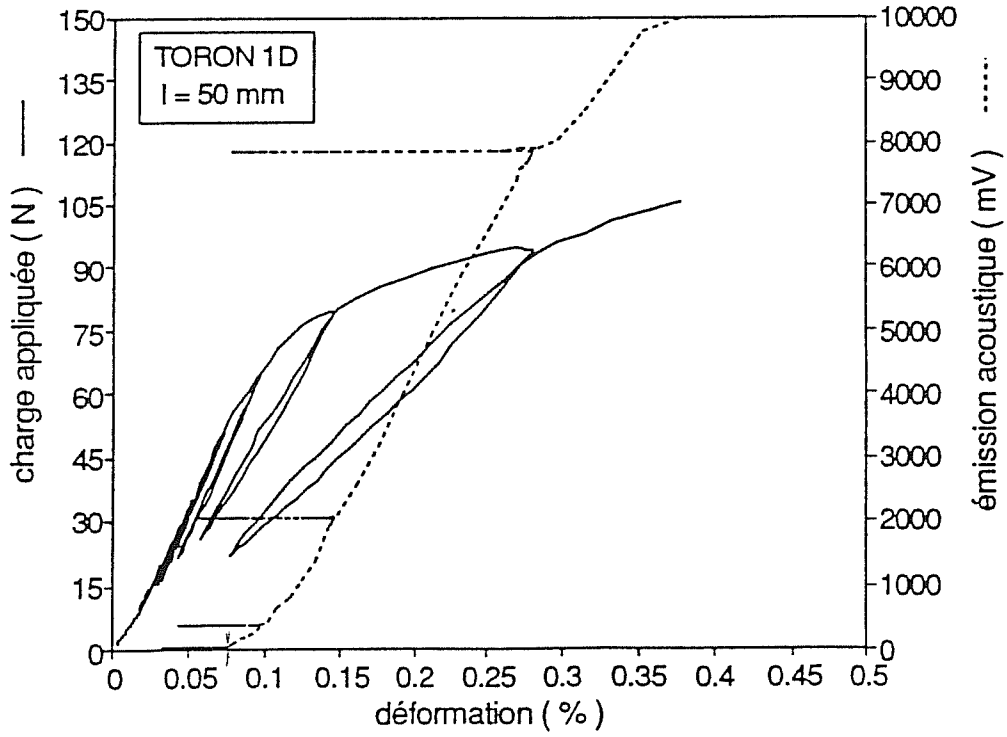


Figure I-3-2 : exemple type de comportement dissipatif observé pour un toron SiC/SiC.

Le comportement des torons peut donc se décomposer en différentes phases schématisées sur la Figure I-3-3 : une phase linéaire élastique (I) est suivie d'une phase d'endommagement (II-III) précédant la rupture (IV).

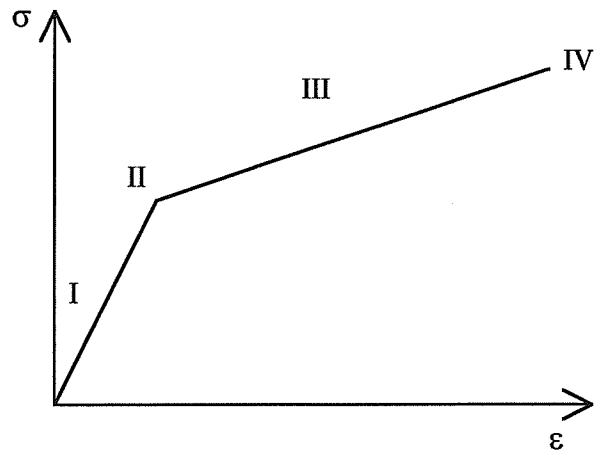


Figure I-3-3 : représentation schématique du comportement des torons.

Les étapes de la "vie" d'un toron vont maintenant être successivement décrites.

3-1) La phase linéaire élastique.

Cette première phase, au cours de laquelle le comportement du matériau est totalement réversible, est caractérisée par un module E_0 ou une compliance par unité de longueur C_0. Cette dernière est définie de la façon suivante : $C_0 = \varepsilon / F$, F étant la charge appliquée et ε la déformation résultante.

Les résultats moyens suivants ont été obtenus expérimentalement, l'écart-type étant donné entre crochets (Tableau I-3-1) :

	E_0 (GPa)	C_0 (10^{-7} N^{-1})
torons 50 mm	292 [55]	154 [33]
torons 180 mm	293 [47]	148 [33]

Tableau I-3-1 : module et compliance des torons SiC/SiC (Fréty, 1991).

A partir de ces données, il est possible de calculer le module E_m de la matrice SiC CVI, valeur non accessible directement par l'expérience comme nous l'avons vu précédemment. A partir de la loi des mélanges (équa. 3), connaissant les taux surfaciques de fibres et de matrice au sein des torons (Tableau I-2-5), ainsi que le module des fibres (Tableau I-2-2), on obtient la valeur suivante :

$$E_m = \frac{E_o - E_f V_f}{V_m} = 387 \text{ GPa}$$

résultat en accord avec les données de la littérature concernant la matrice SiC CVI (Arnault, 1989), et les valeurs de module données pour le β SiC (Tableau I-2-3).

La matrice sera donc supposée, dans la suite de l'étude, avoir ce module de 387 GPa.

Nous pouvons également déterminer le module transversal des torons dans cette zone linéaire élastique, c'est à dire le module des torons soumis à une sollicitation de traction appliquée perpendiculairement à la direction du renfort. Pour ce faire, nous assimilons le toron à un système de deux phases (fibres et matrice) associées en série. La formule suivante fournit alors une approximation de la valeur de ce module E_{trans} :

$$E_{trans} = \frac{E_m E_f}{E_m V_f + E_f V_m} \qquad \text{(équa. 10)}$$

soit $E_{trans} \cong 300$ GPa

On remarque que le module longitudinal (E_o) est proche du module transversal ainsi estimé : le toron peut être considéré en première approximation comme un matériau isotrope dans la zone élastique.

3-2) Le seuil d'endommagement.

Comme nous l'avons vu, le seuil d'endommagement correspond, dans ces matériaux, à l'apparition d'une première fissure au sein de la matrice. Il peut être déterminé expérimentalement de deux façons différentes :

* par émission acoustique à l'aide d'un capteur miniature placé directement sur les mors
* graphiquement en repérant la perte de linéarité sur les courbes $\sigma = f(\varepsilon)$.

Les résultats suivants ont été obtenus (Tableau I-3-2) :

	σ_d (MPa)	σ_e (MPa)	ε_e (%)
torons 50 mm	221.8 [34.1]	237 [41]	0.078 [0.016]
torons 180 mm	201.3 [37.2]	234 [42]	0.073 [0.016]

σ_d : contrainte de début d'endommagement détectée par émission acoustique.

σ_e, ε_e : respectivement contrainte et déformation de début d'endommagement déterminées graphiquement.

Tableau I-3-2 : données concernant le seuil d'endommagement des torons.

L'émission acoustique apparaît comme le moyen le plus précis pour détecter le seuil d'endommagement ($\sigma_d < \sigma_e$). La perte de la linéarité observée graphiquement est déjà le résultat du développement de l'endommagement au sein du toron : un certain nombre de fissures est nécessaire pour observer une chute notable de sa rigidité globale. Par conséquent, nous ne nous intéresserons par la suite qu' aux seuils détectés par émission acoustique. Néanmoins, comme le faisait remarquer P. Reynaud (1992), bien que plus précise, cette valeur du seuil d'endommagement est sujette à caution : elle dépend, dans une certaine mesure, des réglages de la sensibilité de l'appareillage d'émission acoustique, et peut alors également être légèrement surestimée.

3-2-1) Les contraintes de début d'endommagement.

Pour la suite de l'étude, il est important de définir les contraintes de début d'endommagement car nous introduirons dans la modélisation du matériau monocouche le comportement d'un matériau homogène équivalent correspondant au toron.

On observe une dispersion des contraintes de début d'endommagement, comme on peut le voir Figure I-3-4 représentant, pour les deux longueurs de torons testées, la probabilité de début d'endommagement en fonction la contrainte appliquée. La probabilité de début d'endommagement P_d est déterminée comme suit : les N valeurs de σ_d obtenues expérimentalement sont classées par ordre croissant, la probabilité de début d'endommagement sous la $i^{ème}$ contrainte σ_i est déterminée par la relation suivante :

$$P_d(\sigma_i) = \frac{i - 0.5}{N} \qquad \text{(équa. 11)}$$

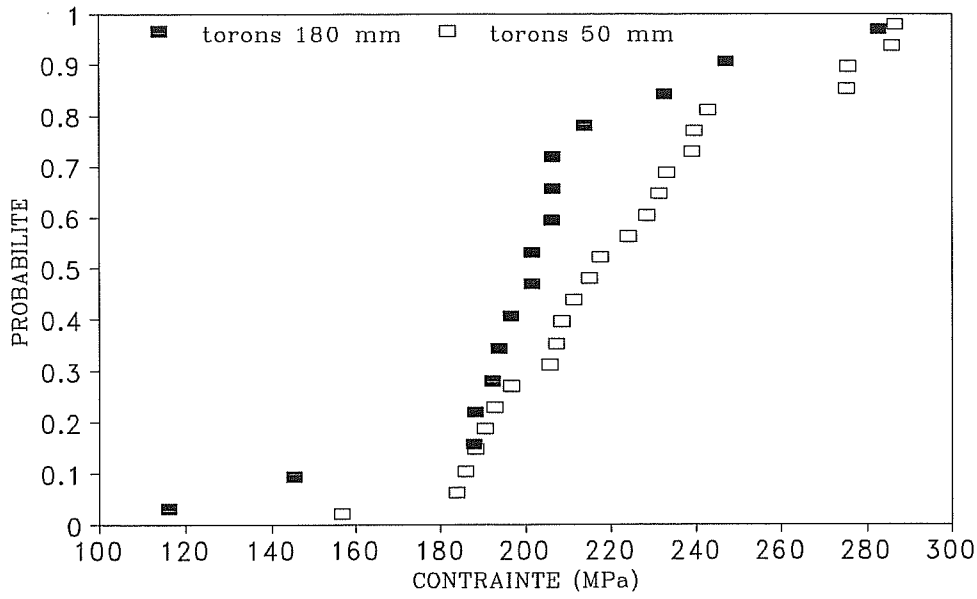


Figure I-3-4 : distributions des contraintes de début d'endommagement pour les deux longueurs de torons testées.

On remarque également un effet de la longueur des torons : l'endommagement commence plus précocement (pour des niveaux de contraintes plus faibles) dans les torons de 180 mm. Ceci peut s'expliquer par la sensibilité de tels matériaux (de nature fragile) à la présence de défauts : lorsque le volume sollicité augmente, la probabilité de trouver un défaut plus important se trouve accrue.

Pour décrire une telle dispersion et un tel effet de volume, la statistique de Weibull (Weibull, 1951) est la plus communément employée dans le cas des matériaux fragiles. Elle s'appuie sur la théorie du maillon le plus faible. Dans ce cas, la structure étudiée est supposée constituée de N maillons indépendants du point de vue probabiliste. Ces maillons sont associés en série, la rupture du plus faible entraînant la ruine de l'ensemble. Autrement dit, la probabilité de survie de la structure dépend de la survie de tous les maillons. On attribue à chaque maillon une probabilité de rupture $G(\sigma)$ sous une contrainte σ donnée, sa probabilité de survie est donc $1 - G(\sigma)$. Par conséquent, selon l'hypothèse d'indépendance des événements de non rupture, la probabilité de rupture de l'ensemble s'écrit :

$$P_r(\sigma) = 1 - (1 - G(\sigma))^N = 1 - \exp[-N f(\sigma)] \qquad \text{(équa. 12)}$$

avec

$$f(\sigma) = \ln\left[\frac{1}{1 - G(\sigma)}\right] \qquad \text{(équa. 13)}$$

Cette équation montre que la probabilité de rupture augmente avec le nombre de maillons, donc avec le volume sollicité.

Weibull a proposé pour la fonction $f(\sigma)$ la forme suivante :

$$f(\sigma) = \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \qquad \text{(équa. 14)}$$

La probabilité de rupture d'un échantillon de volume V soumis à la contrainte macroscopique σ peut donc s'écrire :

$$P_r = P\{\sigma_r(V) \leq \sigma\} = 1 - \exp - \left(\left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m V \right) \qquad \text{(équa. 15)}$$

Dans cette expression :

* σ_0 représente le seuil de contrainte en dessous duquel la probabilité de rupture est nulle. Dans le cas des céramiques, on choisit souvent une contrainte seuil nulle : $\sigma_0 = 0$.
* m est appelé module de Weibull, il caractérise la dispersion : plus il est faible, plus la dispersion est importante.
* σ_u est un facteur d'échelle, sans signification physique directe. Son unité dépend de m. Si V est exprimé en mm^3, σ et σ_0 en MPa, σ_u est en $MPa.mm^{3/m}$.

Mais, l'application de ce modèle nécessite le respect de certaines hypothèses que nous pouvons rappeler, et implique certaines conditions à respecter :

* le champ de contraintes doit présenter des gradients suffisamment faibles pour que chaque maillon puisse être considéré dans un état de contrainte uniforme.
* les maillons sont supposés indépendants au niveau statistique, ce qui exclut toute interaction entre les défauts qu'ils contiennent.
* tous les maillons possèdent la même probabilité de rupture lorsqu'ils sont soumis à la même contrainte : le matériau est donc supposé homogène et isotrope vis-à-vis des défauts qu'il contient.

Nous avons choisi, dans un premier temps, d'appliquer cette statistique pour décrire la dispersion observée concernant les contraintes de début d'endommagement : le toron sera traité en tant que matériau homogène équivalent. La probabilité de début d'endommagement s'exprime donc sous la forme suivante :

$$P_d(\sigma) = 1 - \exp\left[-V \left(\frac{\sigma}{\sigma_u} \right)^m \right] \qquad \text{(équa. 16)}$$

V étant le volume du toron : $V = S * l$, S section moyenne du toron, l longueur du toron.

On représente souvent les probabilités de rupture sur un graphe $\ln(-\ln(1-P_r))$ en fonction de $\ln(\sigma)$: la loi de Weibull est vérifiée si tous les points s'alignent sur une droite; la pente de cette dernière est alors égale au module de Weibull et l'ordonnée à l'origine est, d'après la statistique choisie : $(\ln(V) - m \ln(\sigma_u))$. Cette remarque fournit un moyen de vérification de la validité de l'emploi de la statistique de Weibull pour traiter nos résultats expérimentaux et dans ce cas de détermination des paramètres m et σ_u (régression linéaire, algorithme de moindres carrés).

Nous avons initialement traité séparément les résultats concernant les deux populations étudiées (torons 50 mm et torons 180 mm) : les paramètres m et σ_u sont alors estimés pour chacune d'elles. Le graphe $\ln(-\ln(1-P_d)) = f(\ln(\sigma))$, déterminé à partir des données expérimentales, peut être assimilé à une droite, pour chaque population (comme présenté sur la Figure I-3-5 dans le cas des torons 50 mm), ce qui semblerait justifier l'emploi de la statistique de Weibull. Le Tableau I-3-3 indique les paramètres m et σ_u obtenus pour chacune des populations.

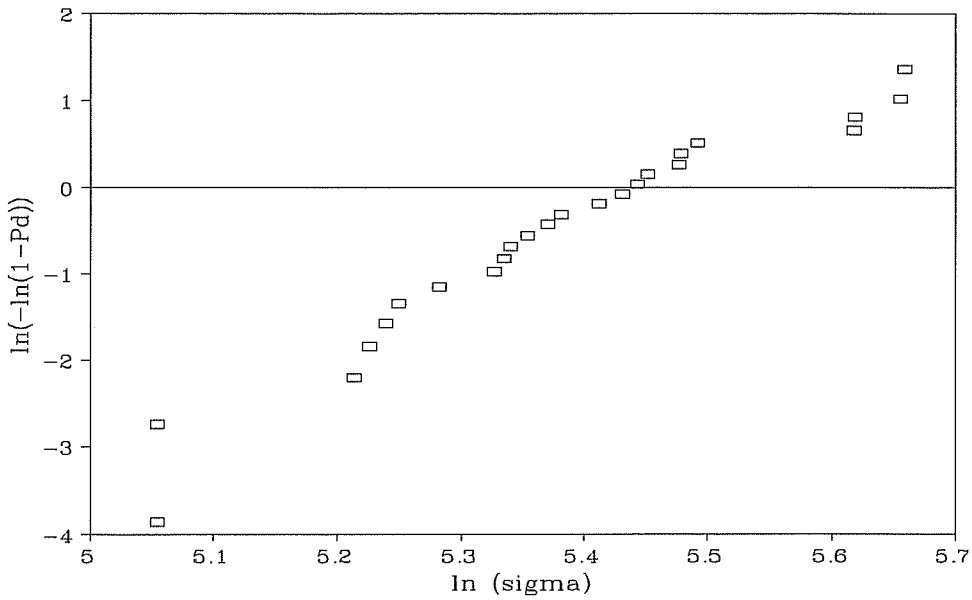


Figure I-3-5 : "représentation de Weibull" des contraintes de début d'endommagement des torons 50 mm.

	torons 50 mm	torons 180 mm	ensemble
m	7.3	5.9	7.1
σ_u (MPa.mm$^{3/m}$)	326.6	408	345

Tableau I-3-3 : paramètres de la statistique de Weibull décrivant les contraintes de début d'endommagement.

Mais à la vue des différences observées sur les paramètres m et σ_u obtenus pour chacune des deux populations traitées séparément, il semble qu'une unique statistique de Weibull ne permette pas de décrire correctement les deux distributions expérimentales. En effet, des valeurs identiques de m et σ_u devraient être obtenues pour les deux populations, ces paramètres étant intrinsèques au matériau et indépendants du volume testé, si le matériau obéit à une statistique de Weibull.

Nous avons cherché à confirmer cette observation en traitant alors simultanément les deux populations de torons étudiées.

Pour ce faire, nous définissons à partir des deux populations expérimentales une population unique (dite population de référence) caractérisée par un volume V_{ref}, à partir de laquelle nous déterminerons comme précédemment les paramètres de la statistique.
Remarque: ce volume de référence peut être choisi parmi les volumes testés expérimentalement.

Pour déterminer cette population de référence, on suppose que la probabilité de rupture d'un volume V_1 sous une contrainte σ_1 est égale à la probabilité de rupture d'un volume V_2 sous la contrainte σ_2, on aboutit ainsi à la relation suivante:

$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \left(\frac{V_1}{V_2}\right)^{\frac{1}{m}} \qquad \text{(équa. 17)}$$

On définit ainsi une application:

$$T\{\sigma_{k=1,2}\}:\sigma_i \in \{\sigma_k\} \longrightarrow \sigma_{ref(i)} = \sigma_i \left(\frac{V_k}{V_{ref}}\right)^{1/m}$$

où: * $\{\sigma_k\}$ représente l'ensemble des seuils de début d'endommagement obtenus pour la population k (k=1 ou 2 respectivement pour les torons 50 et 180 mm)

* V_k correspond au volume de la population k considérée.

* $\sigma_{ref(i)}$ est la contrainte de la population de référence correspondant à la contrainte σ_i de la population k

La Figure I-3-6 schématise la méthode employée pour optimiser les paramètres m et σ_u de la statistique choisie (équa. 16). Les notations suivantes sont employées :
* m_{pk} et σ_{upk} représentent respectivement le module de Weibull et le facteur d'échelle de la population k traitée isolément. (Tableau I-3-3)
* m_i et $\sigma_{u(i)}$ les paramètres de la statistique obtenus à l'itération i.

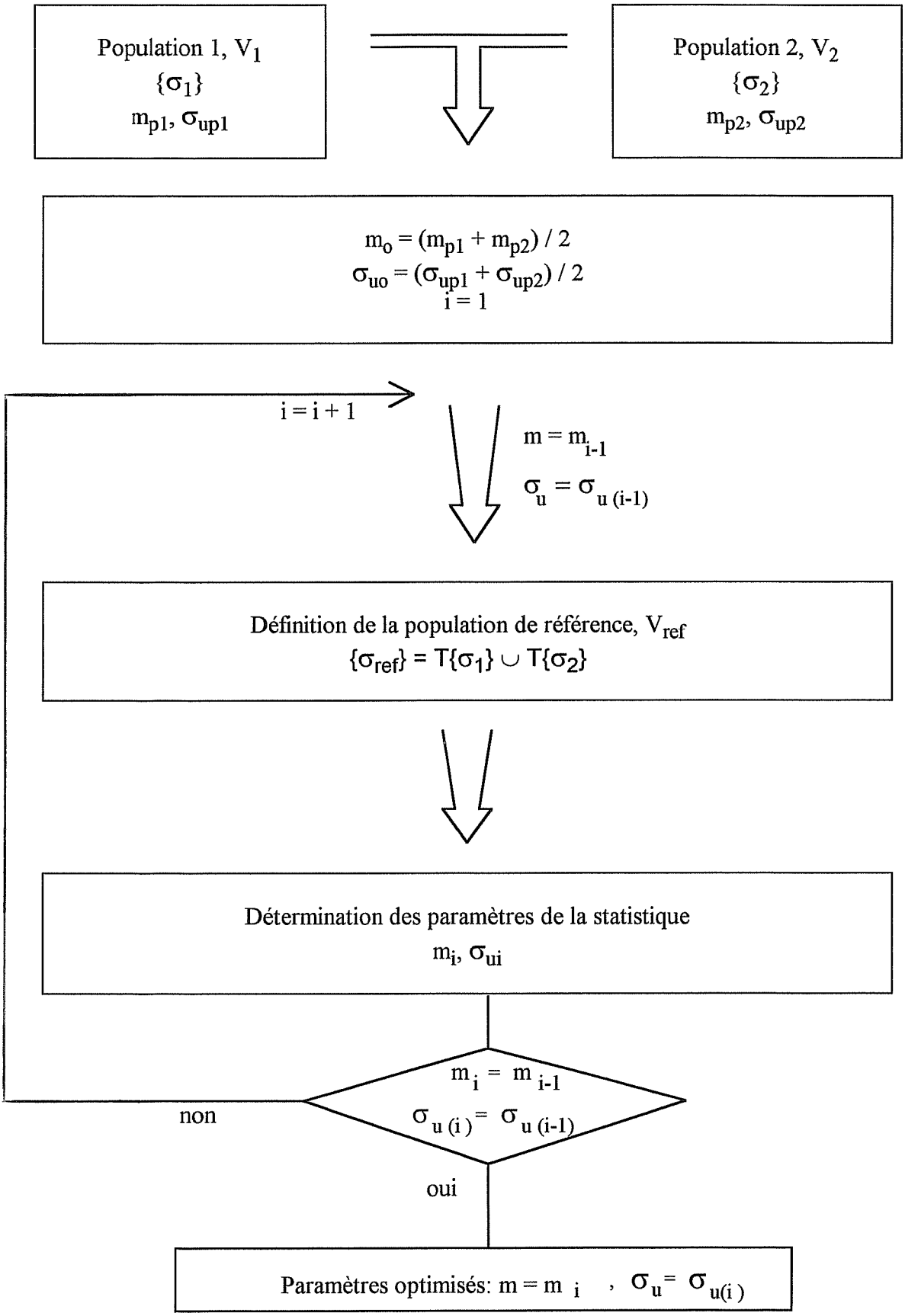


Figure I-3-6 : organigramme d'identification dès paramètres de la statistique de Weibull à partir des deux populations correspondant aux deux longueurs de torons.

Les valeurs ainsi optimisées de m et σ_u sont indiquées Tableau I-3-3. La représentation de $\ln(- \ln (1-P_d)) = f(\ln (\sigma))$ obtenue pour l'ensemble des résultats est une droite, mais les points issus des deux populations initiales sont scindés en deux familles, comme on peut le voir Figure I-3-7. La comparaison des distributions théoriques obtenues selon cette statistique avec les distributions expérimentales prouve de façon encore plus parlante l'incapacité de la statistique de Weibull à décrire les dispersions expérimentales : elle surestime largement l'effet de volume observé (Figure I-3-8).

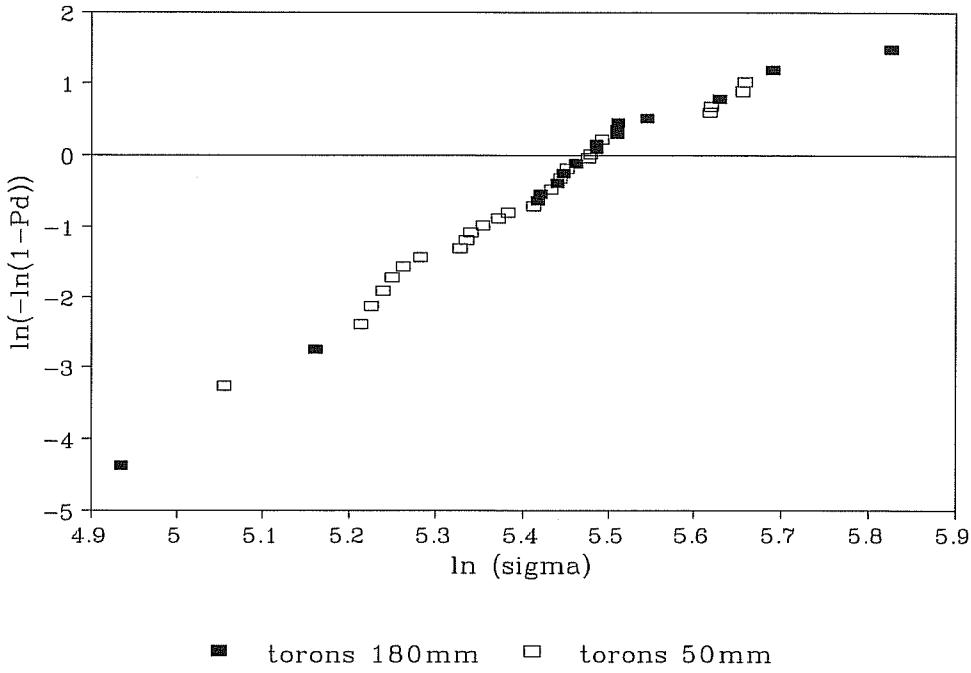


Figure I-3-7 : droite de Weibull correspondant à l'optimisation des paramètres sur la population de référence pour les contraintes de début d'endommagement.

Remarque : une statistique de Weibull à trois paramètres, qui contrairement à la statistique employée jusqu'à lors (équa. 16), considère une contrainte seuil σ_0 non nulle (équa. 15) a alors été employée. La probabilité de début d'endommagement $P_d(\sigma)$ sous la contrainte appliquée σ s'écrit alors sous la forme :

$$P_d(\sigma) = 1 - \exp\left[-V\left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \right] \qquad \text{(équa. 18)}$$

Mais une telle statistique ne permet toujours pas de rendre compte de l'effet de volume expérimental, comme nous pouvons le voir Figure I-3-9 : une surestimation de ce dernier est encore observable, l'allure des distributions n'est également pas reproduite.

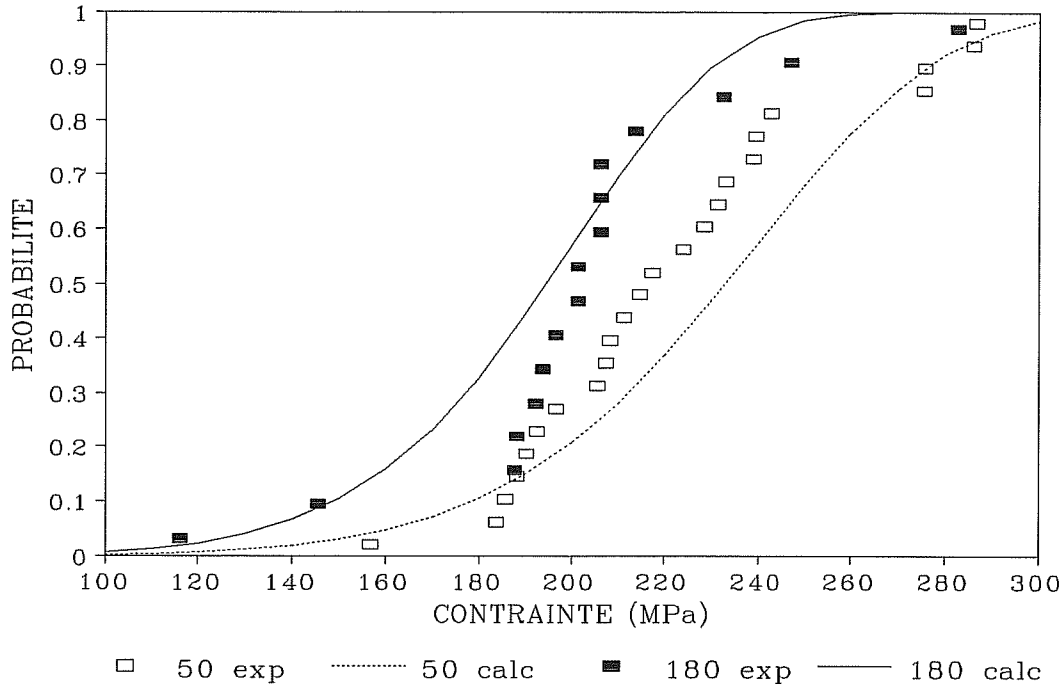


Figure I-3-8 : distributions expérimentales et théoriques (équa. 16)
des contraintes de début d'endommagement des torons.

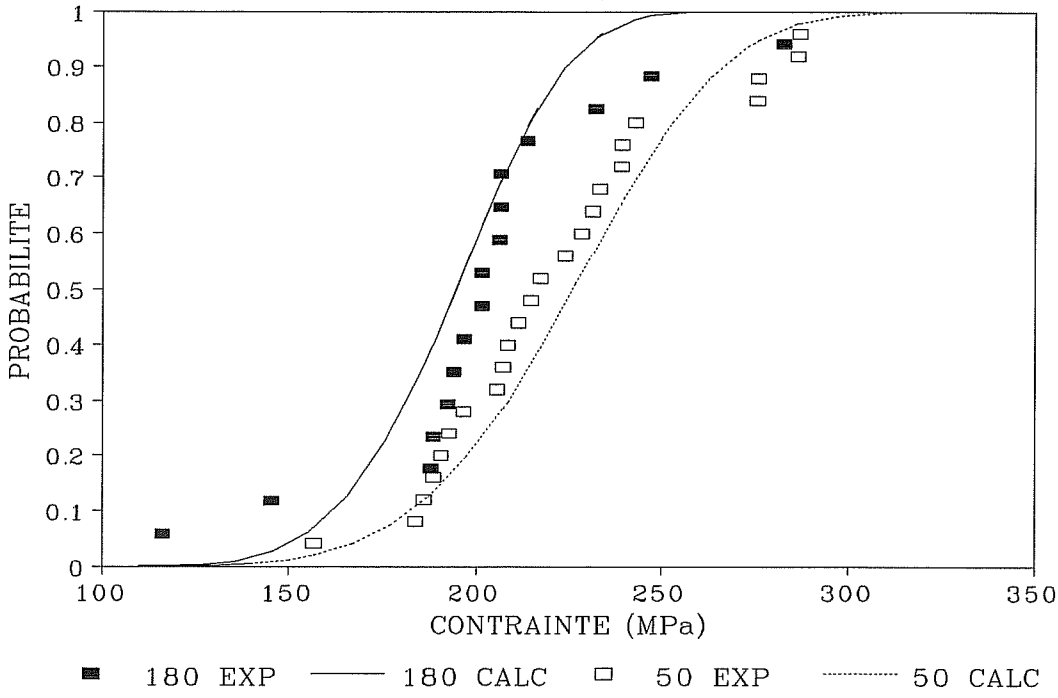


Figure I-3-9 : distributions expérimentales et théoriques (équa. 18)
des contraintes de début d'endommagement des torons.
($m = 4.6$, $\sigma_u = 230$ MPa.mm$^{3/m}$, $\sigma_o = 101.1$ MPa)

Le choix d'une autre statistique s'est donc imposé, cette dernière devant en particulier conduire à un effet de volume plus faible. Une statistique avec densité critique de défauts (Jeulin, 1991) a alors été adoptée. La rupture ultime ne se produit plus dès lors que la contrainte de rupture critique est atteinte en un seul point de la structure (théorie du maillon le plus faible), mais lorsqu' une densité critique de défauts au sein du matériau est dépassée.

Les défauts sont supposés ponctuels, distribués selon un processus de Poisson. Le nombre de défauts dans un volume V est une variable aléatoire poissonnienne de paramètre θV, où θ représente un nombre moyen de défauts par unité de volume. Le matériau est supposé posséder une contrainte critique σ_c infinie, à l'exception des lieux définis par le processus de Poisson. La probabilité de trouver n défauts activés sous la contrainte appliquée σ, c'est-à-dire pour lesquels $\sigma_c < \sigma$, s'écrit :

$$P_n = P_r\{N = n\} = \frac{(\theta(\sigma)V)^n}{n!}\exp(-\theta(\sigma)V) \qquad \text{(équa. 19)}$$

Le critère de rupture retenu est une densité critique de défauts θ_c. On autorise par conséquent la présence d'un certain nombre de défauts critiques $N_c = \theta_c V$ au sein du matériau avant que la rupture de ce dernier ne se produise. La probabilité de rupture P_r d'un volume V sous une contrainte appliquée σ est alors donnée par la relation suivante :

$$P_r = P\{N > N_c\} = 1 - \sum_{n=0}^{\theta_c V} \frac{(\theta(\sigma)V)^n}{n!}\exp(-\theta(\sigma)V) \qquad \text{(équa. 20)}$$

Dans le cas où l'on autorise la présence d'aucun défaut avant rupture ($N_c = 0$), on retrouve la théorie du maillon le plus faible.

Concernant la fonction de densité de défauts $\theta(\sigma)$, nous l'avons choisie de la forme définie par Weibull (équa. 14) en considérant une contrainte seuil nulle, soit :

$$\theta(\sigma) = \left(\frac{\sigma}{\sigma_p}\right)^l \qquad \text{(équa. 21)}$$

Nous définissons ainsi une statistique à trois paramètres (θ_c, l, σ_p), intrinsèques à notre matériau (donc indépendants du volume d'échantillon) qui sont à déterminer.

θ_c définit une densité critique de défauts à dépasser pour percevoir un endommagement. L'emploi de ce critère d'endommagement peut se justifier par le fait cité

précédemment que, bien que plus précise, l'émission acoustique n'est pas un indicateur absolu de l'endommagement. θ_c peut ainsi correspondre physiquement, soit à l'apparition de petites fissures, soit à la croissance ou à la coalescence de défauts déjà existants au sein du matériau (pores). Mais, il est impossible de la définir expérimentalement, l'observation du matériau étant difficile.

Les trois paramètres sont alors à déterminer empiriquement à partir des résultats expérimentaux obtenus pour les deux familles de torons testés. Nous avons procédé comme suit :

* Pour chacune des populations (torons 50 ou 180 mm), une valeur de N_c est fixée (ce qui équivaut à imposer une valeur de θ_c). On détermine alors par itérations successives les valeurs de l et σ_p optimisées permettant de réduire l'écart entre les probabilités expérimentales (équa. 11) et calculées (équa. 20) sur l'ensemble de cette famille.
* On recommence cette opération pour une autre valeur de N_c.
* On obtient ainsi, pour chaque population, des triplets de paramètres (θ_c, l, σ_p) optimisés pour décrire au mieux la distribution expérimentale observée.
* Or, ces paramètres doivent être indépendants du volume de l'échantillon, ainsi par comparaison entre les triplets optimisés pour chaque population considérée séparément, on obtient les paramètres optimaux pour la statistique choisie.

Les valeurs obtenues sont indiquées dans le Tableau I-3-4.

La Figure I-3-10 représente les distributions expérimentales et calculées selon cette statistique. Comparativement à la statistique de Weibull, on remarque une meilleure description de l'allure globale des distributions. Cette statistique rend également mieux compte de l'effet de volume observé expérimentalement. L'écart moyen entre les probabilités expérimentales et calculées déterminé sur les deux populations est réduit (0.08 dans le cas de la statistique de densité critique de défauts contre 0.1 dans le cas de Weibull).

Remarque : l'écart est défini comme suit : $$\frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\sqrt{(P_{d.i.calc} - P_{d.i.exp})^2} \qquad \text{(équa. 22)}$$

avec : * N : le nombre de valeurs de la population considérée.
* $P_{d.i.calc}$ et $P_{d.i.exp}$: respectivement les probabilités calculée et expérimentale correspondantes.

	contraintes de début d'endommagement σ_d	contraintes à rupture de la matrice σ_{rm}
l	2.45	1.34
σ_p (MPa.mm$^{3/l}$)	248	310
θ_c (défauts/mm^3)	0.628	0.718

Tableau I-3-4 : paramètres de la statistique de densité critique de défauts décrivant les contraintes de début d'endommagement des torons et les contraintes à rupture de la matrice.

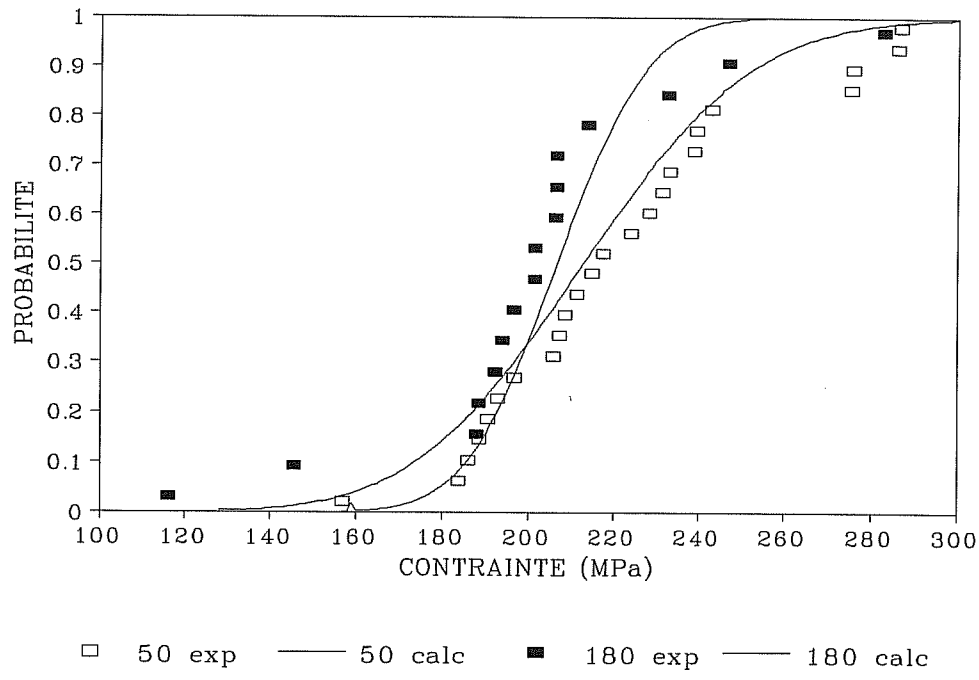


Figure I-3-10 : distributions expérimentales et calculées (densité critique de défauts) des contraintes de début d'endommagement des torons.

Par conséquent cette statistique fournit une description acceptable des phénomènes expérimentaux et a donc été utilisée dans la suite de cette étude.

3-2-2) Les contraintes à rupture de la matrice.

Le seuil d'endommagement (σ_d) correspond, au niveau microscopique, à l'apparition de la fissuration matricielle. Il est donc possible d'en déduire les contraintes atteintes

localement au sein de la matrice (σ_{mu}) lors de l'endommagement des torons. Nous pouvons en effet écrire d'après l'équation 5 :

$$\sigma_{mu} = \frac{E_m}{E_o} \sigma_d \qquad \text{(équa. 23)}$$

avec * E_m : le module de la matrice (387 GPa).

* E_o : le module observé lors de la phase linéaire pour l'essai considéré.

Nous désignerons par "contraintes à rupture de la matrice" les contraintes locales d'apparition des premières fissures matricielles.

On observe une dispersion importante des résultats, comme l'indique la Figure I-3-11 représentant les distributions des contraintes à rupture de la matrice (les probabilités de rupture P_{rmu} ont déterminées, comme précédemment, par l'équation 11) pour les deux longueurs de torons testés. Un effet de volume, comparable à celui observé pour les contraintes de début d'endommagement, est dévoilé : la matrice commence à se fissurer pour des niveaux de contraintes plus faibles dans les torons de longueur 180 mm. Les contraintes à rupture de la matrice obtenues en moyenne pour les deux familles de torons (50 et 180 mm) sont en effet respectivement de 293.9 [87.8] MPa et 240.9 [44.6] MPa.

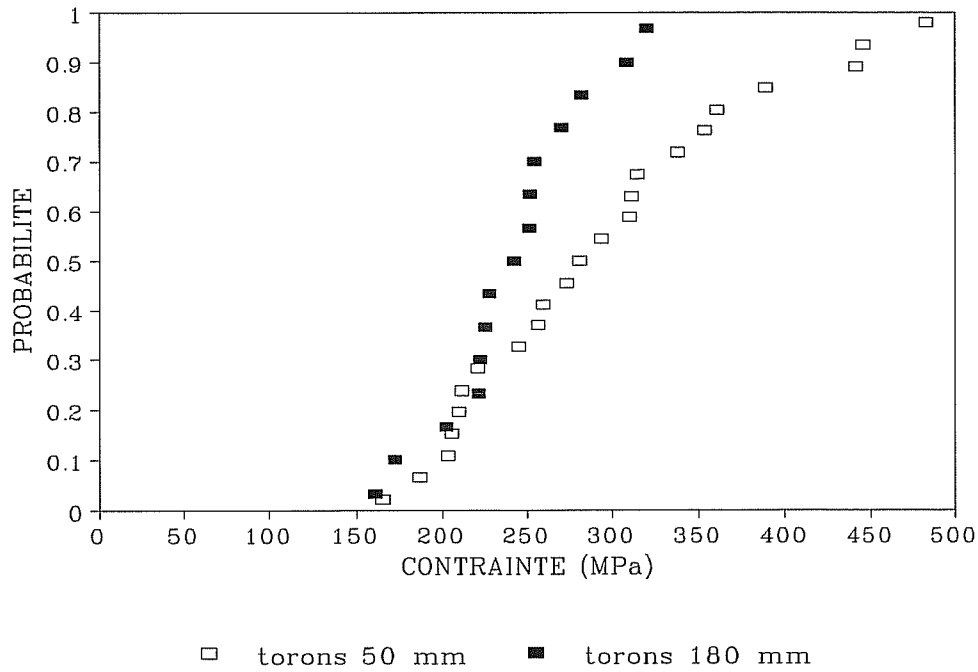


Figure I-3-11 : distributions des contraintes à rupture de la matrice.

Pour décrire ces distributions, nous avons, dans un premier temps, cherché à appliquer une statistique de Weibull (équa. 16). Le volume considéré est égal au volume moyen de matrice et de pores au sein des torons (les pores sont en effet considérés comme des défauts matriciels), soit :

$$V = (V_m + V_p) * S * l \qquad \text{(équa. 24)}$$

avec $* V_m$ et V_p : respectivement les taux surfaciques moyens de matrice et de pores rencontrés dans les torons (Tableau I-2-5).

$*$ S : la section moyenne d'un toron.

$*$ l : la longueur du toron considéré.

Les paramètres de la statistique ont été déterminés de la même façon que dans le cas des contraintes de début d'endommagement des torons. Les résultats obtenus pour les deux populations traitées séparément, puis optimisés à partir des deux populations considérées simultanément, sont indiqués Tableau I-3-5.

La représentation de la variation de $\ln(- \ln(1-P_r))$ en fonction de $\ln(\sigma)$ pour la population de référence, après optimisation des paramètres, est une droite (Figure I-3-12). De plus, les points provenant des deux populations initiales paraissent se repartir de manière relativement plus homogène que dans le cas des contraintes de début d'endommagement (Figure I-3-7), ce qui semblerait aller dans le sens d'une meilleure applicabilité de la statistique de Weibull. Mais, la représentation des distributions calculées selon cette statistique (représentation permettant une meilleure visualisation des résultats obtenus) montre encore l'incapacité de la statistique de Weibull à décrire l'allure des distributions et à rendre compte de l'effet de volume observé expérimentalement (Figure I-3-13). Ceci était prévisible, étant donnée la différence entre les paramètres de la statistique obtenus pour les deux populations traitées séparément (Tableau I-3-5). Un meilleur accord est tout de même observable dans ce cas, comparativement à ce qui était obtenu pour les contraintes de début d'endommagement avec le même type de statistique (Figure I-3-8) : l'écart moyen entre les probabilités expérimentales et calculées (équa. 22) est alors de 0.07 contre 0.1.

	torons 50 mm	torons 180 mm	ensemble
m	3.8	6.8	4.7
σ_u (MPa.mm$^{3/m}$)	531	404	499

Tableau I-3-5 : paramètres de la statistique de Weibull décrivant les contraintes à rupture de la matrice.

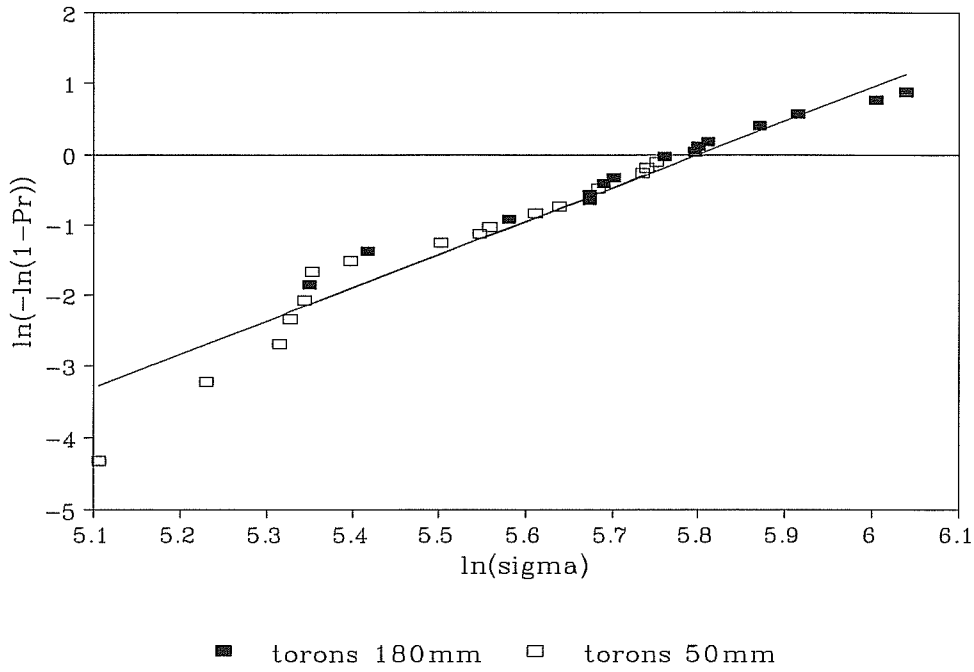


Figure I-3-12 : "droite de Weibull" des contraintes à rupture de la matrice pour la population de référence.

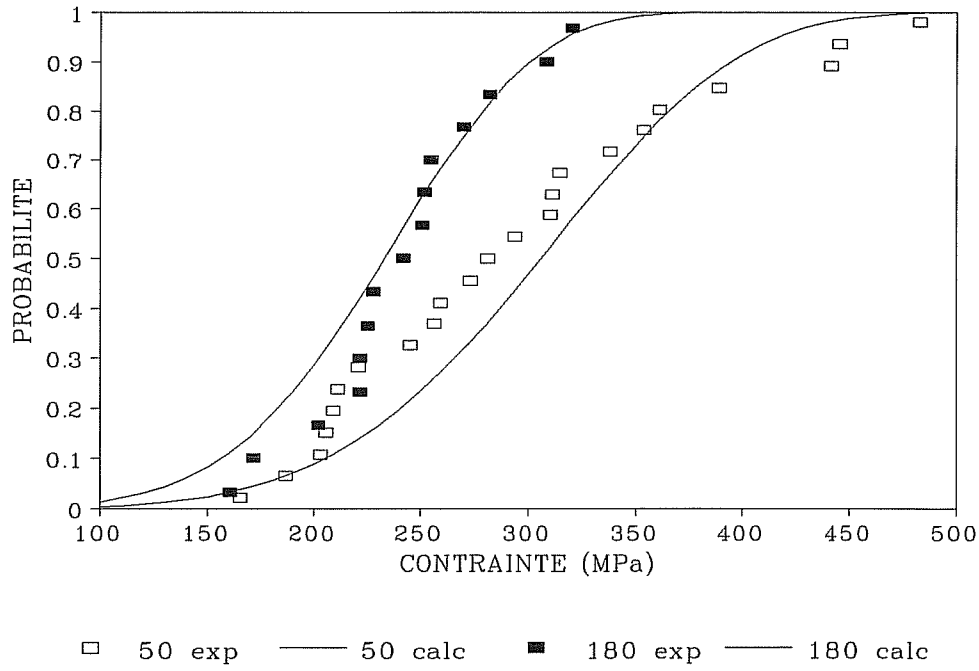


Figure I-3-13 : distributions expérimentales et calculées (Weibull) des contraintes à rupture de la matrice.

Des résultats similaires étant obtenus avec une statistique de Weibull à trois paramètres (équa. 15), nous avons alors choisi d'appliquer, également dans ce cas, une statistique de densité critique de défauts (équa. 20) pour décrire le faible effet de volume observé. La détermination des paramètres (θ_c, l, σ_p) de cette statistique est effectuée de façon similaire à ce précédemment expliqué pour les contraintes de début d'endommagement des torons. Les valeurs obtenues sont indiquées Tableau I-3-4.

La Figure I-3-14 représente une comparaison entre les distributions déterminées par cette statistique de densité critique de défauts et les distributions expérimentales. Un bon accord est observé : l'écart moyen entre les probabilités expérimentales et calculées est de 0.06. L'allure des distributions est également bien décrite. Cette statistique sera utilisée ultérieurement pour décrire la dispersion des contraintes à rupture de la matrice.

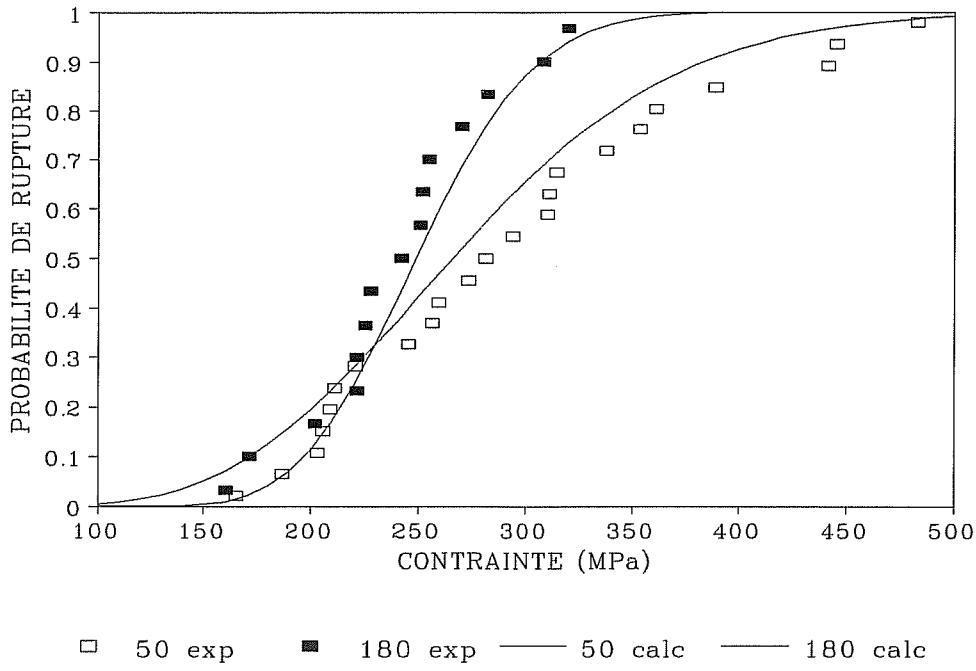


Figure I-3-14 : distributions expérimentales et calculées (densité critique de défauts) des contraintes à rupture de la matrice.

3-3) La phase d'endommagement.

Nous observons ensuite une phase plus ou moins importante d'endommagement correspondant au développement de la multifissuration matricielle. Cette dernière ne se déroule

pas à contrainte constante comme le prévoit la théorie d'Aveston, Cooper et Kelly (exposée en première partie de ce chapitre) mais pour une contrainte croissante : le modèle de Pérès (également présenté en première partie de ce chapitre) semble par conséquent plus approprié. Ce dernier a d'ailleurs été appliqué avec un relatif succès dans le cas des torons (Fréty, 1991).

Cette phase d'endommagement peut être assimilée à une droite de pente E_1 : la transition entre les deux parties linéaires est en effet relativement réduite et peut donc être négligée en première approximation (Figure I-3-2). Les valeurs de E_1 obtenues pour les torons de longueur 50 et 180 mm sont respectivement de 52 [17] GPa et 57 [10] GPa.

On peut par conséquent modéliser, en première approximation, les courbes de comportement des torons comme indiqué Figure I-3-15 : une première partie linéaire élastique de pente E_0 déterminée par la loi des mélanges, est suivie d'une phase d'endommagement également linéaire caractérisée par une pente E_1, que l'on peut prendre égale à la moyenne des valeurs expérimentalement observées, soit 55 GPa.

Par ailleurs, des essais de chargement-déchargement réalisés sur les torons révèlent qu'aucune déformation résiduelle n'est engendrée lors de cette phase d'endommagement (Figure I-3-2) : le comportement est donc purement élastique endommageable.

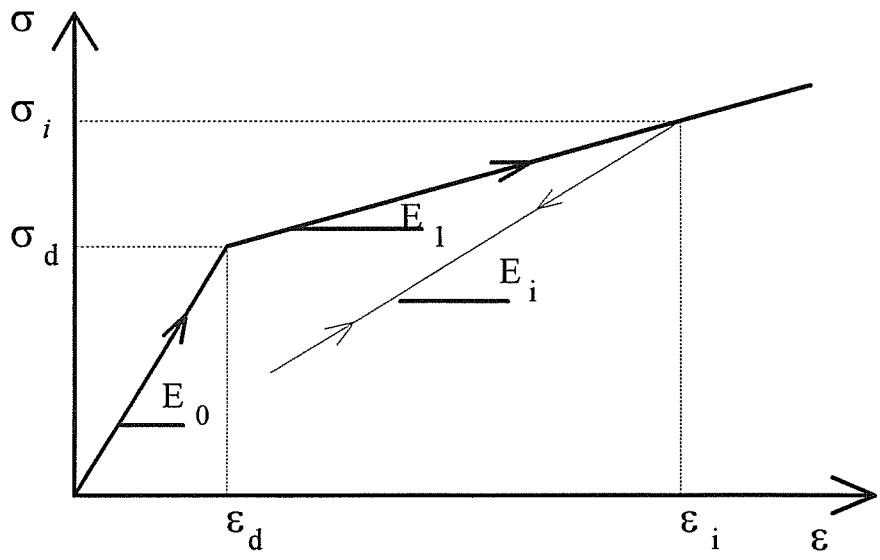


Figure I- 3-15 : schématisation du comportement des torons.

A partir de cette approximation du comportement des torons, on peut déterminer la fonction dommage associée. Le dommage D caractérise la chute de rigidité globale du matériau lors de son endommagement et peut être défini de la façon suivante (Lemaitre et Chaboche, 1985) :

$$D = \frac{E_0 - E_i}{E_0} \qquad \text{(équa. 25)}$$

avec: * E_0 : module du matériau sain

* E_i : module du matériau endommagé (qui a été soumis à une contrainte σ_i).

Ce module E_i peut être déterminé expérimentalement à partir d'essais de chargement-déchargement, il correspond alors au module observé lors d'un cycle de chargement-déchargement réalisé à partir de la contrainte appliquée σ_i (Figure I-3-15). Dans notre cas, le comportement étant considéré purement élastique endommageable, on peut écrire théoriquement :

$$E_i = \sigma_i / \varepsilon_i \qquad \text{(équa. 26)}$$

De plus, les relations suivantes sont vérifiées :

$$E_0 = \sigma_d / \varepsilon_d \qquad \text{et} \qquad E_1 = \frac{\sigma_i - \sigma_d}{\varepsilon_i - \varepsilon_d} \qquad \text{(équa. 27)}$$

Par combinaison des équations 26 et 27, on peut écrire :

$$E_i = \frac{E_0 E_1 \sigma_i}{E_0 (\sigma_i - \sigma_d) + E_1 \sigma_d} \qquad \text{(équa. 28)}$$

La fonction dommage théorique peut alors s'exprimer, en fonction de la contrainte ou de la déformation appliquée, par les relations suivantes :

$$D_{theo.} = 1 - \frac{E_i}{E_0} = 1 - \frac{E_1 \sigma_i}{E_0 (\sigma_i - \sigma_d) + E_1 \sigma_d} \qquad \text{(équa. 29)}$$

ou

$$D_{theo.} = 1 + \frac{\varepsilon_d}{\varepsilon_i} \left(\frac{E_1}{E_0} - 1 \right) - \frac{E_1}{E_0} \qquad \text{(équa. 30)}$$

La fonction dommage théorique peut donc être tracée dès lors qu'un seuil d'endommagement (σ_d ou ε_d) est fixé. Ayant des seuils d'endommagement aléatoires, nous n'avons pas une fonction dommage unique mais un faisceau de fonctions dommage.

La Figure I-3-16 représente une comparaison entre des fonctions dommage obtenues expérimentalement à partir d'essais de chargement-déchargement réalisés sur des torons de 50 mm de longueur de fût et des fonctions dommage théoriques calculées pour les seuils d'endommagement minimal (1), moyen (2) et maximal (3) détectés expérimentalement.

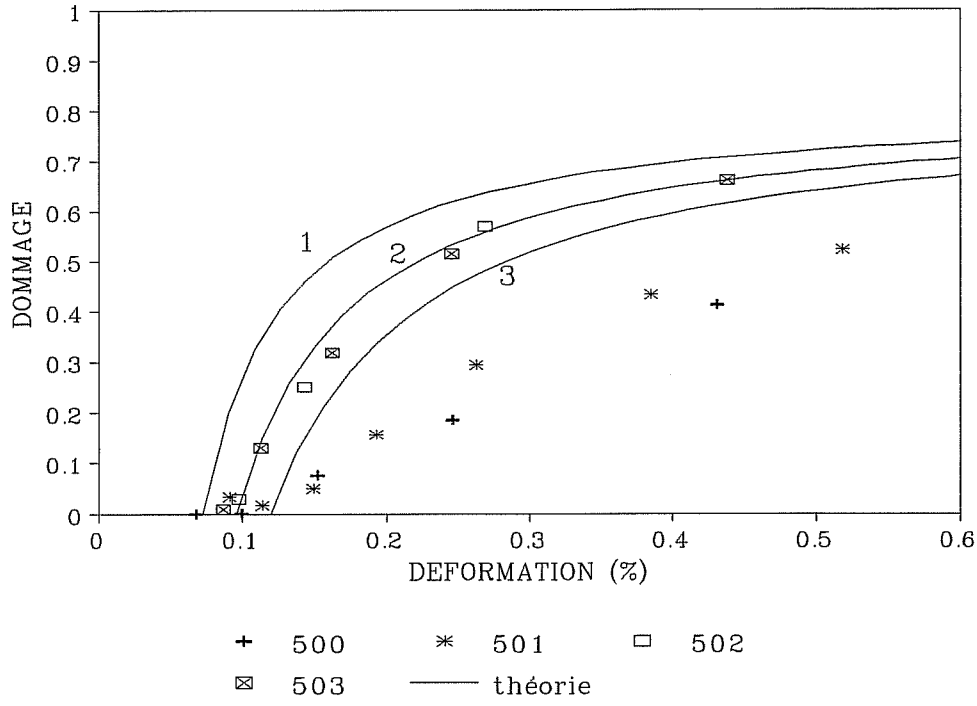


Figure I-3-16 : comparaison des fonctions dommage théoriques et expérimentales obtenues sur des torons de 50 mm de longueur de fût.

On observe que les essais 502 et 503 se situent bien dans le faisceau ainsi défini théoriquement, mais non les essais 500 et 501. Des raisons liées aux matériaux peuvent être avancées. Les échantillons 500 et 501 ont en effet présenté des compliances initiales (respectivement de 210.10^{-7} et 201.10^{-7} N^{-1}) très différentes de celles mesurées sur les torons 502 et 503 (respectivement de 123.10^{-7} et 140.10^{-7} N^{-1}), proches des compliances moyennes obtenues sur les torons (Tableau I-3-1). Ceci peut provenir d'un niveau d'imprégnation différent, d'un taux de porosité plus élevé dans le cas des torons 500 et 501. Ce dernier point se justifie par l'observation des échantillons à posteriori : la section de rupture des torons 500 et 501 est très inclinée par rapport à la direction de sollicitation (faciès de rupture en marche),

caractéristique d'une mauvaise imprégnation des matériaux (Figure I-3-17) (Fréty, 1991). Ces essais 500 et 501 ne sont donc pas représentatifs du comportement général des torons.

Ainsi, l'approximation de la courbe de comportement des torons en deux parties linéaires de modules E_0 (loi des mélanges) et E_1 (55 GPa) semble décrire de façon correcte le déroulement de l'endommagement au sein des torons sur le plan macroscopique. Néanmoins, cette approximation du comportement est uniquement valable pour des torons présentant des taux de fibres et de matrice voisins de ceux rencontrés au sein des matériaux étudiés. Il serait dans l'avenir intéressant d'étudier l'influence du taux de renfort sur l'allure générale de la courbe de comportement des torons. Pour cela des essais complémentaires sur des torons présentant des taux de renforts différents seraient utiles.

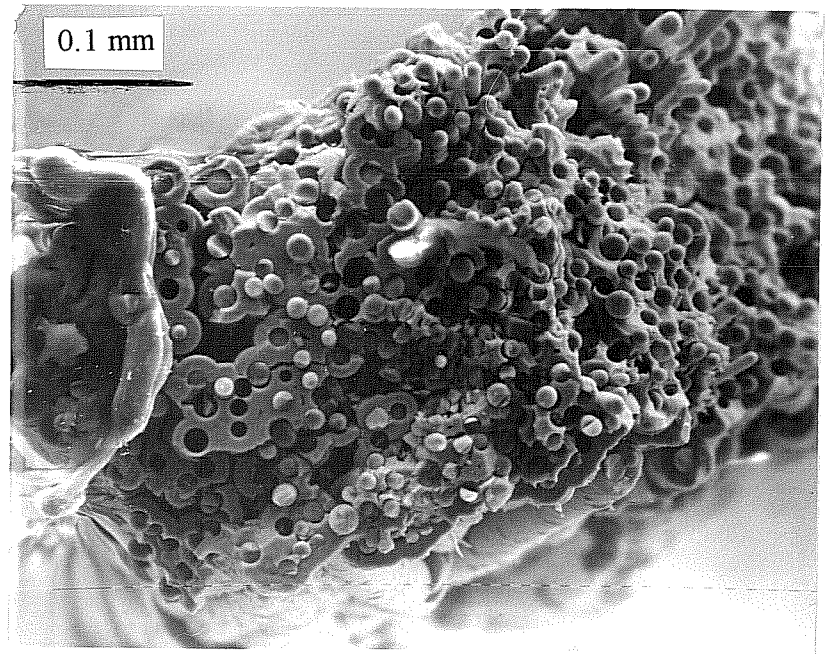


Figure I-3-17 : faciès de rupture type des échantillons 500 et 501.

3-4) La rupture.

La phase d'endommagement se termine par une rupture instable du faisceau de fibres conduisant à la rupture ultime du toron. Mais il est difficile de savoir si à ce moment on est proche ou non du stade de saturation de la multifissuration matricielle, la phase de reprise des efforts par les fibres, prévue par A.C.K., n'étant que très rarement observée.

En supposant que la matrice ne joue plus qu'un rôle négligeable et qu'aucune fibre n'est encore cassée lors de la rupture ultime du toron, on peut déterminer théoriquement le niveau

de dommage $D_{theo.rupt.}$ qui serait observé à la rupture. Ce dernier correspond au dommage atteint dans le matériau lors du stade de saturation de la multifissuration matricielle prévu par A.C.K.

$$D_{theo.rupt.} = \frac{E_0 - E_i}{E_0} = \frac{E_0 - E_f V_f}{E_0} \qquad \text{(équa. 31)}$$

soit $D_{theo.rupt.} = 0.74$

Or expérimentalement la courbe de dommage (Figure I-3-16) présente une asymptote vers $D_{exp.rupt.} = 0.7$. Cette valeur proche de la valeur théorique $D_{theo.rupt.}$ calculée précédemment semble montrer que l'on a pratiquement atteint la saturation de la fissuration matricielle au moment de la rupture des torons. De plus, l'observation de la surface de ces derniers après rupture révèle une distance inter-fissure dans la matrice très faible, ce qui prouve le rôle alors négligeable de la matrice au moment de la rupture ultime (Figure I-3-18).

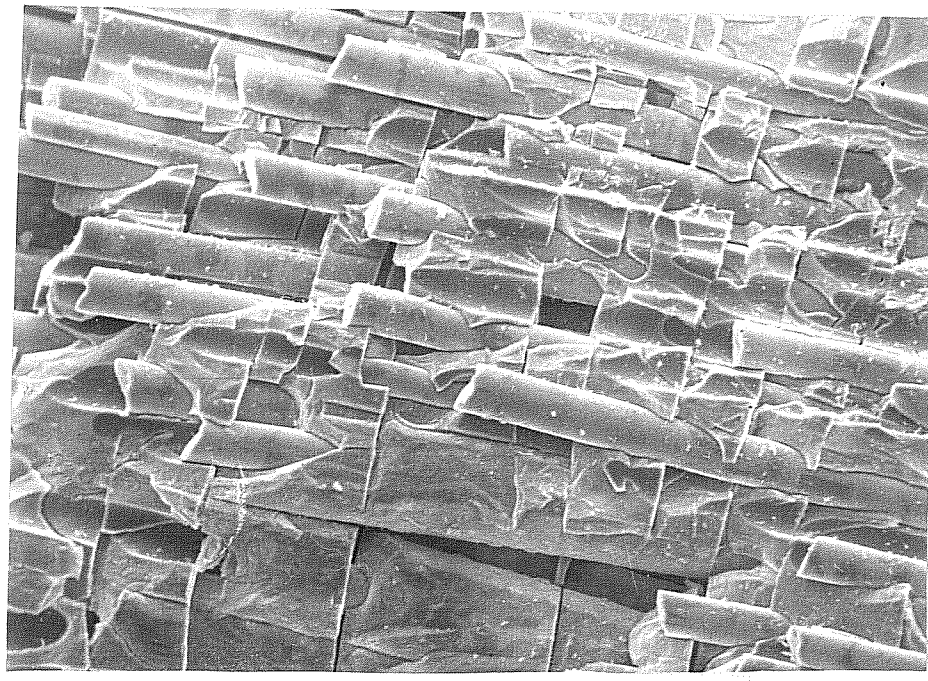


Figure I-3-18 : surface d'un toron après rupture : observation de la multifissuration matricielle.

Les contraintes à rupture obtenues sur les deux familles de torons testés sont respectivement de 457 [81.5] MPa et 444 [80] MPa pour les torons de longueur 50 et 180 mm. De même que pour les seuils d'endommagement, une dispersion des contraintes à

rupture est observée, comme on peut le voir sur la Figure I-3-19 représentant, pour les deux familles de torons étudiées, les distributions expérimentales alors obtenues.

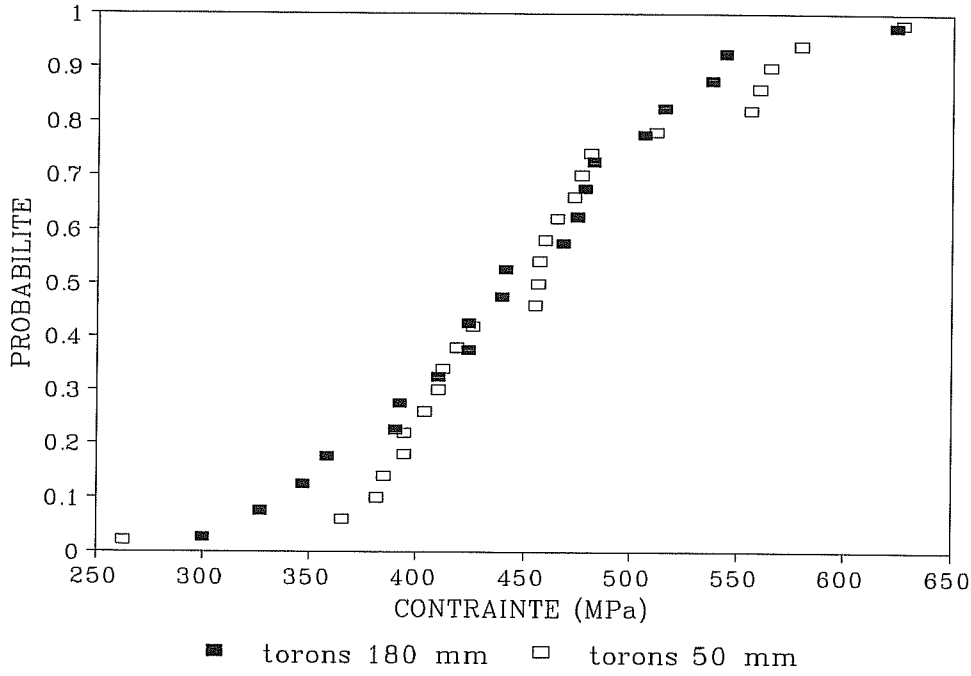


Figure I-3-19 : distributions expérimentales des contraintes à rupture des torons.

Cependant, aucune corrélation n'est observable entre les contraintes de début d'endommagement σ_d et les contraintes à rupture σ_r, comme le montre la Figure I-3-20 représentant la variation de σ_r en fonction de σ_d (un graphe similaire tracé en déformation donne le même résultat). Mais on remarque que la rupture finale ne se produit pas avant l'atteinte d'un certain dommage au sein du matériau. L'inégalité suivante est en effet vérifiée :

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_d} \geq 1.5 \qquad \text{(équa. 32)}$$

comme on peut le vérifier sur la Figure I-3-21 représentant l'évolution de σ_r / σ_d en fonction de σ_d. On a en moyenne :

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_d} = 2.14\,[0.44] \qquad \text{(équa. 33)}$$

On peut alors déterminer, à partir de l'équation 29, le dommage minimum atteint avant que la rupture ne se produise : on trouve un dommage minimum de 0.6. La valeur de dommage maximale, déterminée de façon similaire, est 0.75. Cette valeur est proche du dommage

théorique atteint à la saturation de la multifissuration matricielle $D_{theo.rupt.}$ d'après la théorie d'A.C.K..

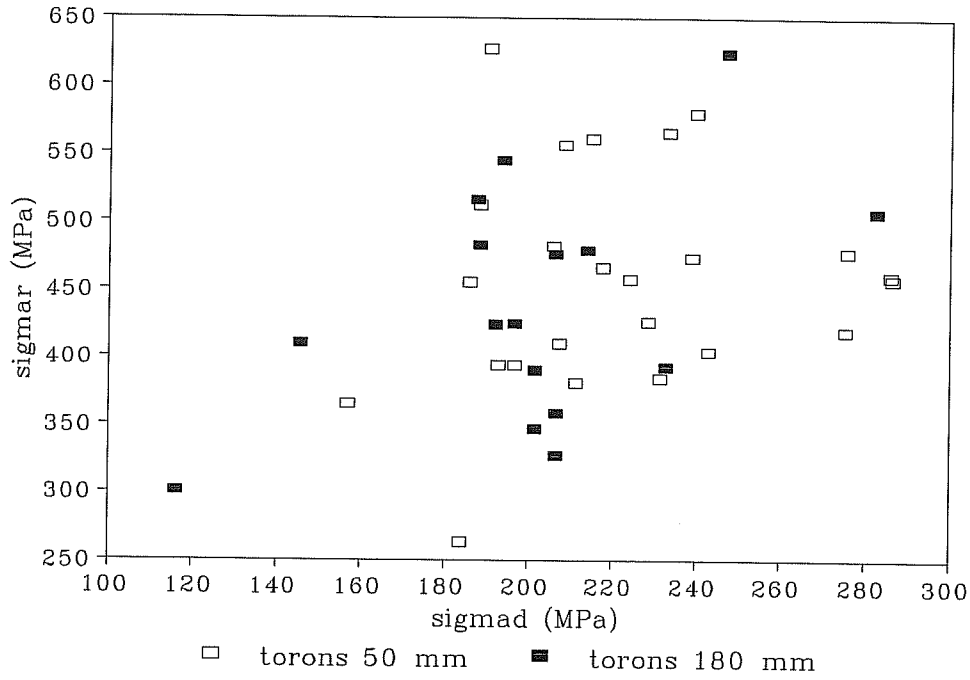


Figure I-3-20 : variation des contraintes à rupture des torons en fonction des contraintes de début d'endommagement.

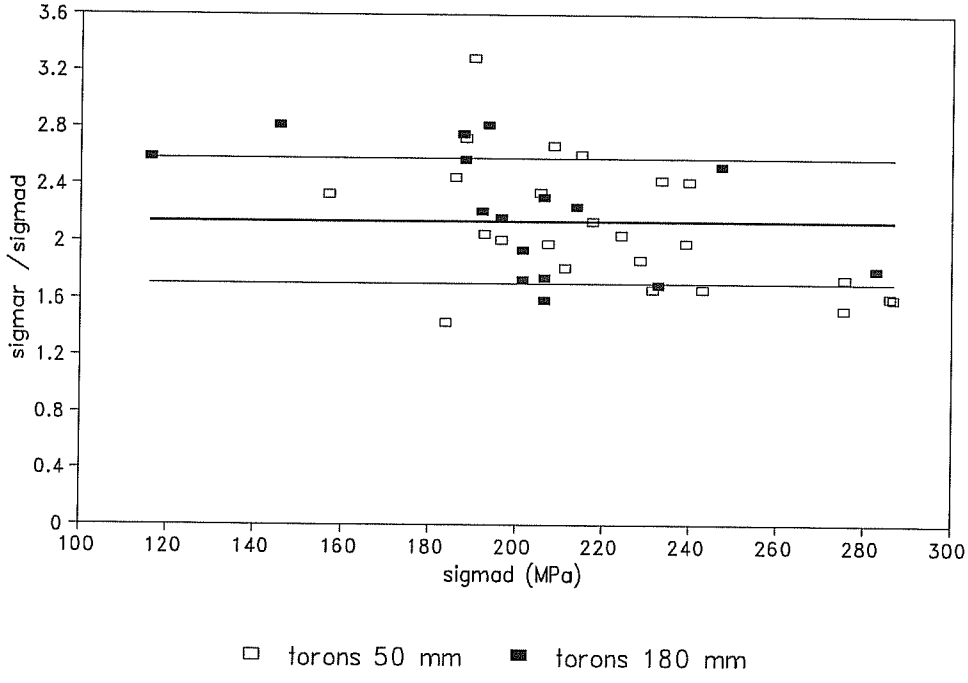


Figure I-3-2 : graphe $\sigma_r / \sigma_d = f(\sigma_d)$ pour les deux familles de torons.

On remarque, par ailleurs, qu'aucun effet de volume significatif n'est mis en évidence pour les contraintes à rupture (Figure I-3-19), contrairement à ce qui était observé pour le seuil d'endommagement. Nous avons donc choisi, pour décrire la dispersion observée, d'utiliser une statistique, dérivée de la statistique de Weibull, qui soit indépendante du volume de l'échantillon testé. La probabilité de rupture sous une contrainte appliquée σ s'écrit alors :

$$P_r = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right] \qquad \text{(équa. 34)}$$

Les résultats obtenus pour les deux longueurs de torons étudiées sont donc traités simultanément comme une seule distribution. Les paramètres obtenus après optimisation sont les suivants :

$m = 6.7$

$\sigma_0 = 475.3$ MPa

On observe une bonne corrélation entre les distributions expérimentale et calculée comme le montre la Figure I-3-22. Cette statistique a donc été adoptée pour décrire les résultats expérimentaux concernant la rupture ultime de torons.

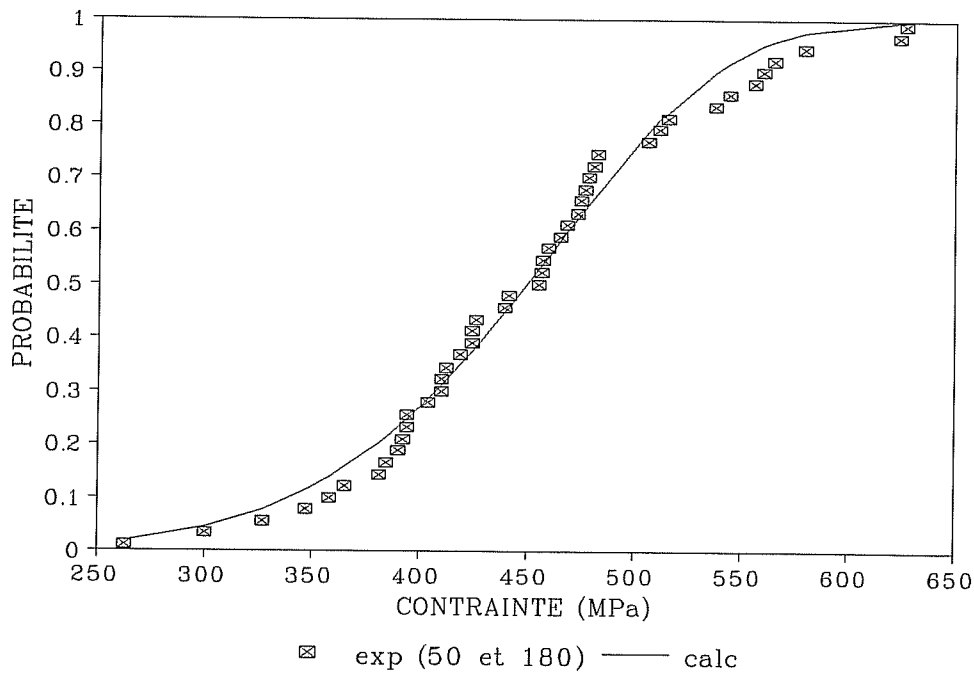


Figure I-3-22 : distributions expérimentale et calculée des contraintes à rupture des torons.

IV- CONCLUSIONS DU CHAPITRE I

Le comportement des torons peut être considéré en première approximation comme élastique endommageable. Le caractère aléatoire des contraintes de début d'endommagement et de rupture a rendu nécessaire l'emploi de statistiques pour permettre une description correcte de ce comportement.

Le seuil d'endommagement a été décrit par une statistique basée sur l'existence d'une densité critique de défauts, permettant une description acceptable de l'effet de volume observé.

La phase d'endommagement peut, dans tous les cas, être assimilée à une droite de pente $E_1 = 55$ GPa, ce qui fournit une description correcte de l'évolution du dommage au sein des torons. On définit ainsi une fonction dommage unique à seuil aléatoire.

L'endommagement semble conduire à une certaine homogénéisation des caractéristiques mécaniques des torons, conduisant à une distribution des contraintes à rupture ultimes indépendante du volume testé. Une statistique, dérivée de celle de Weibull, a permis de décrire ce phénomène. Par ailleurs, la rupture ne se produit jamais avant qu'un endommagement significatif ne se soit développé au sein des torons ($\sigma_r / \sigma_d > 1.5$).

Nous avons donc à notre disposition une description macroscopique aléatoire du comportement des torons, qui sera utilisée par la suite pour la modélisation du comportement mécanique du tissu monocouche.

DEUXIEME CHAPITRE :

LE COMPOSITE SiC/SiC TISSE MONOCOUCHE : PRESENTATION ET COMPORTEMENT

Le composite SiC/SiC tissé monocouche représente l'échelle intermédiaire à laquelle nous allons nous intéresser. Nous étudions en effet maintenant une structure, plus complexe que les torons car formée d'un assemblage de ces derniers, mais plus simple que le composite tissé multicouche, qui, lui, est constitué de monocouches superposées. Cette étude nous permettra de dégager les grandes lignes du comportement du composite monocouche et de mettre en évidence quelques phénomènes physiques à prendre en considération dans la modélisation future du comportement de ce dernier.

Dans un premier temps nous décrirons les matériaux de l'étude : leur élaboration et leurs principales particularités.

Puis, dans un second temps, nous présenterons le matériel et la procédure expérimentale adoptés pour étudier le comportement de ce composite monocouche, soient la préparation des éprouvettes, le dispositif expérimental et les conditions d'essais.

Dans une dernière partie nous présenterons et interpréterons les résultats obtenus concernant leur comportement en traction à température ambiante.

I- PRESENTATION DU COMPOSITE SiC/SiC TISSE MONOCOUCHE

Le composite SiC/SiC tissé monocouche étudié a été élaboré spécialement pour notre étude par la SEP. Ce matériau n'est formé que d'une seule couche de torons tissés, d'où l'appellation de matériau monocouche.

Il est constitué de mèches d'environ 500 fibres de SiC Nicalon NLM 202, initialement tissées, puis imprégnées par la matrice SiC selon le procédé d'infiltration chimique en phase vapeur (C.V.I.) présenté dans le premier Chapitre. Les fibres sont préalablement recouvertes d'une interface de carbone identique à celle observée dans les torons SiC/SiC étudiés précédemment. Cette dernière est observable au M.E.B. sur une section polie de matériau (Figure II-1-1).

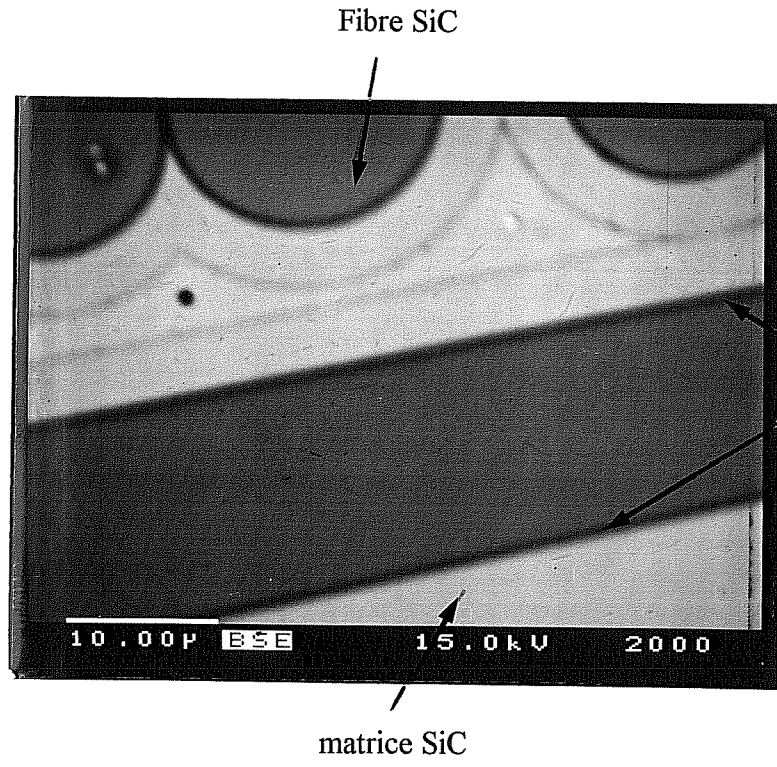
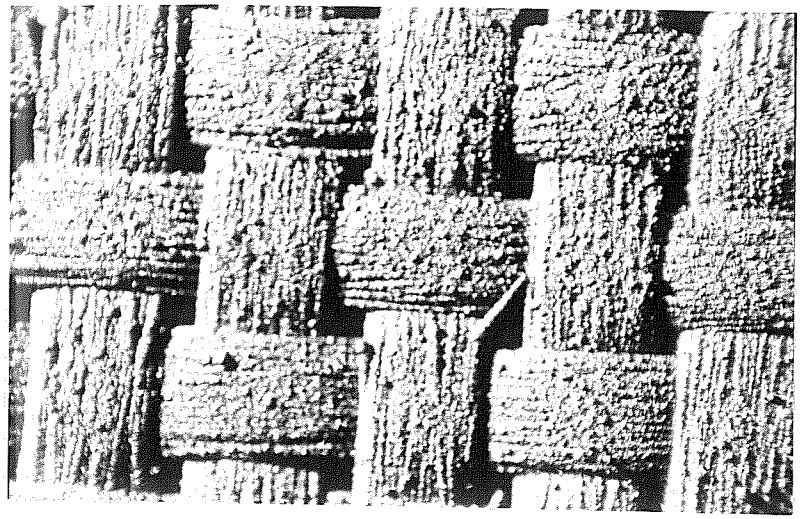


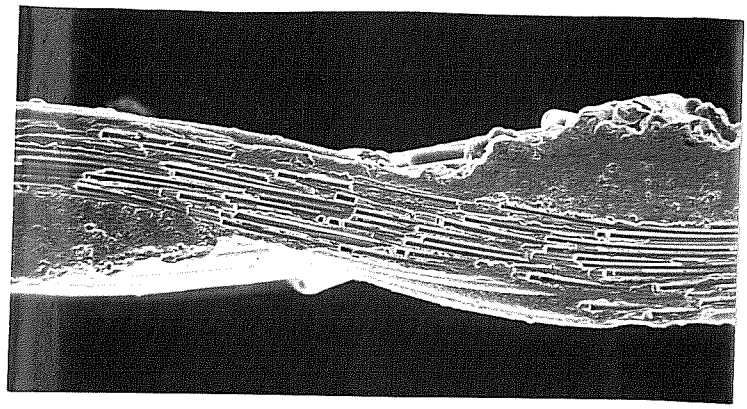
Figure II-1-1 : observation au M.E.B. d'une tranche polie de monocouche.

Le procédé d'infiltration utilisé permet de conserver l'architecture du renfort, sans endommager les fibres. On distingue encore très nettement après imprégnation les mèches de fibres initialement tissées (Figures II-1-2a et II-1-2b). Les interstices entre les torons, laissés par le tissage, n'ont pas été totalement colmatés lors de l'imprégnation et le matériau final ressemble à un treillis (Figure II-1-2a).



1 mm

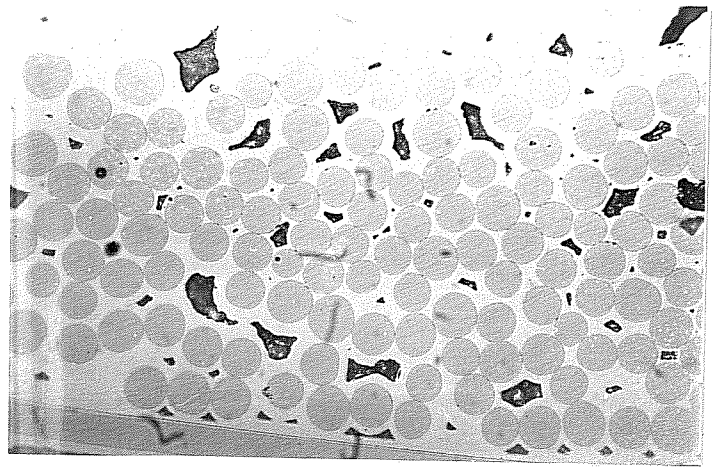
Figure II-1-2a : le composite tissé monocouche : vue de la surface.



0.2 mm

Figure II-1-2b : le composite tissé monocouche : vue de la tranche.

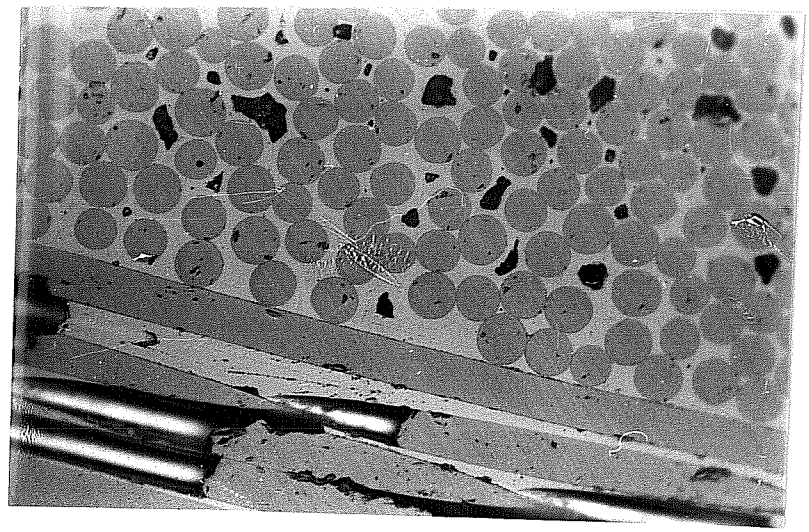
Comme vu dans le premier Chapitre, une spécificité du procédé de C.V.I. réside dans la difficulté d'imprégnation à coeur du matériau. Une porosité interne au toron, dite "intra-toron", comparable à celle observée dans les torons isolés, est constatée au sein des torons du tissu (Figure II-1-3).



— 20 µm

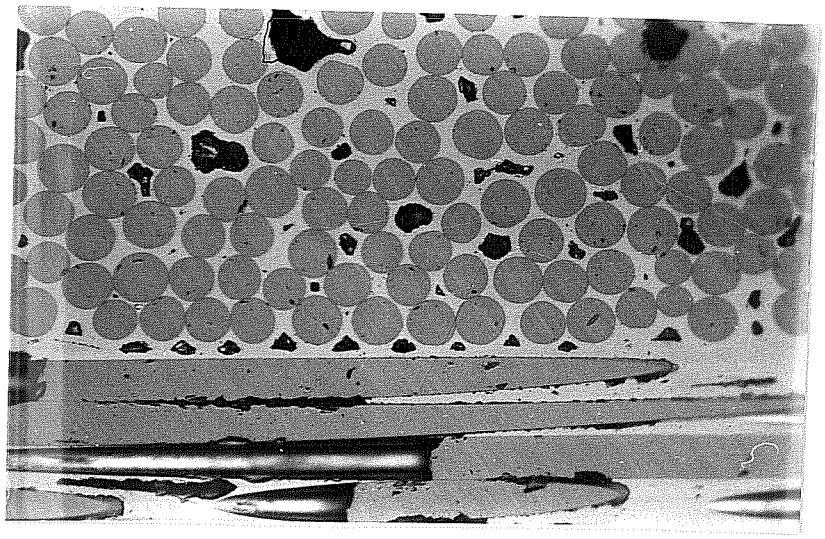
Figure II-1-3 : porosité observée au sein d'un toron du tissu.

Mais un autre type de porosité est présente à la surface de contact entre les torons de trame et de chaîne du tissu : cette porosité est dite "inter-torons". On constate en effet deux cas extrêmes, fonction de la tension initiale du tissage et/ou de la flexibilité des mèches de fibres. Ou bien les torons ont été très tendus, et l'on remarque alors de nombreux contacts directs fibre/fibre aux intersections entre torons perpendiculaires (Figure II-1-4), ou bien les torons ont été mal tendus et le dépôt ultérieur de matrice n'arrive pas à combler le vide laissé entre les torons de trame et de chaîne : on distingue alors à la surface de contact, soit un "chapelet" de petits pores (Figure II-1-5), soit une porosité continue, très importante (Figure II-1-6). Une ondulation relativement faible des torons est observée, de l'ordre de 12° (la référence étant le plan du tissu).



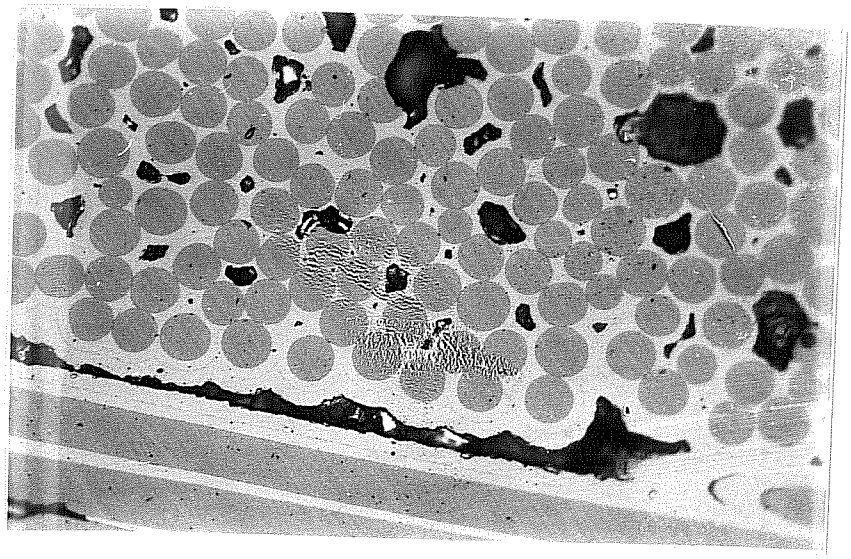
— 20 µm

Figure II-1-4 : intersection entre torons perpendiculaires : contacts directs entre fibres.



—— 20 µm

Figure II-1-5 : intersection entre torons perpendiculaires : chapelet de petits pores.



—— 20 µm

Figure II-1-6 : intersection entre des torons perpendiculaires: pores interconnectés.

Divers lots de matériaux nous ont été fournis, qui peuvent être classés en deux familles, que nous appellerons *matériau 1* et *matériau 2*, différenciées par leur imprégnation. Différentes observations ont permis de mettre en évidence leurs différences.

L'observation en microscopie optique de la surface du tissu révèle un pas de tissage p identique pour les deux familles, mais la largeur des torons l et donc l'espace inter-torons h varient d'un matériau à l'autre (la Figure II-1-7 explicite les notations employées). Les résultats

obtenus, à partir d'une trentaine de mesures pour chaque famille de matériaux, sont indiqués Tableau II-1-1.

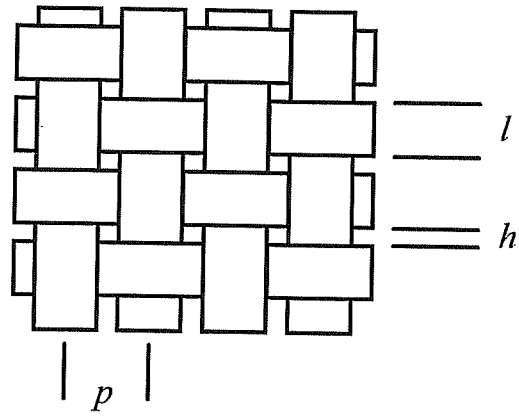


Figure II-1-7 : schéma du tissu et notations employées.

	p (mm)	*l* (mm)	h (mm)
Matériau 1	1.55 [0.19]	1.11 [0.13]	0.44 [0.07]
Matériau 2	1.54 [0.15]	1.29 [0.12]	0.25 [0.08]

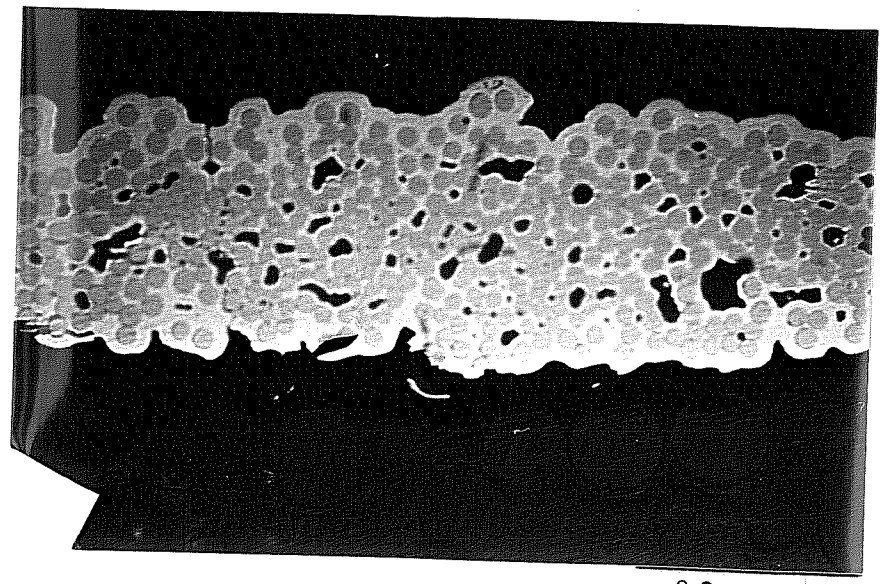
[...] écart-type

Tableau II-1-1 : caractéristiques géométriques des deux familles de monocouche.

Une estimation au palmer de l'épaisseur des monocouches confirme la différence entre les matériaux 1 et 2. En effet une épaisseur de 0.4 mm est obtenue pour le matériau 1 contre 0.56 mm pour l'autre famille.

Ces différences macroscopiques entre les deux familles de matériaux ont pu être attribuées à la présence, autour des torons, d'une gaine matricielle d'épaisseur plus importante dans le cas du matériau 2. Il semblerait que ce dernier ait subi, soit une dernière imprégnation plus longue, soit un cycle d'infiltration supplémentaire, comme on peut le voir sur la Figure II-1-8 où sont présentées des sections polies des deux matériaux.

Matériau 1



Matériau 2

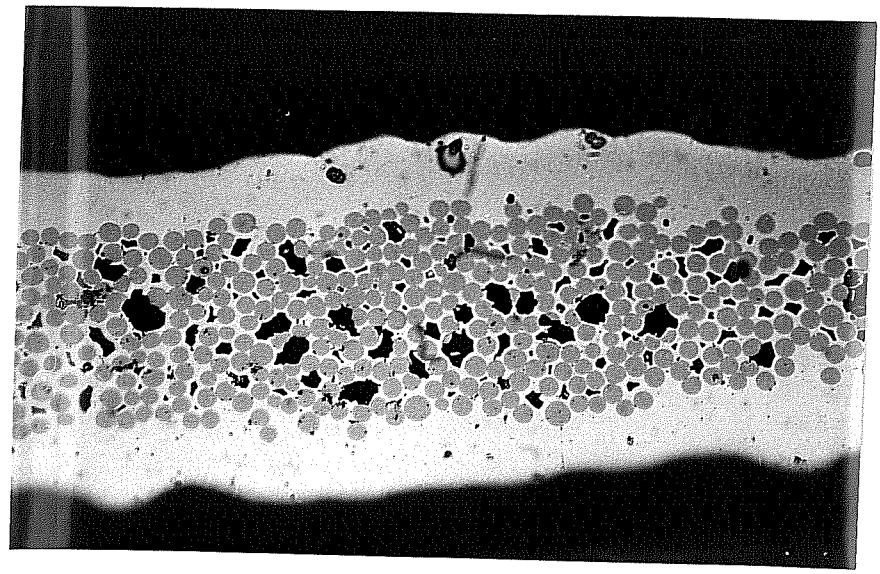


Figure II-1-8 : sections polies de monocouches
montrant la différence observée entre les deux matériaux.

La couche supplémentaire de matrice mise à part, le coeur des torons est identique pour les deux matériaux, comme l'a montré une caractérisation en analyse d'images. Nous avons ainsi déterminé les taux surfaciques de matrice S_m, de fibres S_f et de pores S_p, ainsi que la section totale S des torons au sein du tissu. Les résultats moyens obtenus à partir de mesures réalisées sur une quinzaine de sections de torons de chaque matériau sont indiqués dans le Tableau II-1-2. Les torons constitutifs du matériau 1 ont une structure très proche de celle des torons isolés, étudiés précédemment, comme le montre une comparaison des Tableaux I-2-5 et

II-1-2. Par ailleurs, les taux surfaciques de fibres, de matrice et de pores au sein des torons sont similaires pour les deux matériaux. Le matériau 2 peut alors être assimilé physiquement au matériau 1, sur lequel un dépôt supplémentaire de matrice a été réalisé. Les deux matériaux peuvent être donc schématisés comme indiqué sur la Figure II-1-9.

	S (mm^2)	S_m (%)	S_f (%)	S_p (%)
Matériau 1	0.146 [0.006]	51.2 [12.3]	44.5 [10.6]	4.3 [2]
Matériau 2	0.143 [0.08]	55.8 [11]	39.1 [7.7]	5.1 [1.2]

[...] écart-type

Tableau II-1-2: caractéristiques des torons des deux matériaux.

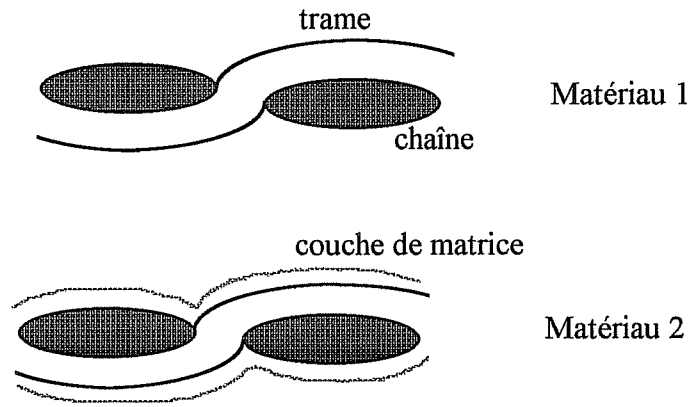


Figure II-1-9 : représentation schématique des deux matériaux monocouches.

La présence de cette couche matricielle périphérique dans le matériau 2 permettra d'expliquer certaines différences observées dans les résultats d'essais mécaniques réalisés sur les deux matériaux.

D'autre part, une analyse élémentaire réalisée à la microsonde de Castaing a permis de déterminer les pourcentages massiques des principaux éléments présents au sein du matériau 2, soient le silicium, l'oxygène et le carbone, ce dernier étant dosé par différence. Pour détecter une éventuelle variation de composition au sein de la couche périphérique de matrice, nous avons réalisé des profils de composition en partant du coeur d'une fibre à la surface extérieure de la gaine de matrice, comme représenté sur la Figure II-1-10. Les résultats moyens obtenus sont indiqués dans le Tableau II-1-3. Des pourcentages massiques voisins de ceux déterminés par divers auteurs (Tableau I-2-1) ont été observés pour ce qui concerne la composition des

fibres SiC NLM 202. La matrice présente une quantité de silicium plus importante que les fibres, et de faibles traces d'oxygène. Mais aucune variation de composition significative n'a été mise en évidence au sein de la couche supplémentaire de matrice. Cependant, d'après Mozdzierz (1994), on peut s'attendre, comme nous l'avons vu au premier Chapitre, à une différence microstructurale entre la matrice présente au sein des torons (correspondant aux premiers cycles d'infiltration) et celle de la couche périphérique observée sur le matériau 2.

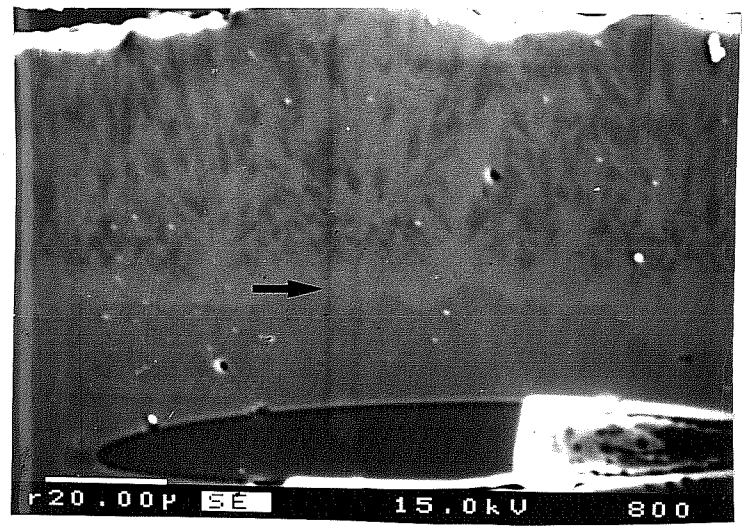


Figure II-1-10: profil type réalisé à la microsonde de Castaing.

	Si	C	O
Fibre	56.7	29.9	13.4
Matrice	70.3	29.3	0.4

Tableau II-1-3: Composition chimique massique des fibres et de la matrice.

II- PROCEDURE EXPERIMENTALE:

2-1) Préparation et géométrie des éprouvettes.

Des essais préliminaires d'usinage par laser réalisés à la S.E.P. s'étant révélés inadaptés à la découpe des tissus monocouches, celle-ci a été effectuée mécaniquement en utilisant une meule diamantée (épaisseur : 0.2 mm, diamètre : 50 mm, vitesse de rotation : 18000 tr / mn). Cette technique permet une découpe contrôlée, précise, sans endommagement notable du matériau.

Différentes dimensions d'éprouvette ont été testées pour mettre en évidence un éventuel effet du volume des éprouvettes sur les caractéristiques mécaniques mesurées.
Concernant le matériau 1, trois géométries ont été étudiées :

* 6 torons longitudinaux (parallèles à la direction de sollicitation), 50 mm de longueur de fût [6L50].
* 6 torons longitudinaux, 80 mm [6L80].
* 9 torons longitudinaux, 80 mm [9L80].

Concernant le matériau 2, seules les deux premières géométries ont été testées compte tenu des matériaux disponibles.

2-2) Dispositif expérimental.

2-2-1) Amarrage des éprouvettes.

Un système d'amarrage particulier a été mis au point pour tester les éprouvettes. Le procédé utilisé dans le cas des torons (Fréty, 1991) (frettage à l'étain), ne s'est pas révélé adapté au cas du tissu monocouche, des contraintes thermiques importantes étant alors générées.

Les éprouvettes ont donc été fixées dans les mors par l'intermédiaire de talons en résine (résine acrylique à froid à deux composants) directement coulée dans les mors (Figure II-2-1). Pour monter les éprouvettes sur la machine d'essai sans les endommager, les mors sont préalablement fixés sur un support rigide, qui est retiré avant l'essai. Pour assurer un bon alignement de l'éprouvette, les mors sont reliés au bâti et à la traverse de la machine par l'intermédiaire de deux tiges filetées munies de cardans. La Figure II-2-2 présente le dispositif de chargement en traction d'une éprouvette de monocouche.

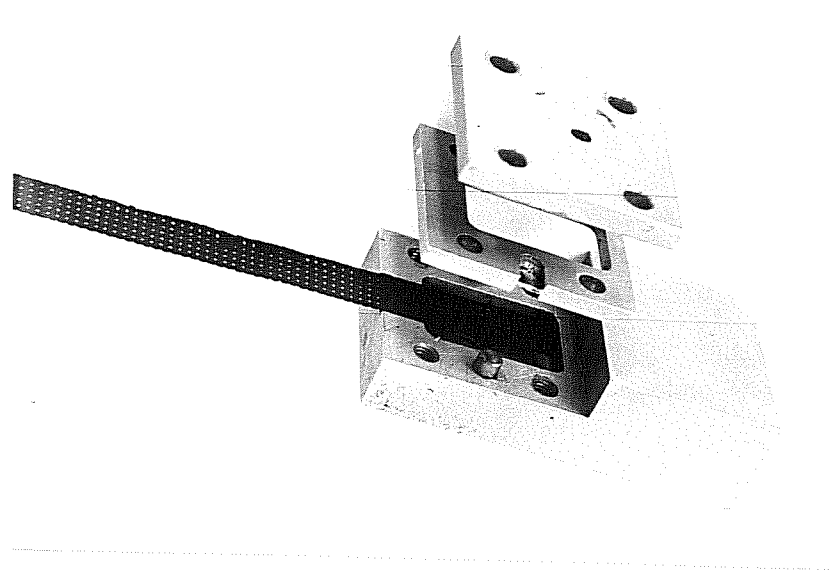


Figure II-2-1 : dispositif d'amarrage de l'éprouvette de matériau monocouche.

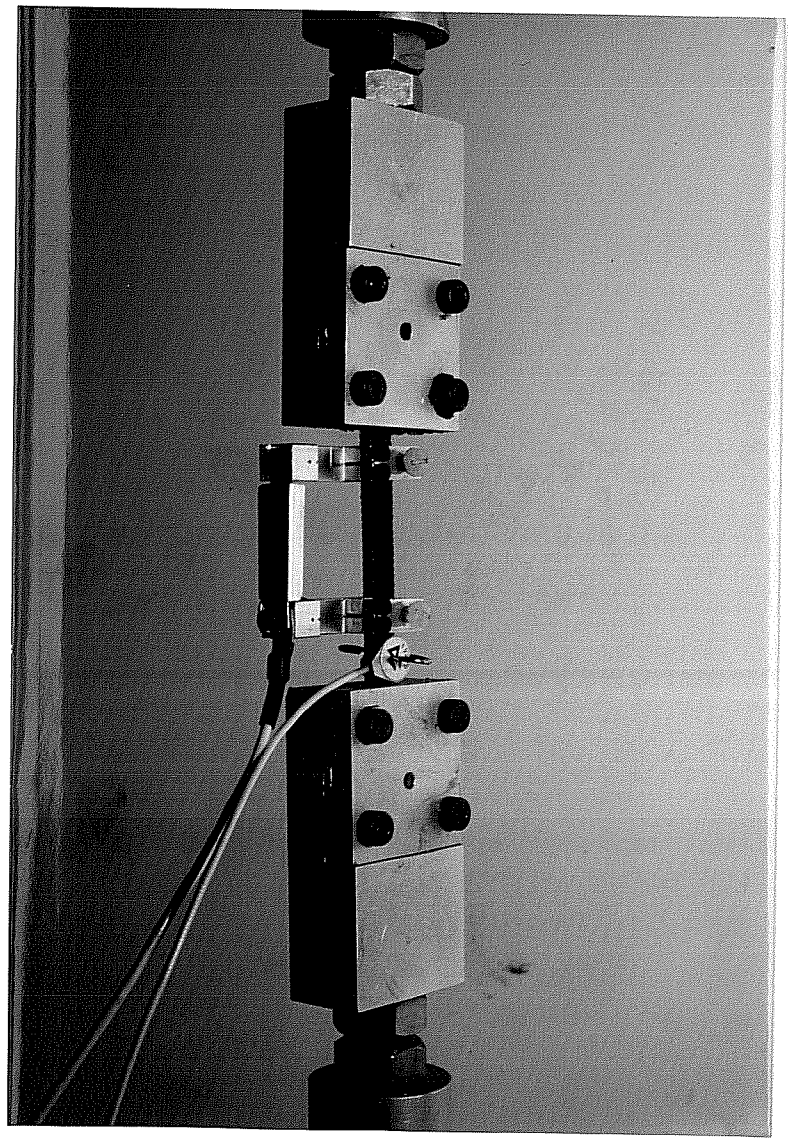


Figure II-2-2 : Dispositif de chargement en traction du tissu monocouche.

2-2-2) Instrumentation des essais.

Les essais ont été réalisés sur une machine électromécanique de traction-compression Schenk. Pour chaque essai, la charge et la déformation appliquées sont acquises par ordinateur, ce qui permet de suivre simultanément leur évolution en continu.

La charge est mesurée à l'aide d'une cellule de charge de 10 kN, d'une précision de 0.02 %.

L'allongement est mesuré à l'aide d'un extensomètre mis au point au laboratoire par Y. Favry et J. Gibier. Il est constitué d'un pont de jauges collées de part et d'autre de lames minces d'acier sollicitées en flexion lors de l'allongement de l'éprouvette. Il présente une longueur de jauge de 30 mm, et une sensibilité d'environ 0.003 % de la longueur de référence. Il est fixé à la surface des éprouvettes par l'intermédiaire de petites vis en Nylon, comme le montre la Figure II-2-3.

Simultanément à l'évolution de la charge et du déplacement, un suivi de l'émission acoustique est réalisé et enregistré sur ordinateur. Ceci permet en particulier, comme dans le cas des torons, une détection plus fine du seuil d'endommagement. Nous avons utilisé une chaîne d'émission acoustique Brüel et Kjaer composée d'un préamplificateur de type 2637 de 40 dB, et d'un amplificateur de type 2638 de gain variant de 0 à 60 dB. Nous avons choisi une amplification totale de 2 dB et une bande passante de 50 kHz - 2 MHz. Le capteur piézo-électrique est fixé sur l'éprouvette par l'intermédiaire d'une petite pince (Figure II-2-3).

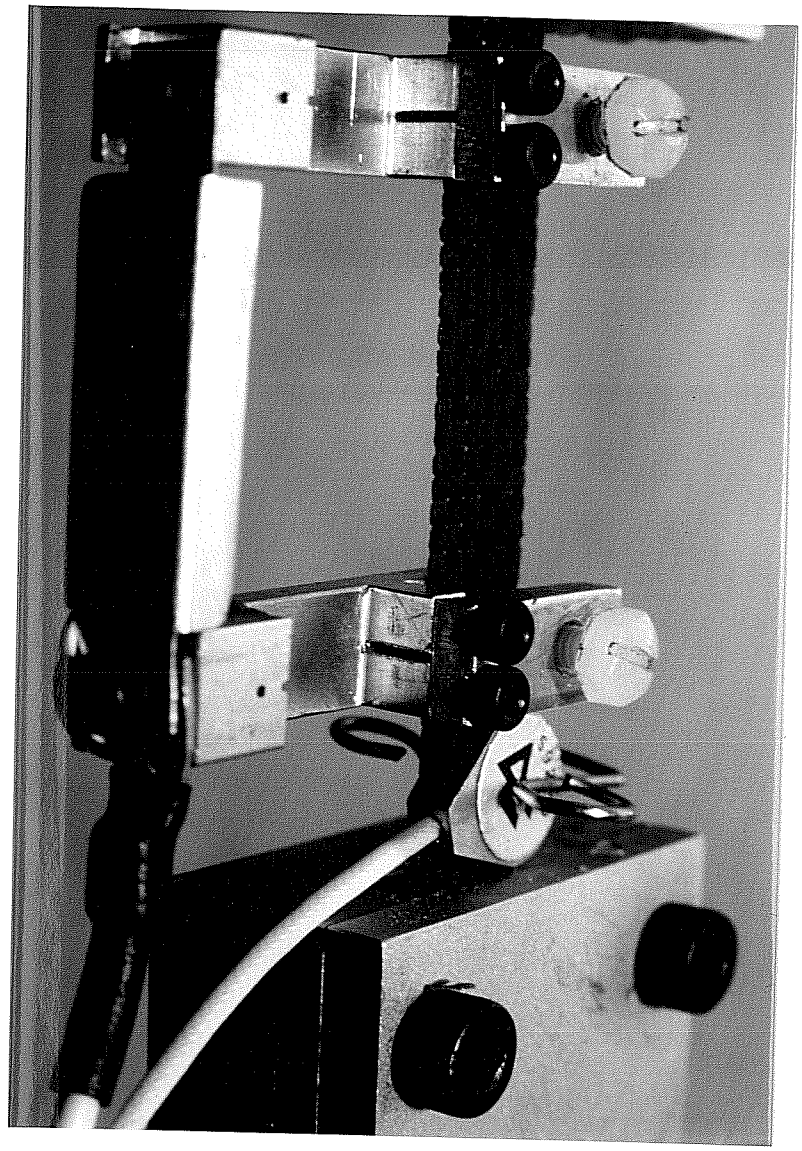


Figure II-2-3 : Fixation des capteurs de déplacement et d'émission acoustique.

2-3) Essais réalisés.

Deux types d'essais ont été réalisés : des essais de traction monotone à vitesse de déformation imposée de 0.02 % / min, des cycles de chargement-déchargement à vitesse de chargement imposée (60 N / min).

Une vingtaine d'essais de traction monotone et environ 5 essais de chargement-déchargement ont été effectués pour chacune des géométries d'éprouvette considérées pour les deux matériaux.

Les essais de traction monotone permettent d'obtenir la courbe de comportement du matériau : $F = f(\varepsilon)$, F étant la charge appliquée et ε la déformation résultante de l'éprouvette définie de la façon suivante : $\varepsilon = a / l$ où a est l'allongement détecté sur la longueur de jauge l de l'extensomètre.

Des essais de chargement-déchargement permettent d'obtenir des renseignements complémentaires sur le comportement du matériau et, en particulier, de déterminer l'évolution de l'endommagement au sein de ce dernier, en définissant la fonction dommage $D = f(F)$ (ou $D = f(\varepsilon)$) comme nous l'avons vu dans le premier chapitre (équa. 25).

Seules les fonctions $F = f(\varepsilon)$, $D = f(F)$ ou $D = f(\varepsilon)$ sont déterminées. Nous avons choisi de ne jamais exprimer les résultats en termes de contraintes pour deux raisons principales :

* l'architecture des matériaux monocouches ne permet pas d'obtenir un champ de contraintes homogène.
* la détermination d'une section résistante conventionnelle n'est pas aisée et ne serait sans doute pas reproductible d'une éprouvette à l'autre.

Nous avons donc préféré utiliser le paramètre charge appliquée, que nous avons éventuellement corrigé en fonction du nombre de torons longitudinaux présents au sein des éprouvettes, dans le but de pouvoir comparer entre eux les résultats obtenus pour les différentes géométries étudiées.

III- COMPORTEMENT EN TRACTION DU TISSU MONOCOUCHE

Dans un premier temps, nous étudierons le comportement en traction du matériau 1, et chercherons à mettre en évidence, par des observations microscopiques et des comparaisons avec les torons, les phénomènes physiques ayant lieu dans ce matériau monocouche. Dans un second temps, le comportement du matériau 2 sera présenté, l'influence de la gaine périphérique matricielle sera établie par confrontation avec les résultats du matériau 1.

3-1) Le matériau 1.

L'étude du comportement en traction à température ambiante de ce matériau a révélé un comportement endommageable similaire à celui des torons. En effet, trois phases principales sont discernables : une première phase linéaire élastique est suivie d'une phase importante d'endommagement, précédant la rupture ultime du matériau (Figure II-3-1).

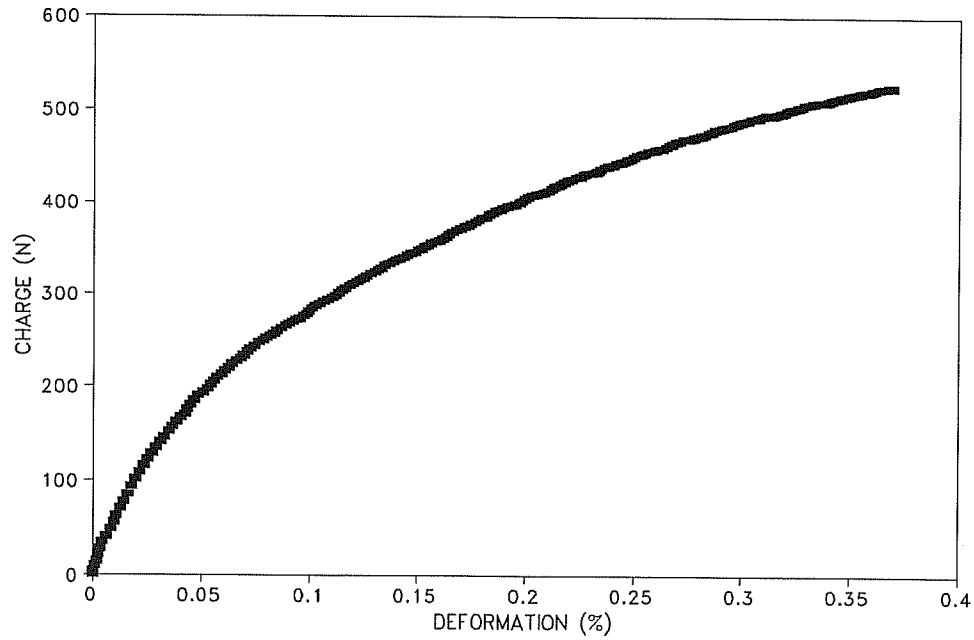


Figure II-3-1 : courbe type du comportement en traction du matériau 1 (6L50).

Nous allons maintenant décrire chaque phase du comportement du tissu.

La première phase linéaire élastique est caractérisée par une complaisance par unité de longueur C_0 définie par la relation suivante: $C_0 = \varepsilon / F$. Le terme de "complaisance" sera toujours employé par la suite pour désigner cette complaisance ramenée à une unité de

longueur. Les valeurs moyennes de complaisance obtenues pour les trois géométries étudiées sont indiquées dans le Tableau II-3-1, ainsi que les écarts-type observés sur ces résultats.

La complaisance moyenne, ramenée à un toron longitudinal, est de $145.5.10^{-7}$ N^{-1}. Cette valeur, légèrement inférieure à la complaisance obtenue pour un toron (soit environ 150.10^{-7} N^{-1}), indique la faible influence des torons transversaux sur la rigidité globale de la structure.

L'écart observé concernant les valeurs de la complaisance reflète probablement, en partie, la faible reproductibilité de la liaison entre torons longitudinaux et transversaux. Comme nous l'avons vu précédemment, la surface de contact entre torons perpendiculaires est caractérisée par deux cas extrêmes. Dans le cas d'une adhésion forte, les torons transversaux joueront un rôle beaucoup plus important sur la rigidité globale de la structure que dans le cas où un glissement est autorisé.

	6L50	6L80	9L80
C_0 (10^{-7} N^{-1})	24.4 [3.8]	24.5 [3.5]	15.9 [1.6]
F_d (N)	134.9 [27.7]	130.5 [24.2]	183.9 [30.4]
F_e (N)	156.5 [23.5]	155.3 [24.5]	264.4 [31.6]
ε_e (%)	0.047 [0.011]	0.04 [0.009]	0.049 [0.009]

Tableau II-3-1 : complaisance et seuils d'endommagement du matériau 1.

La fin de cette première phase linéaire est marquée par la détection par émission acoustique d'un endommagement au sein de la structure. Le seuil d'endommagement F_d ainsi détecté précède la perte de la linéarité observée pour la charge F_e sur la courbe $F = f(\varepsilon)$, comme dans le cas des torons. L'émission acoustique apparaît donc également dans ce cas comme l'indicateur le plus sensible du début d'endommagement (Tableau II-3-1).

Une certaine dispersion des seuils d'endommagement est observée pour les trois géométries étudiées : l'aspect aléatoire mis en évidence à l'échelle des torons est encore significatif à l'échelle du matériau monocouche. Les Figures II-3-2, II-3-3 et II-3-4 représentent, respectivement pour les géométries 6L50, 6L80 et 9L80, les distributions des seuils d'endommagement déterminés graphiquement et par émission acoustique. L'écart entre F_d et F_e est plus important pour la géométrie 9L80 : l'effet d'un endommagement restreint est moins visible sur la courbe de chargement lorsque la structure est plus grande.

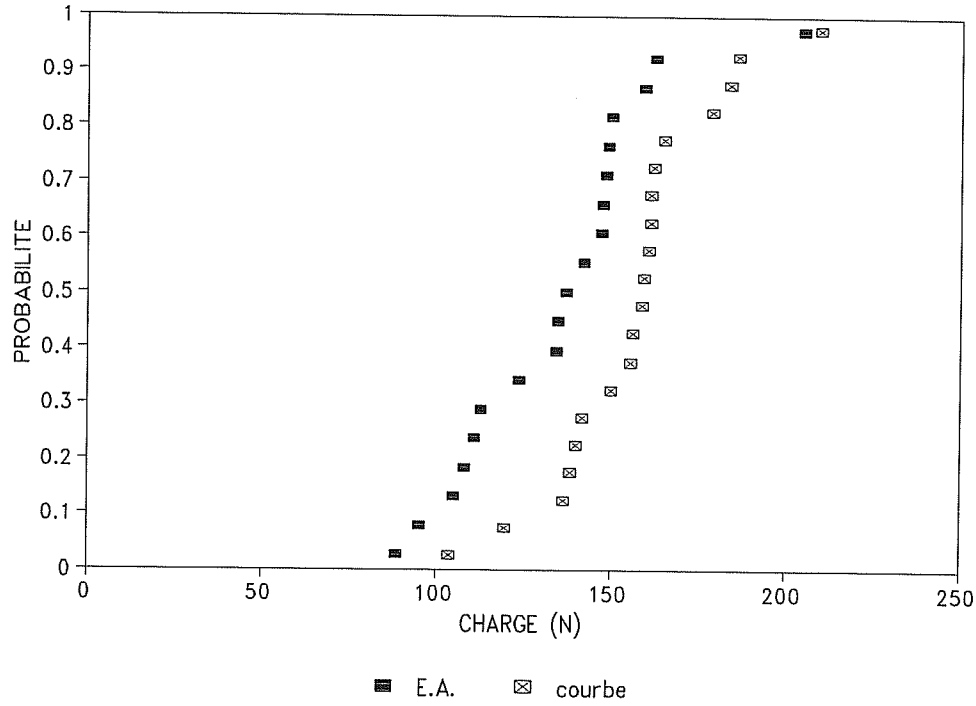


Figure II-3-2 : distributions des seuils d'endommagement pour le matériau 1 pour la géométrie 6L50.

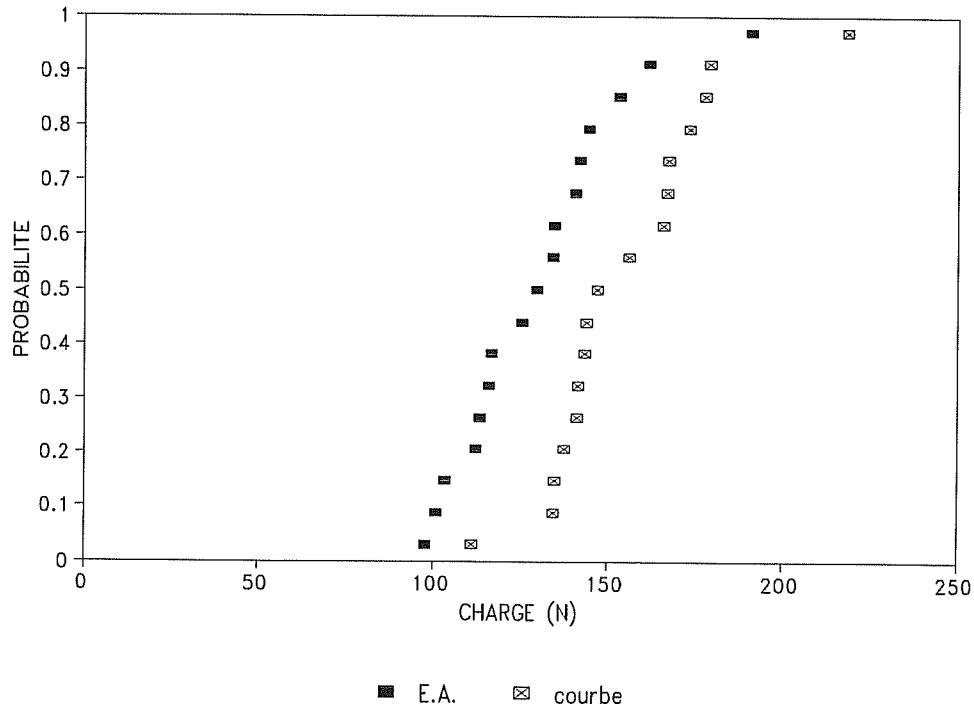


Figure II-3-3 : distributions des seuils d'endommagement pour le matériau 1 pour la géométrie 6L80.

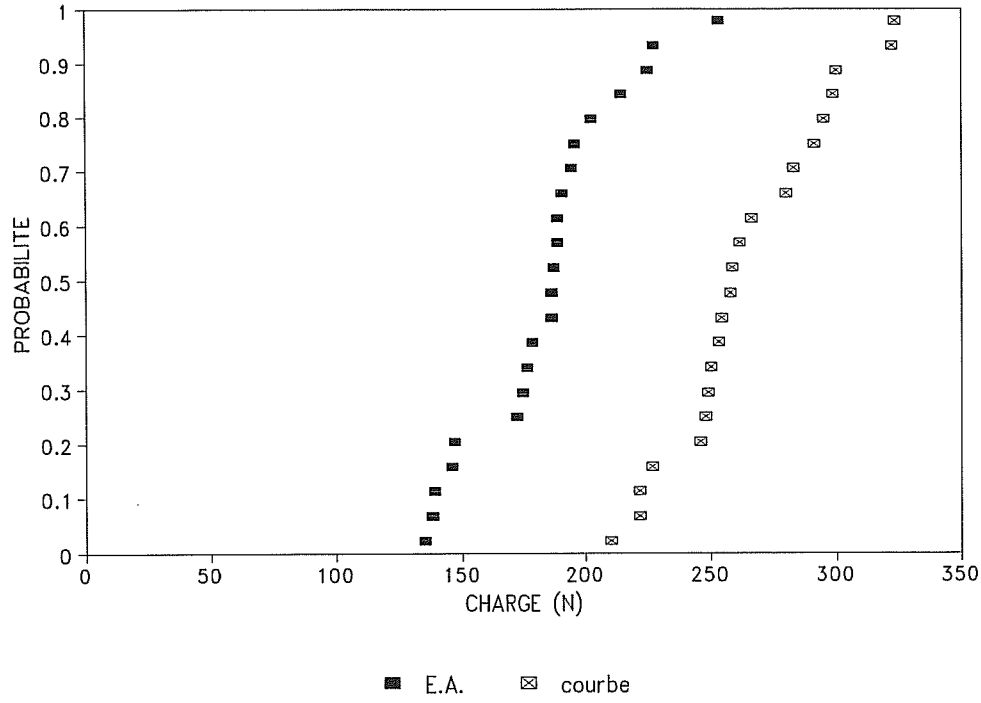


Figure II-3-4 : distributions des seuils d'endommagement pour le matériau 1 pour la géométrie 9L80.

La Figure II-3-5 représente, pour les différentes géométries testées, les distributions expérimentales des charges de début d'endommagement détectées par émission acoustique F_d, ces dernières étant les plus représentatives du seuil réel d'endommagement. A des fins de comparaison entre les différentes géométries, nous avons tracé ces fonctions dans des "axes identiques", la charge étant ramenée à 6 torons longitudinaux pour toutes les éprouvettes.

Aucun effet de volume significatif n'est observé. Les éprouvettes 6L50, 6L80 et 9L80 (ramenées à 6 torons longitudinaux) commencent à s'endommager pour des charges appliquées comparables. Il serait intéressant de tester des éprouvettes de volume nettement plus grand, pour confirmer ou infirmer cette remarque.

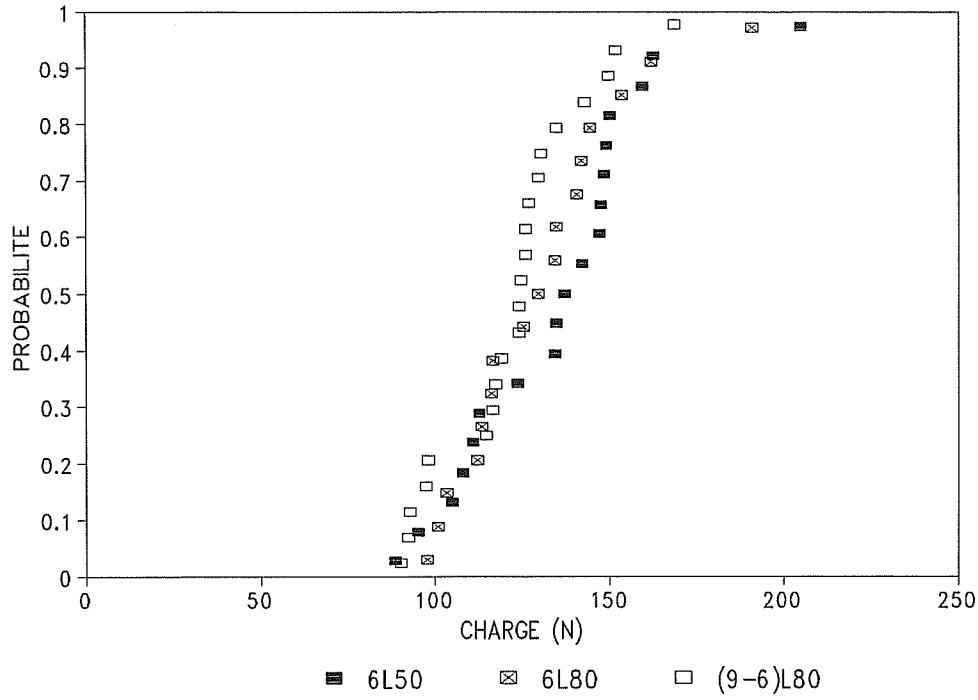


Figure II-3-5 : distributions des seuils d'endommagement "équivalents" détectés par émission acoustique pour le matériau 1.

Des cycles de chargement-déchargement ont été réalisés pour caractériser la phase d'endommagement. La Figure II-3-6 représente une courbe type de chargement-déchargement ainsi obtenue pour le matériau monocouche 1.
De très faibles déformations résiduelles sont détectées : le comportement peut, par conséquent, être considéré en première approximation comme élastique endommageable.
On remarque une augmentation rapide du taux d'émission acoustique au début de l'endommagement et plus progressive par la suite. Le début d'endommagement s'accompagne de craquements audibles par l'expérimentateur, phénomène qui s'atténue rapidement pendant l'essai. Au cours d'un cycle de charge-décharge, le taux d'émission acoustique reste constant : on peut donc supposer qu'aucun phénomène supplémentaire d'endommagement n'est alors engendré. Par ailleurs, de légères boucles d'hystérésis sont observées, probablement attribuables à des frottements se produisant au sein de l'éprouvette. L'aire des boucles augmente avec la charge appliquée, ce qui traduit un comportement de plus en plus dissipatif.

Contrairement au cas des torons, il est difficile de faire a priori des hypothèses sur les phénomènes responsables de l'endommagement observé : le tissu est une structure plus complexe, dans laquelle de nombreux modes d'endommagement peuvent opérer. Lors des essais de traction, trois éléments distincts de la structure sont en effet sollicités :

* les torons longitudinaux, pour lesquels l'effort est appliqué parallèlement à la direction des fibres.
* les torons transversaux, qui sont sollicités perpendiculairement à leur axe.
* la liaison (surface de contact) entre torons perpendiculaires.

Nous apporterons ultérieurement quelques éléments de réponse concernant le rôle joué par ces trois éléments dans l'endommagement du tissu monocouche.

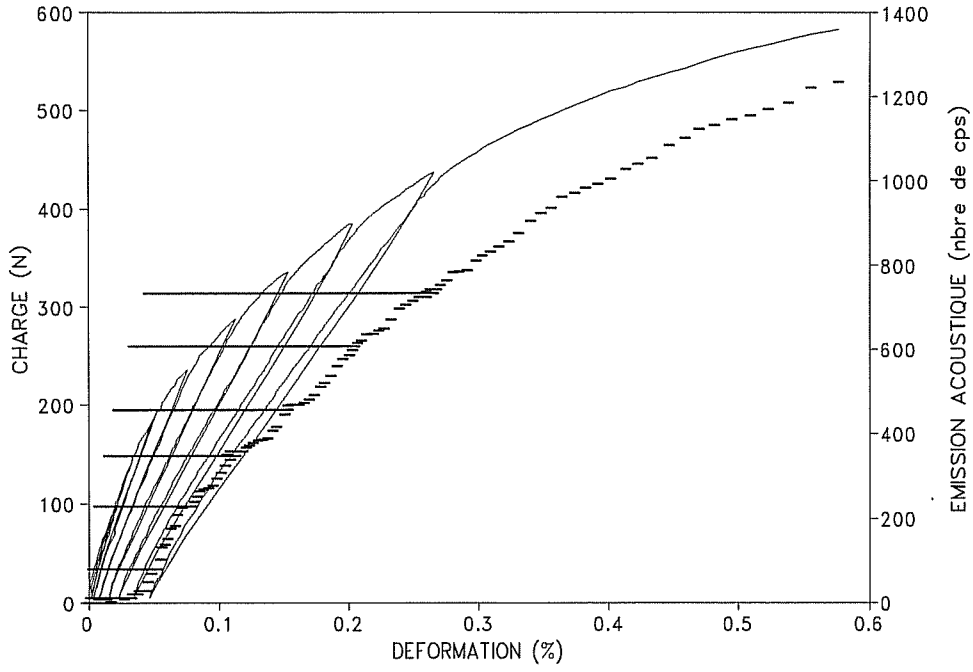


Figure II-3-6 : courbe type de chargement-déchargement obtenue pour le matériau 1 (6L50).

Les essais de chargement-déchargement permettent également de déterminer l'évolution de l'endommagement au sein des éprouvettes au cours des tests. Le dommage D, observé pour la charge appliquée F_i (ou pour la déformation ε_i), est défini de la façon suivante :

$$D = \frac{C_i - C_o}{C_i} \qquad \text{(équa. 1)}$$

où C_o est la complaisance initiale de l'éprouvette et C_i la complaisance observée pour la charge appliquée F_i. Pratiquement C_i a été choisie égale à la moyenne des complaisances obtenues au déchargement et au rechargement de l'éprouvette lors d'un cycle effectué à la charge F_i.

Les Figures II-3-7, II-3-8 et II-3-9 représentent l'évolution du dommage en fonction de la charge et de la déformation, respectivement pour les géométries 6L50, 6L80 et 9L80, différents essais étant considérés. En légende sont indiquées les complaisances initiales observées pour chaque essai effectué.

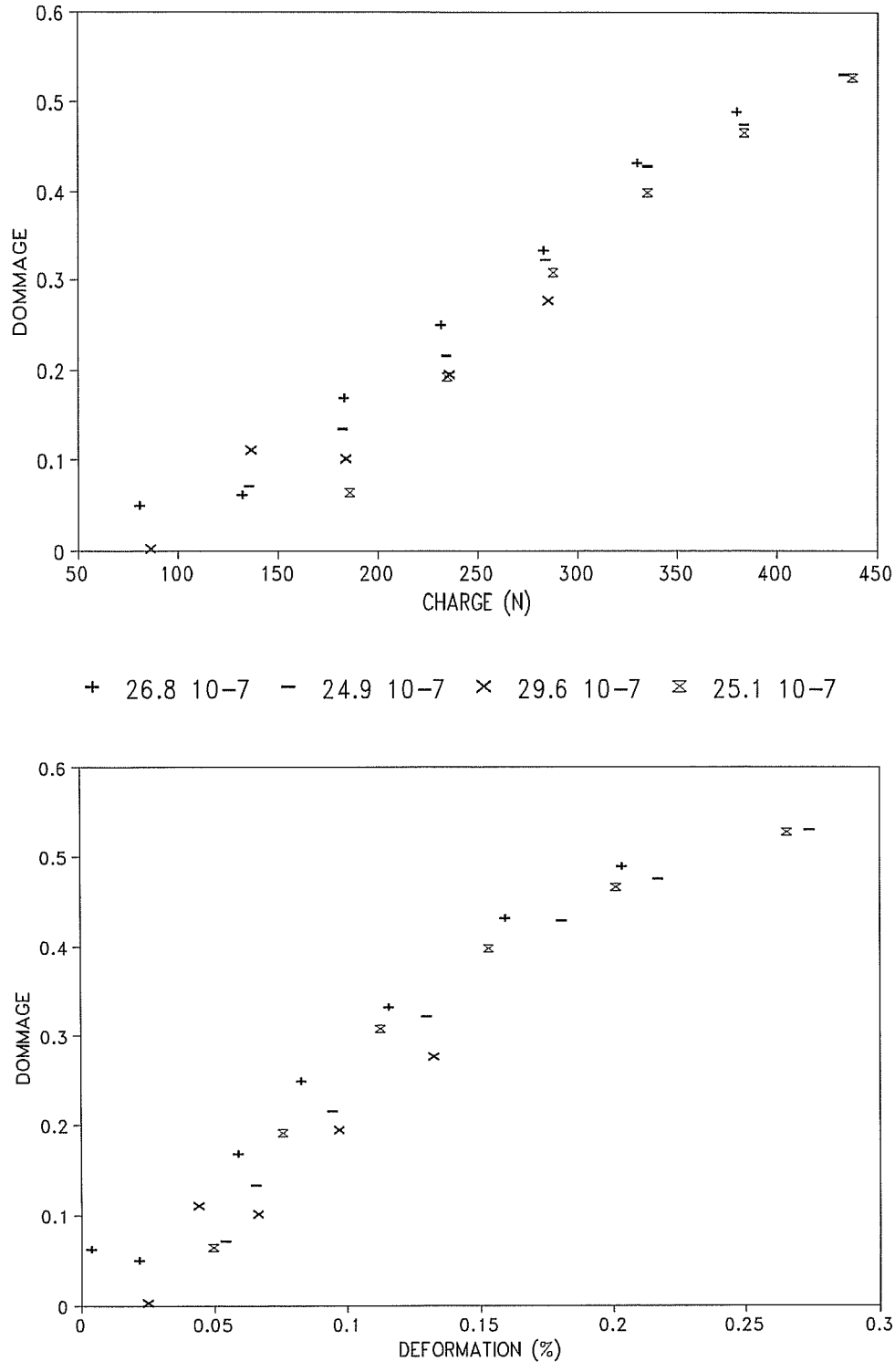


Figure II-3-7 : dommage observé au sein du matériau 1 pour la géométrie 6L50.

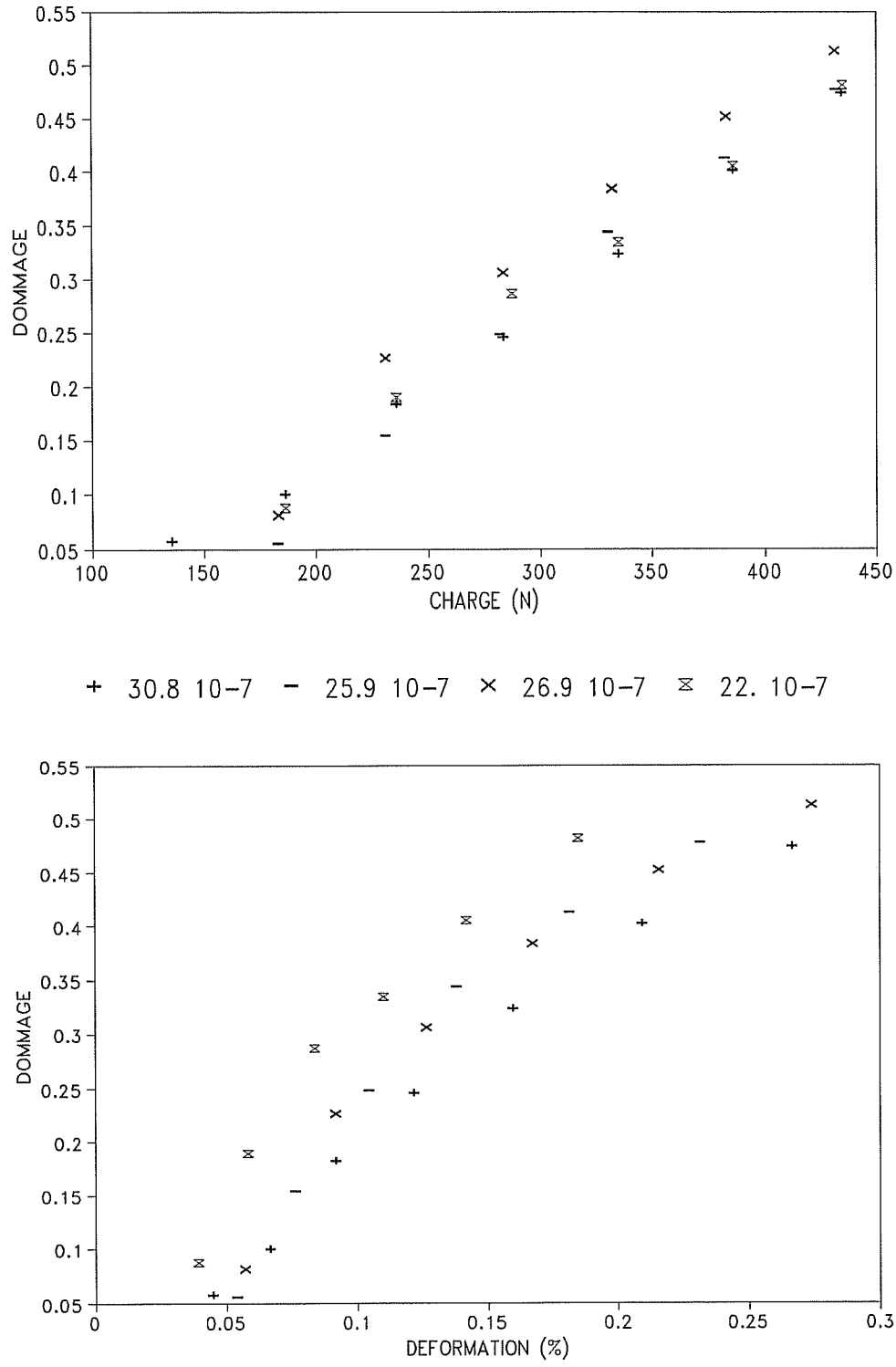


Figure II-3-8 : dommage observé au sein du matériau 1 pour la géométrie 6L80.

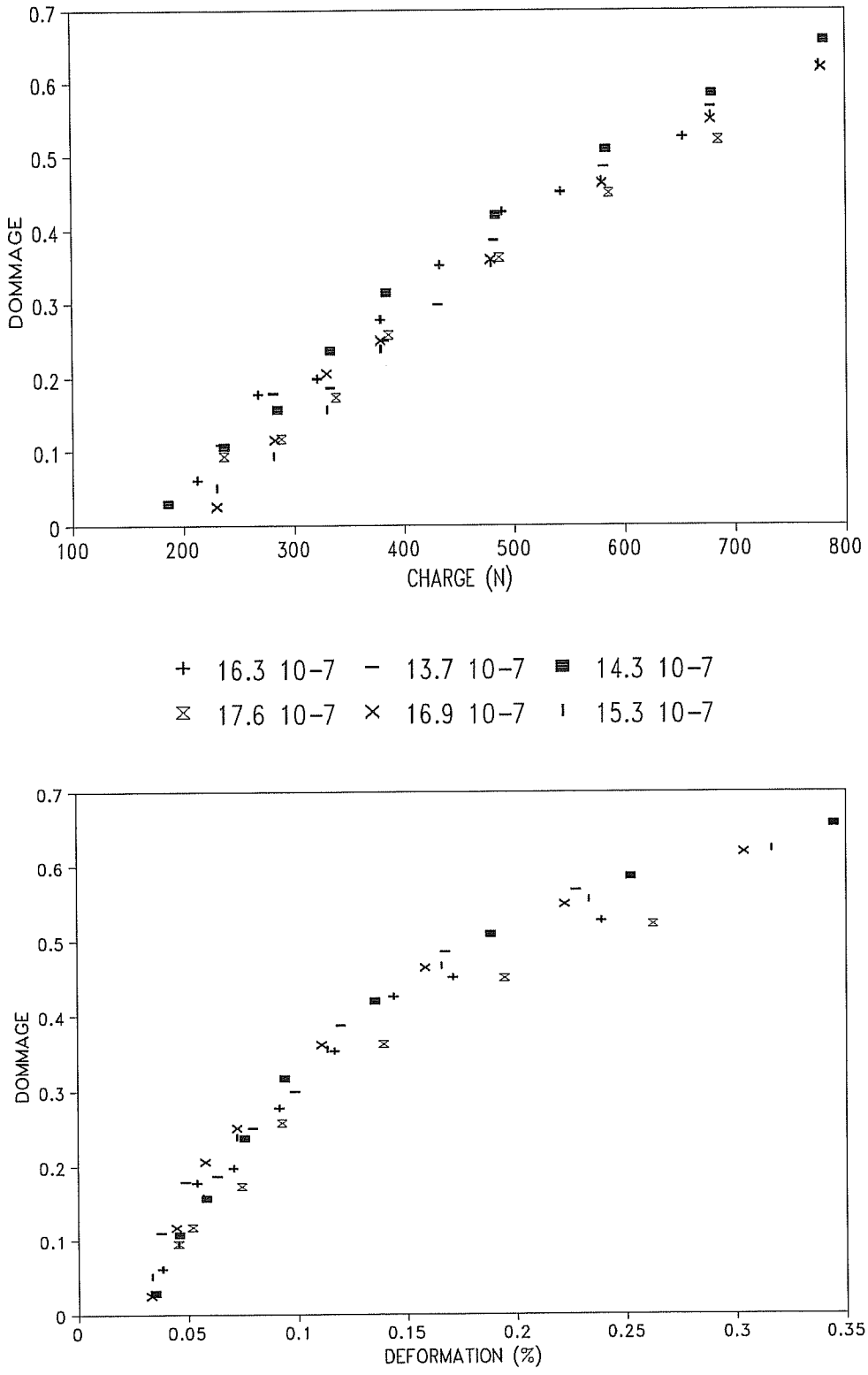
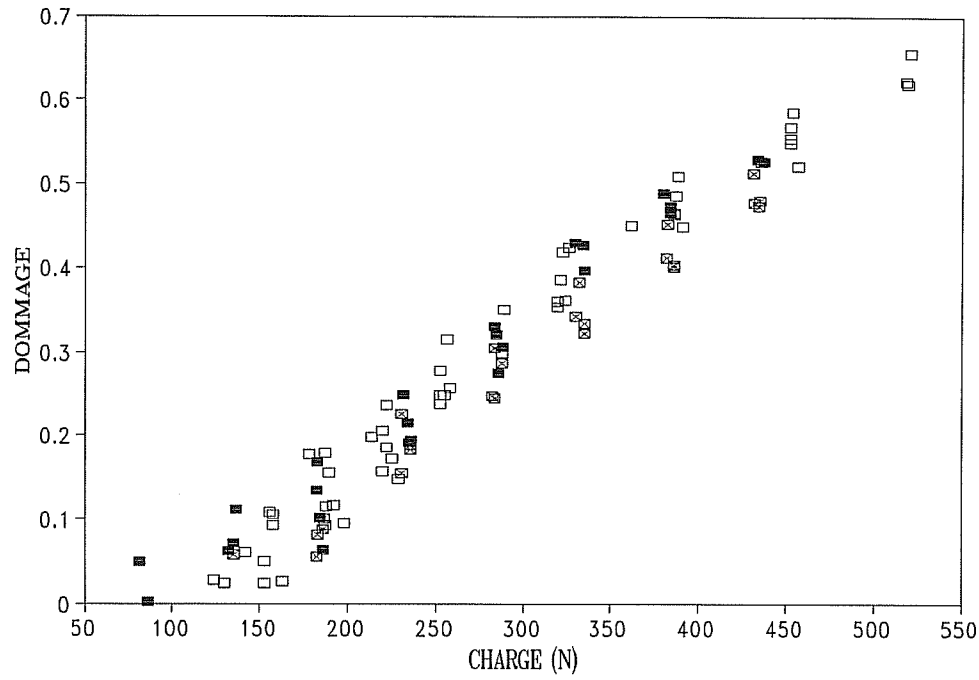


Figure II-3-9 : dommage observé au sein du matériau 1 pour la géométrie 9L80.



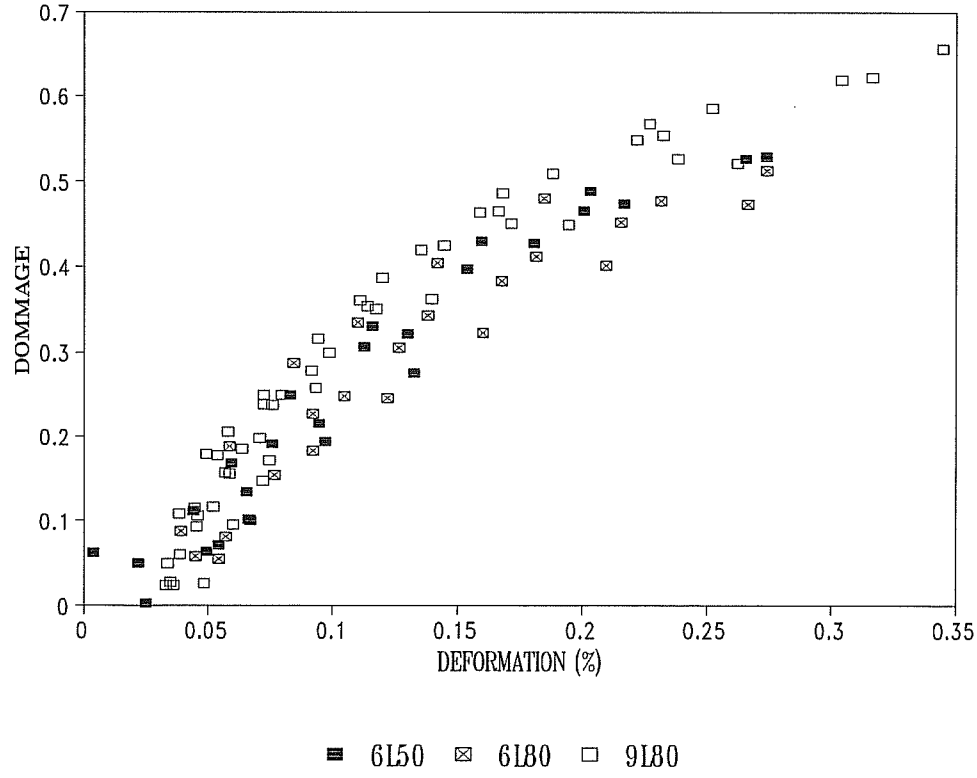


Figure II-3-10 : dommage observé au sein du matériau 1 pour les différentes géométries.

Dès le début d'endommagement, le dommage augmente rapidement puis tend à se stabiliser vers une valeur limite de 0.6 - 0.7, ce qui est principalement observable sur les courbes $D = f(\varepsilon)$: on atteint alors un état de saturation de l'endommagement précédant la rupture ultime du matériau.

Par ailleurs, pour les trois géométries étudiées, le dommage semble suivre la même évolution en fonction de la charge appliquée quel que soit l'essai considéré, ce qui n'est pas le cas en fonction de la déformation. L'endommagement de la structure apparaît être un phénomène contrôlé en contrainte. Les écarts observés entre les courbes $D = f(\varepsilon)$ pour une même géométrie sont alors attribuables à la complaisance initiale des éprouvettes : pour une même charge appliquée, donc pour un dommage donné, la déformation correspondante sera plus importante pour une complaisance initiale plus grande. Ceci est particulièrement observable Figure II-3-8 et est également constaté sur la Figure II-3-10 représentant les fonctions $D = f(F)$ et $D = f(\varepsilon)$ pour toutes les géométries simultanément (la courbe $D = f(F)$ pour la géométrie 9L80 est "corrigée" pour se ramener à 6 torons longitudinaux et être ainsi comparable aux autres géométries). La complaisance équivalente observée pour les essais de la géométrie 9L80 ($23.5\ 10^{-7}\ N^{-1}$) est plus faible que la complaisance moyenne des éprouvettes testées pour les autres géométries ($26.5\ 10^{-7}\ N^{-1}$), ce qui explique la position relative des courbes $D = f(\varepsilon)$.

Nous pouvons ainsi, à la vue de ces observations, penser qu'il existe une fonction unique $D = f(F_{équ.})$, $F_{équ.}$ correspondant à une charge équivalente à un nombre fixé de torons longitudinaux. Nous avons donc identifié une fonction empirique de définition du dommage à partir de la charge appliquée, de la forme suivante :

$$D = Q\ [\ 1 - \exp\ (\ -k\ (F - F_S)^l\ )\ ] \qquad \text{(équa. 2)}$$

Les paramètres Q, k et l optimisés obtenus en considérant simultanément tous les résultats expérimentaux (la géométrie équivalente considérée correspond à 6 torons longitudinaux) sont indiqués ci-dessous, le seuil F_S étant fixé égal à la moyenne des seuils d'endommagement détectés expérimentalement par émission acoustique.

$$Q = 0.65 \qquad k = 5.7\ 10^{-4} \qquad F_S = 130\ N \qquad l = 1.4$$

Le résultat de l'optimisation est indiqué sur la Figure II-3-11, qui représente l'évolution du dommage expérimental en fonction de la charge appliquée, pour les trois géométries simultanément et la courbe moyenne résultat de l'optimisation. Le faisceau de points expérimentaux peut être encadré par les fonctions dommage calculées en faisant varier

uniquement le seuil dans la gamme expérimentale des seuils d'endommagement, comme on peut le voir également sur la Figure II-3-11.

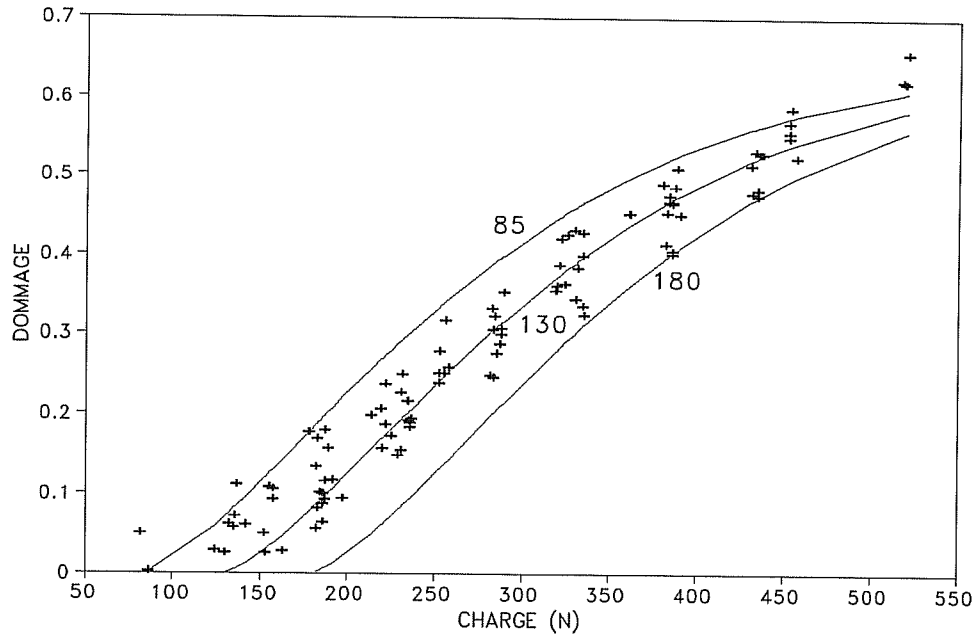


Figure II-3-11 : fonctions dommage expérimentale et calculées pour différents seuils pour le matériau 1

A partir de la fonction D = f(F) moyenne calculée, on peut déterminer les fonctions D = f(ε) correspondantes pour des complaisances initiales données :

$$F_i \xrightarrow{\text{équa.2}} D_i \longrightarrow \varepsilon_i = \frac{C_o\, F_i}{1 - D_i}$$

La Figure II-3-12 présente une comparaison entre les fonctions expérimentales D = f(ε) et les fonctions calculées en utilisant les complaisances moyennes obtenues expérimentalement lors des essais de chargement-déchargement. Un bon accord est observé entre l'expérience et le calcul.

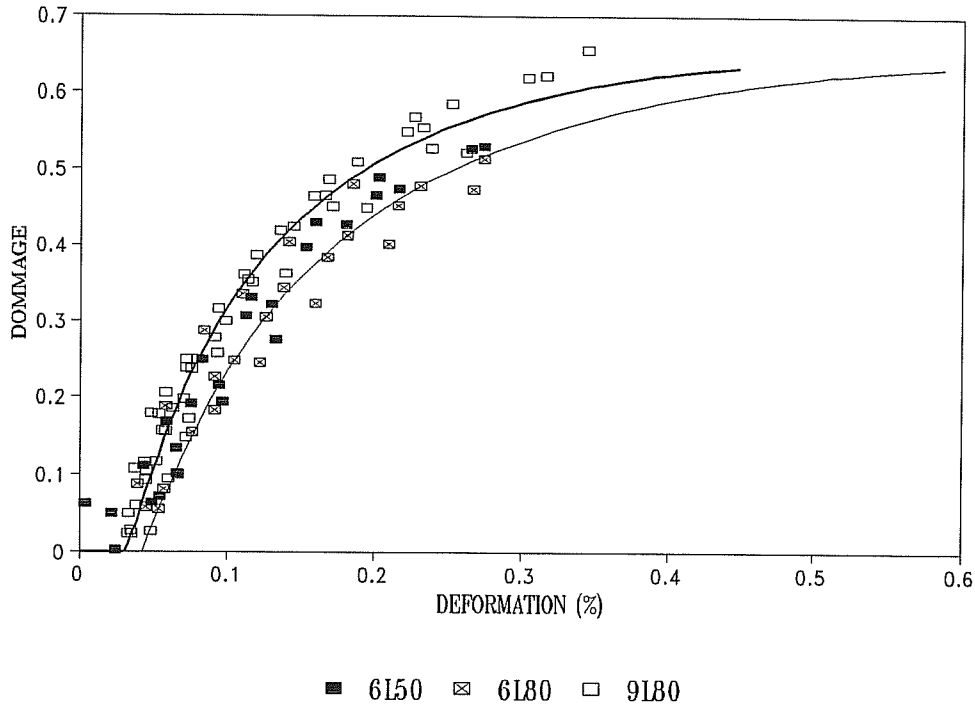


Figure II-3-12 : Comparaison des fonctions D = f(ε) expérimentale et calculées pour des complaisances initiales différentes (fonction D = f(F) moyenne), dans le cas du matériau 1.

Nous pouvons donc décrire la phase d'endommagement du tissu par une fonction dommage D = f($F_{équ.}$) unique à seuil aléatoire (fixé parmi les charges expérimentales de début d'endommagement). L'évolution du dommage en fonction de la déformation appliquée dépend de la complaisance initiale de l'éprouvette.

Nous pouvons maintenant chercher à appréhender les phénomènes physiques responsables de l'endommagement au sein du tissu monocouche.

Par comparaison entre les seuils d'endommagement détectés pour le matériau 1 (Tableau II-3-1) et pour les torons (Tableau I-3-2), on s'aperçoit que le matériau tissé monocouche commence à s'endommager pour une déformation appliquée nettement inférieure à celle observée pour les torons. Ceci apparaît également sur la Figure II-3-13 représentant une comparaison des fonctions D = f(ε) obtenues pour ces deux matériaux. Le premier phénomène observé n'est donc pas du à l'endommagement des torons longitudinaux du tissu.

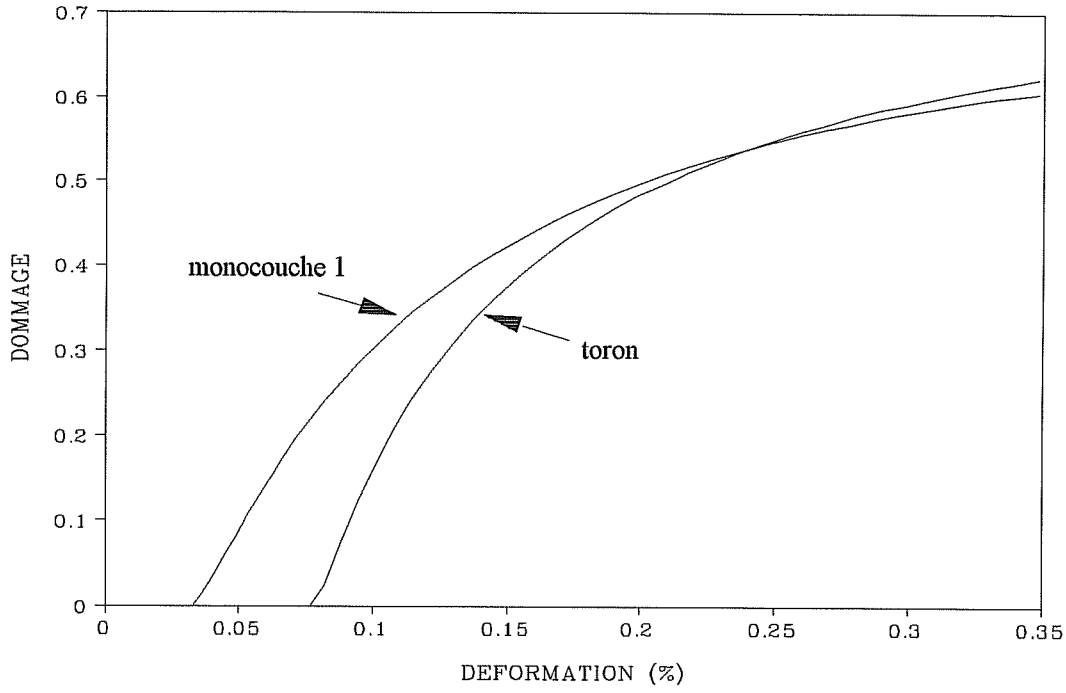
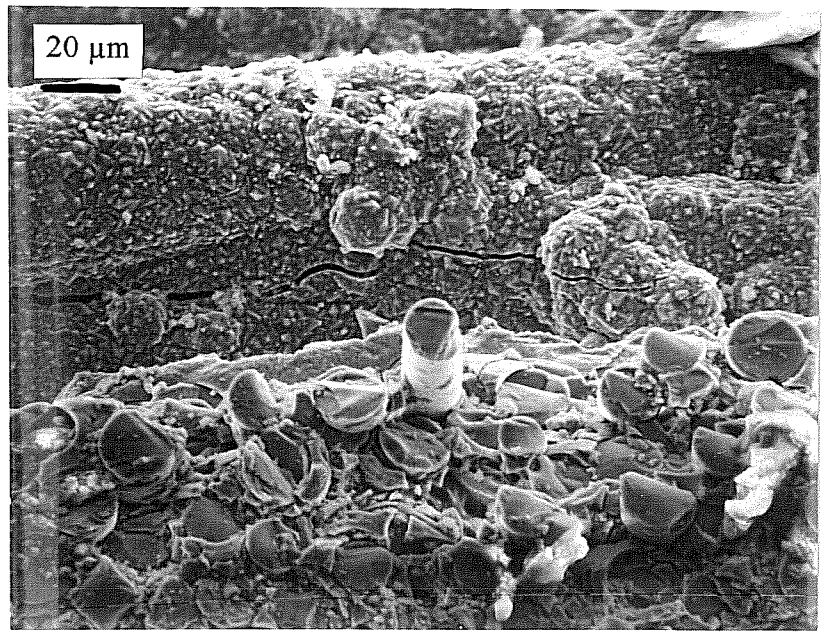


Figure II-3-13 : Comparaison des fonctions D = f(ε) obtenues dans le cas du matériau 1 et des torons.

La première cause de dommage détectée est donc liée à l'endommagement d'autres éléments de la structure, tels que les torons transversaux et/ou la liaison entre les torons de trame et de chaîne. On peut en effet penser à une fissuration des torons transversaux ou à une décohésion (que nous appellerons, par la suite, délaminage) entre torons longitudinaux et torons transversaux : la liaison entre les torons est en effet sollicitée au cours des essais de traction. L'observation de nos éprouvettes au M.E.B., après essais, nous a permis de retrouver ces deux modes d'endommagement dans notre matériau : fissures très fines le long des torons transversaux (Figure II-3-14) et nombreux délaminages des intersections (Figure II-3-15). Mais ces observations a posteriori des éprouvettes ne permettent pas de connaître l'ordre d'apparition de ces phénomènes lors de la sollicitation. Il serait pour cela intéressant d'effectuer des essais de traction sous M.E.B., ou de réaliser des essais interrompus couplés à des observations en microscopie optique des éprouvettes. Néanmoins, comme nous le verrons ultérieurement lors de la modélisation du matériau monocouche 1, le délaminage des liaisons entre torons longitudinaux et transversaux semble être le premier phénomène responsable du dommage enregistré au sein du tissu. Puis, l'endommagement de la structure se poursuit par l'endommagement des torons à proprement parler.



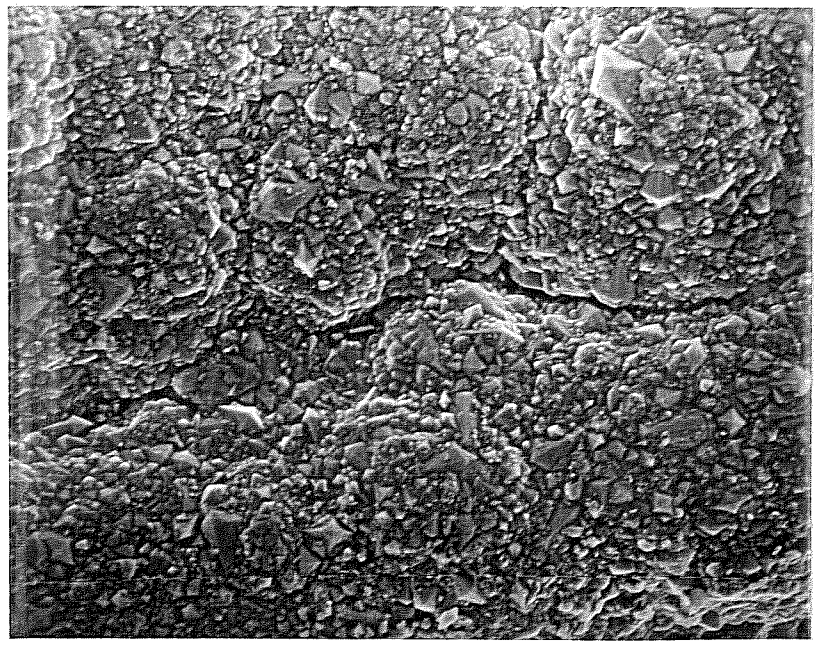
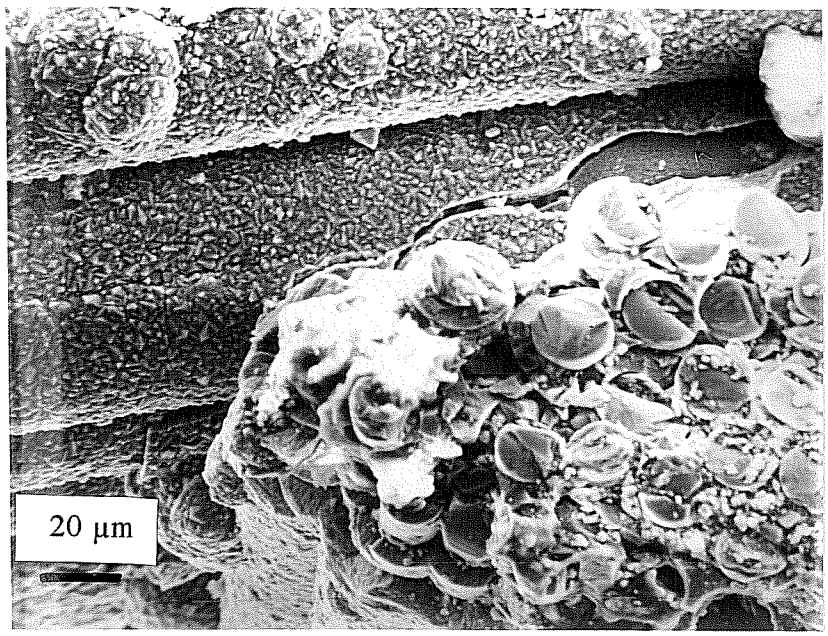


Figure II-3-14 : fissures le long d'un toron transversal dans le matériau 1.



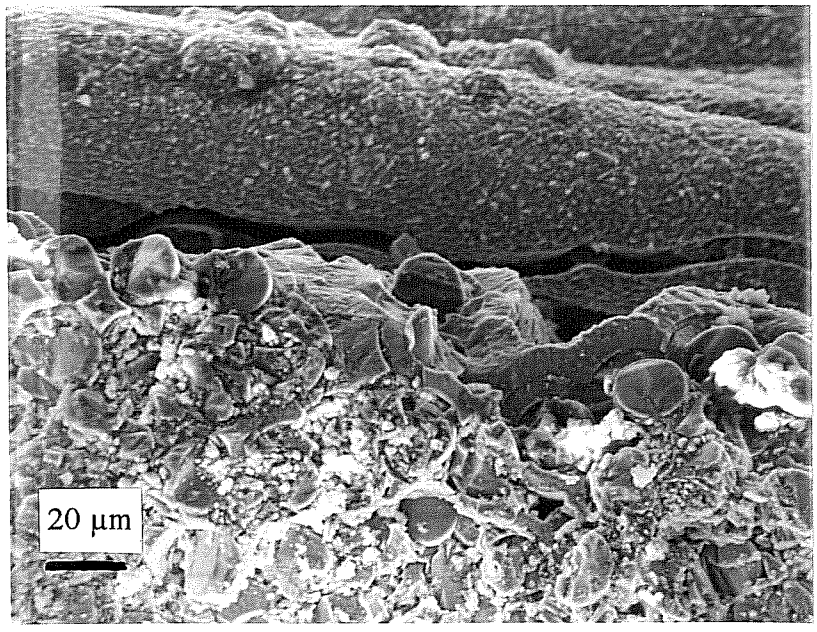


Figure II-3-15 : fissures à l'intersection entre des torons de trame et de chaîne dans le matériau 1.

Cette phase d'endommagement se développe jusqu'à atteindre la rupture ultime du matériau. Les valeurs moyennes des charges et des déformations à rupture, pour les trois géométries d'éprouvettes étudiées, sont indiquées dans le Tableau II-3-2, ainsi que les écarts-type obtenus sur ces résultats.

De même que pour les charges de début d'endommagement, une dispersion des charges à rupture est observée et aucun effet de volume significatif n'est mis en évidence. Ceci est remarquable sur la Figure II-3-16 représentant les distributions des charges à rupture pour les trois géométries d'éprouvettes testées, les résultats concernant la géométrie 9L80 sont ramenés à 6 torons longitudinaux pour être comparables aux autres.

	6L50	6L80	9L80
F_r (N)	503.1 [62.2]	536 [48.1]	772.6 [56.6]
ε_r (%)	0.375 [0.111]	0.394 [0.082]	0.356 [0.049]

Tableau II-3-2 : Charges et déformations à rupture du matériau 1.

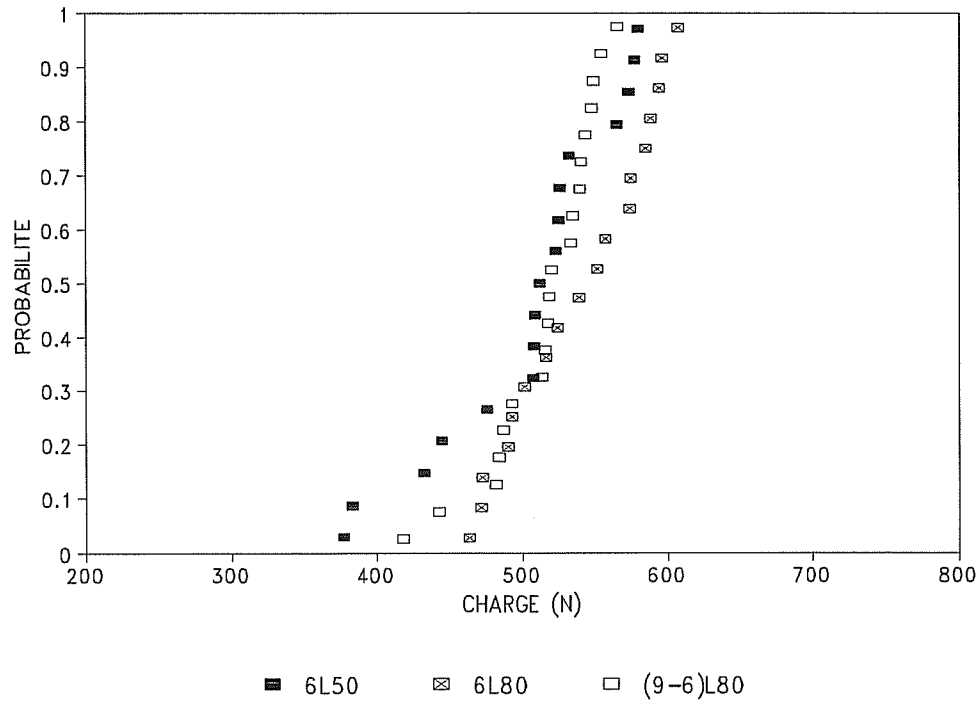


Figure II-3-16 : distributions des charges à rupture observées pour le matériau 1.

Par ailleurs, aucune corrélation directe n'est observable entre les charges (ou déformations) à rupture et les charges (ou déformations) de début d'endommagement, quelle que soit la géométrie considérée, comme le montre la Figure II-3-17.

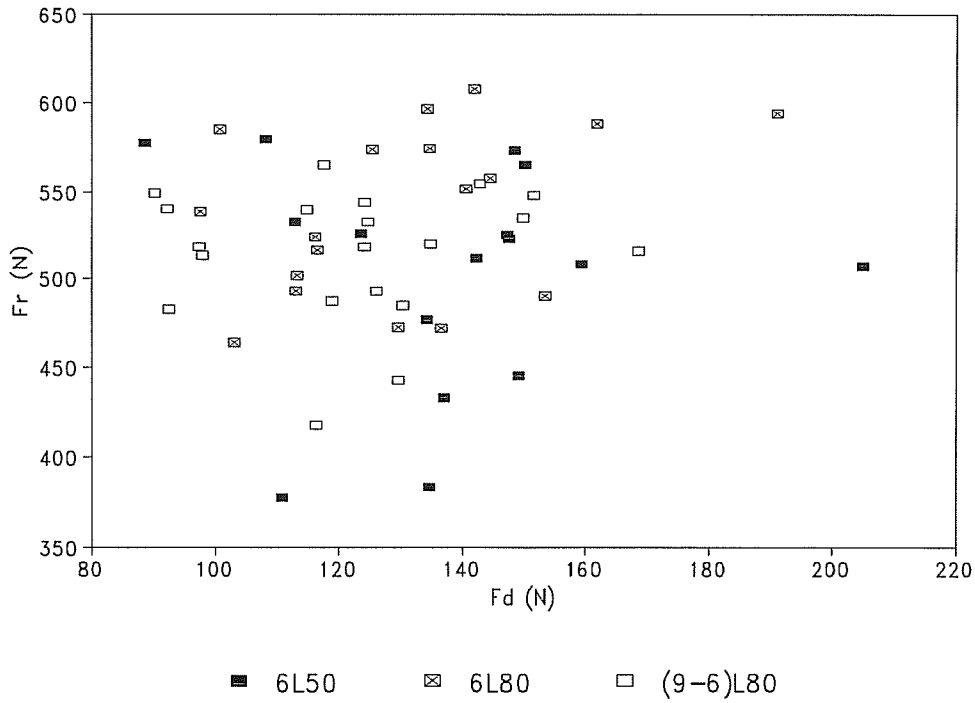


Figure II-3-17 : variation des charges à rupture en fonction des charges de début d'endommagement pour le matériau 1.

Cependant, on remarque que la rupture finale ne se produit pas avant qu'un endommagement notable ne se soit développé au sein du matériau, l'inégalité suivante est observée dans tous les cas :

$$F_r / F_d > 2.5$$

comme le montre la Figure II-3-18 représentant l'évolution du rapport de la charge à rupture sur la charge de début d'endommagement, en fonction du seuil d'endommagement, pour les trois géométries d'éprouvettes étudiées.

La Figure II-3-18 révèle également le fait que l'on tend vers une valeur relativement déterministe des charges à rupture : la dispersion des charges à rupture est plus faible que celle des seuils d'endommagement. Ceci n'était pas observable dans le cas des torons isolés (Figure I-3-21).

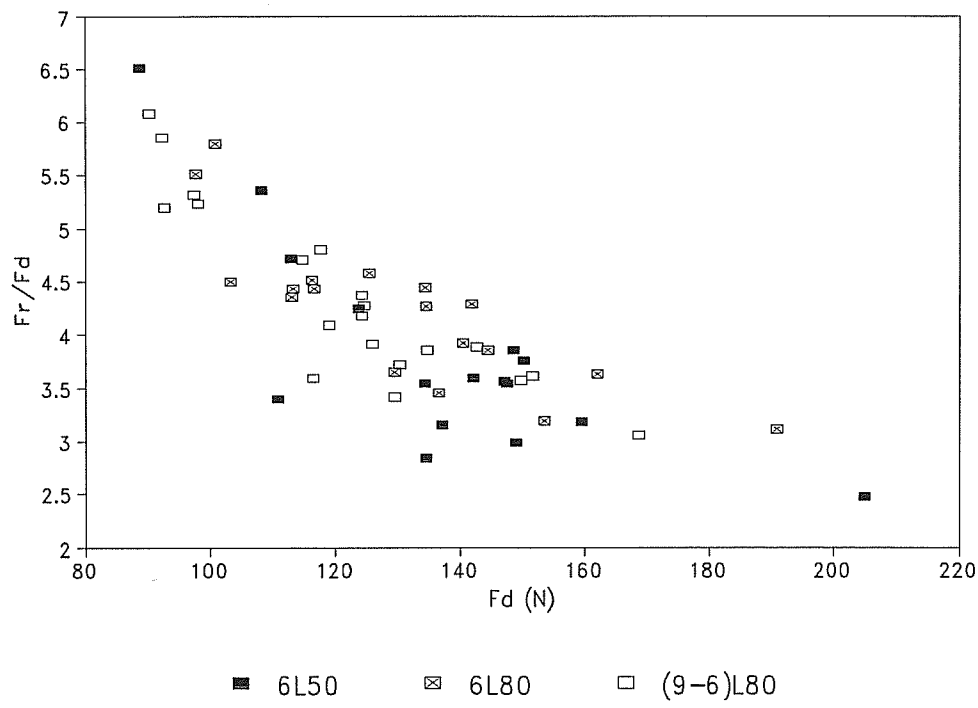


Figure II-3-18 : évolution du rapport F_r / F_d en fonction de F_d pour le matériau 1.

La rupture du tissu a lieu de façon indifférente entre deux torons transversaux (Figure II-3-19) ou au milieu d'un toron transversal (Figure II-3-20). Le faciès de rupture des éprouvettes est relativement plan, orienté perpendiculairement à la direction de chargement.

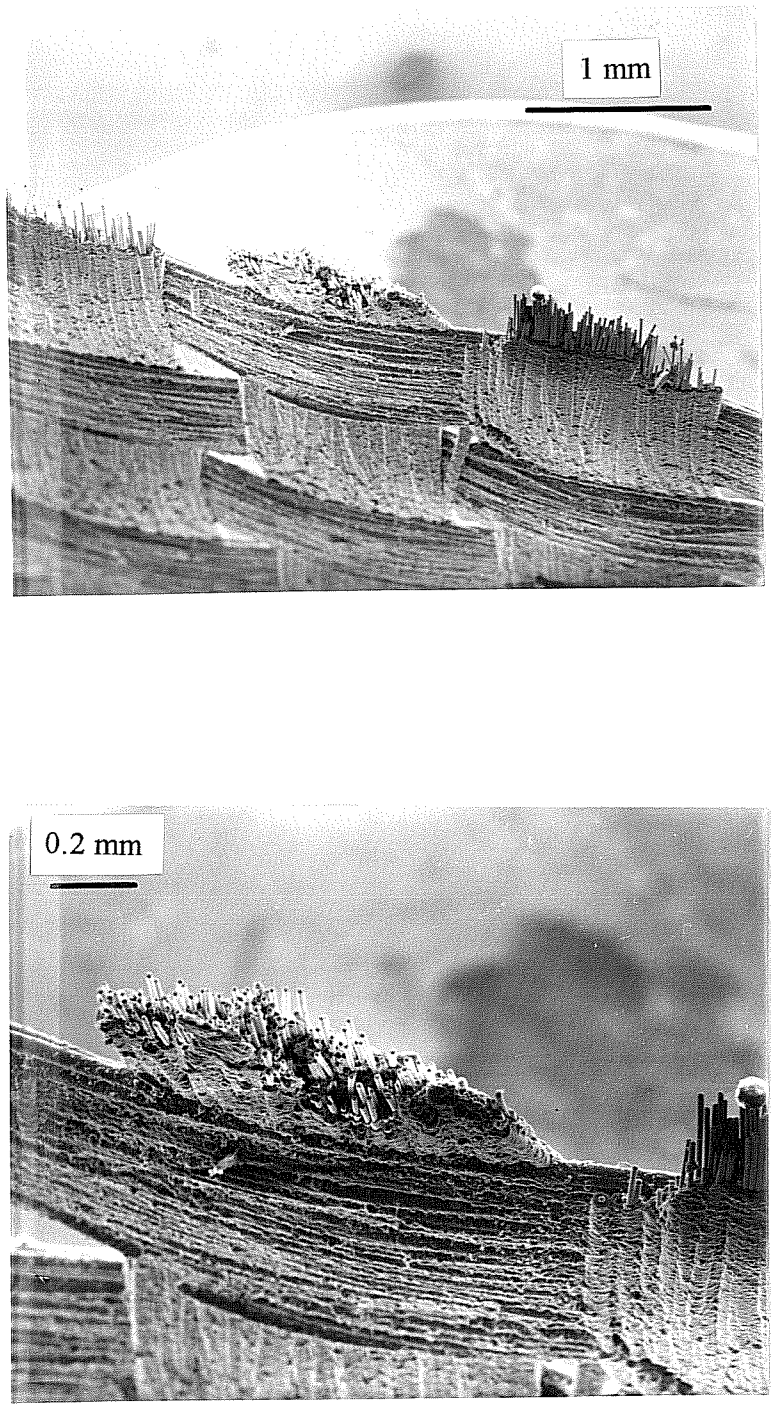


Figure II-3-19 : rupture du matériau monocouche 1 se produisant entre deux torons transversaux.

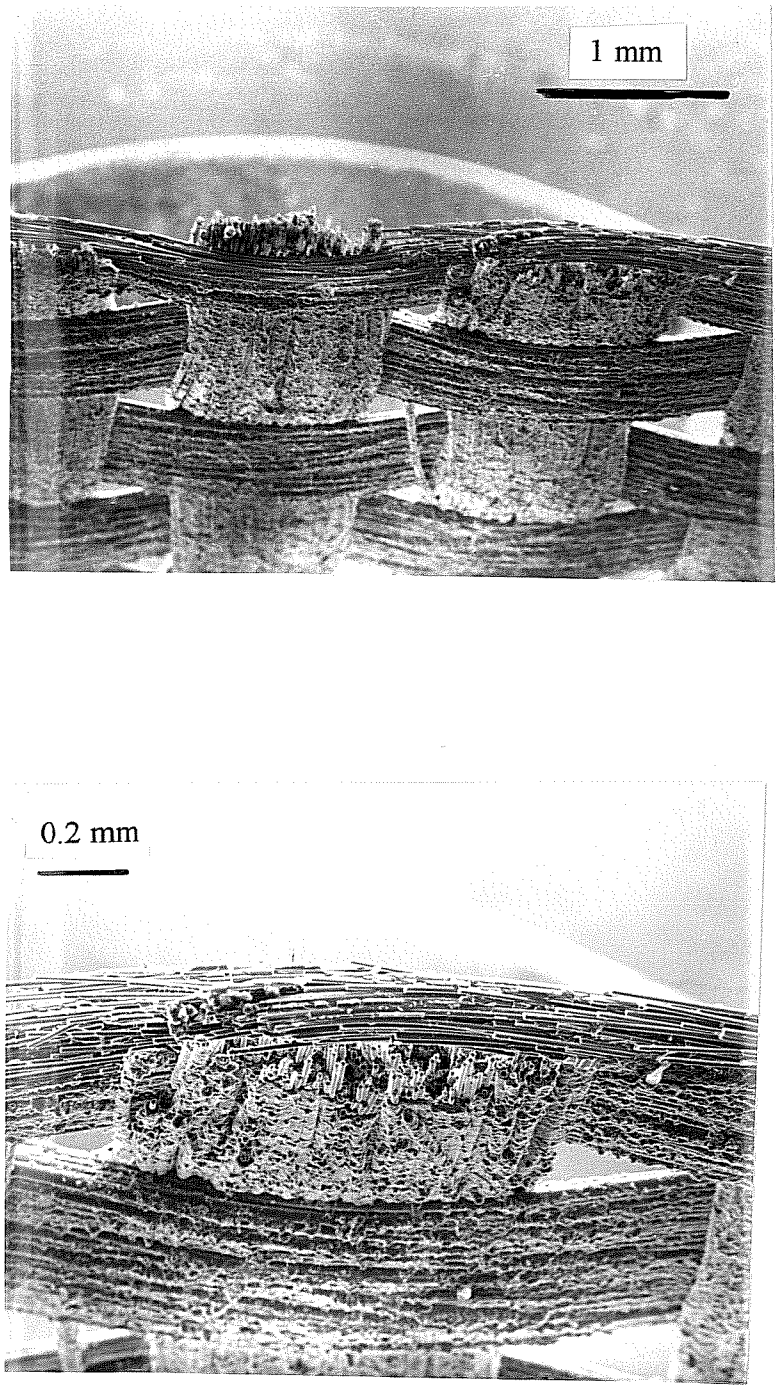


Figure II-3-20 : rupture du matériau monocouche 1 se produisant au milieu d'un toron transversal.

3-2) Le matériau 2.

Nous allons maintenant étudier le matériau 2. Ce dernier est constitué, comme vu précédemment, d'une strate de torons tissés, comparable au matériau 1, sur laquelle a été déposée une couche supplémentaire de matrice (Figure II-1-9). Nous allons donc chercher à appréhender l'influence d'une infiltration différente sur le comportement mécanique du tissu monocouche.

Comme vu précédemment, deux géométries d'éprouvettes ont été testées dans ce cas : 6L50 et 6L80. Etant donnée la quantité de matériau disponible, une vingtaine d'essais de traction monotone et trois essais de chargement-déchargement ont été réalisés pour la première géométrie citée, mais seulement dix essais de traction monotone ont pu être effectués pour la géométrie 6L80.

Une courbe de comportement type obtenue pour le matériau 2 est présentée sur la Figure II-3-21. Suite à une phase linéaire élastique, une phase importante d'endommagement se développe comme dans le cas du matériau 1, mais plusieurs différences, que nous allons examiner ci-dessous, sont observables.

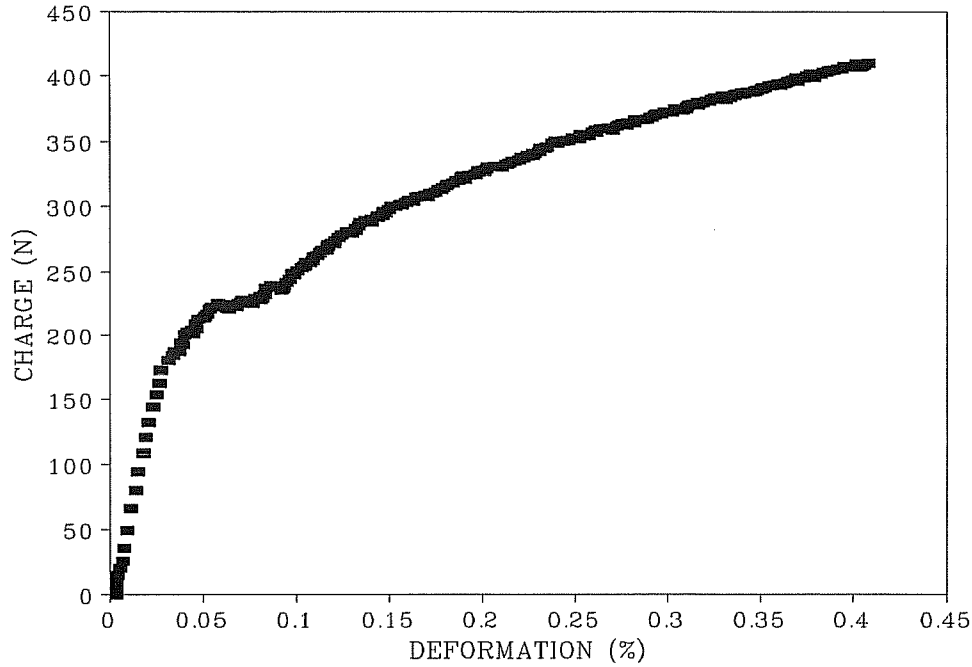


Figure II-3-21 : courbe de comportement type en traction du matériau 2 (6L50).

La première phase élastique est caractérisée par une complaisance par unité de longueur C_0 (Tableau II-3-3). La complaisance initiale observée est nettement inférieure à celle obtenue dans le cas du matériau 1 (Tableau II-3-1). Cette différence est liée à la présence, dans le matériau 2, de la couche de matrice supplémentaire de module élevé (387 GPa), qui tend à raidir la structure.

	C_0 (10^{-7} N^{-1})	F_d (N)	F_e (N)	ε_e (%)
6L50	14 [2.8]	142.5 [32.3]	191.4 [22.6]	0.036 [0.012]
6L80	14.6 [0.9]	124.4 [21.4]	186.2 [17.5]	0.035 [0.008]

[...] écart-type

Tableau II-3-3 : complaisance et seuil d'endommagement du matériau 2.

En assimilant le matériau 2 à un système de deux composants en parallèle (le premier étant équivalent au matériau 1, le second à la matrice), on peut estimer l'épaisseur moyenne de la couche de matrice périphérique à partir des complaisances moyennes des matériaux 1 et 2, du module de la matrice (387 GPa), et de la largeur des éprouvettes. Une épaisseur moyenne de 0.04 mm est ainsi obtenue. Cette épaisseur a également été déterminée par des observations en microscopie optique d'une vingtaine de sections polies de matériau 2. La valeur moyenne alors mesurée est : 0.067 ± 0.012 mm. Ces valeurs de l'épaisseur de la gaine matricielle, obtenues par deux techniques différentes, sont comparables, étant données les approximations réalisées pour le calcul et les difficultés expérimentales de mesure.

De même que pour le matériau 1, l'émission acoustique se révèle comme l'indicateur le plus sensible du seuil d'endommagement. En effet, la détection par émission acoustique d'un endommagement au sein de la structure débute toujours avant la perte de la linéarité sur les courbes de chargement (Tableau II-3-3). Ceci est aussi remarquable sur les Figures II-3-22 et II-3-23 représentant les distributions des charges de début d'endommagement détectées par émission acoustique et graphiquement, pour les géométries 6L50 et 6L80 respectivement.

Par ailleurs, on observe une dispersion des charges de début d'endommagement, mais contrairement au matériau 1, un léger effet de volume est cette fois mis en évidence : $F_d(6L80) < F_d(6L50)$. Ceci est observable sur la Figure II-3-24 représentant les distributions des seuils d'endommagement détectés par émission acoustique pour les deux géométries. Mais, cette conclusion doit être considérée avec prudence étant donné le nombre réduit de résultats expérimentaux.

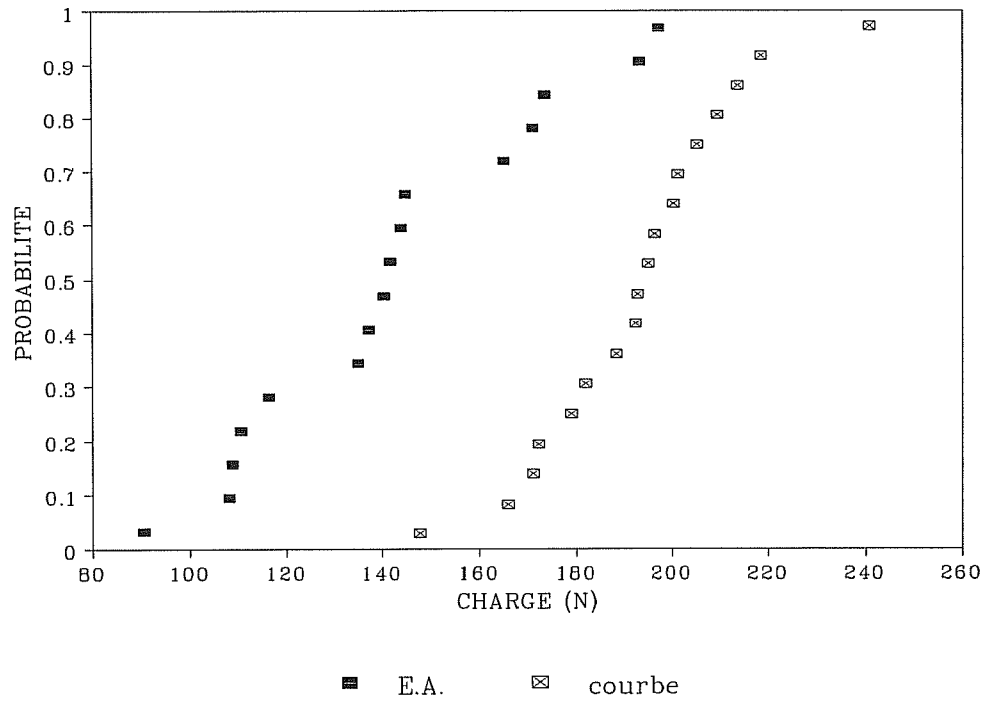


Figure II-3-22 : distributions des charges de début d'endommagement détectées par émission acoustique et graphiquement pour la géométrie 6L50 du matériau 2.

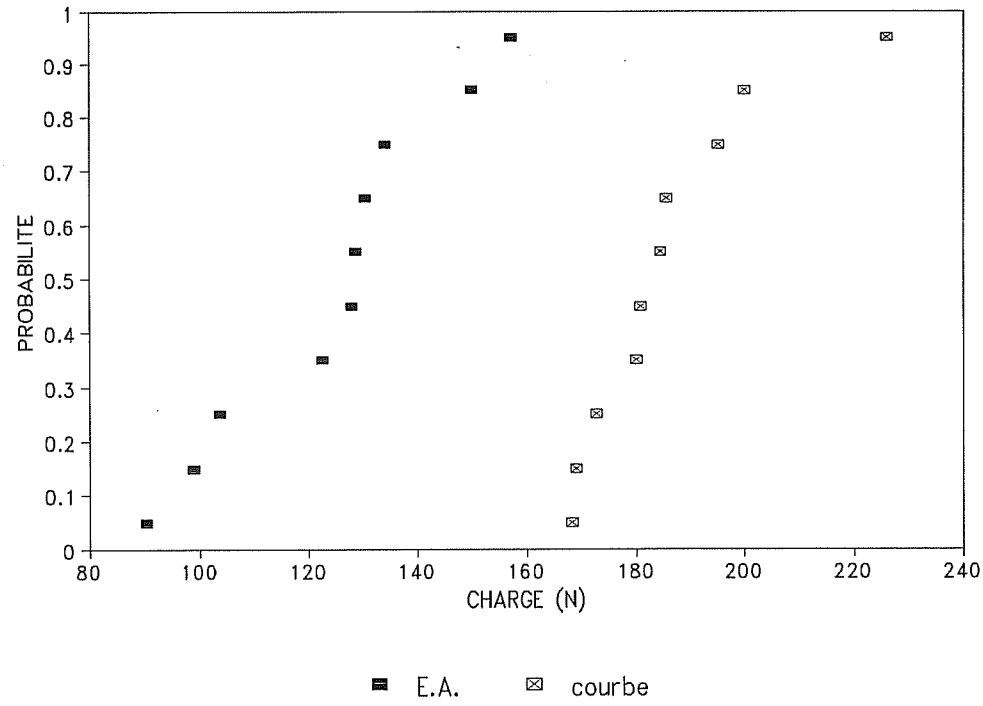


Figure II-3-23 : distributions des charges de début d'endommagement détectées par émission acoustique et graphiquement pour la géométrie 6L80 du matériau 2.

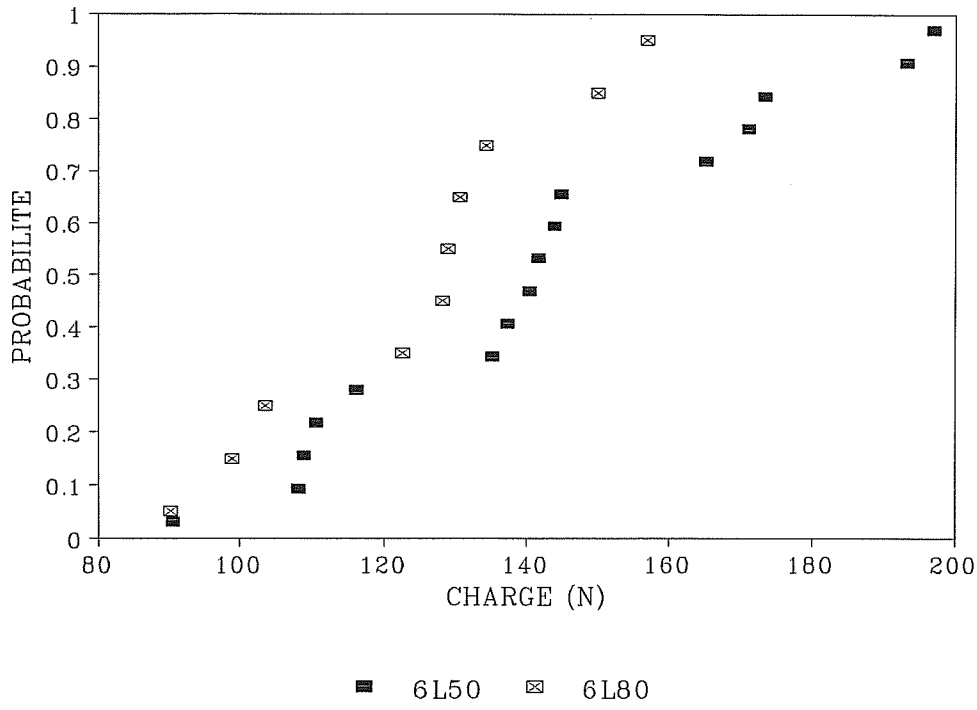


Figure II-3-24 : distributions des charges de début d'endommagement (E.A.) du matériau 2.

Par ailleurs, le matériau 2 commence à s'endommager pour une déformation appliquée inférieure à celle observée pour le matériau 1 : les seuils détectés par émission acoustique sont en effet respectivement de 0.025 [0.008]% et 0.039 [0.009]%. Par conséquent, l'endommagement initial, dans le matériau 2, est vraisemblablement lié à la fissuration de la couche périphérique de matrice. Cette fissuration matricielle engendre ainsi la première perte de linéarité observée sur la courbe de comportement du matériau 2 (Figure II-3-21).

Le fait que la fissuration de la gaine matricielle soit à l'origine de l'endommagement dans le matériau 2 peut expliquer l'effet de volume observé pour les seuils d'endommagement. Un tel phénomène a en effet été mis en évidence dans le Chapitre 1 pour les contraintes à rupture de la matrice au sein des torons.
Remarque : par contre, aucun effet de volume significatif n'a été détecté dans le cas du matériau 1. L'endommagement de ce dernier étant lié, comme vu précédemment, aux délaminages se produisant entre les torons (phénomènes de surface) permet d'expliquer cette absence d'effet de volume.

A partir d'une déformation appliquée de 0.04 - 0.05 %, on remarque, sur les courbes de chargement, l'apparition d'un "plateau", pendant lequel la déformation augmente pour une charge pratiquement constante (Figure II-3-21) : soit le processus de fissuration de la gaine matricielle s'accélère, soit une nouvelle source d'endommagement apparaît. Par comparaison

avec le matériau 1 (Tableau II-3-1), on remarque que ce dernier commence à s'endommager visiblement pour une déformation moyenne appliquée de 0.047 %, correspondant au début du plateau observé pour le matériau 2. Le nouveau phénomène responsable de l'endommagement du matériau 2 est donc probablement lié au "coeur" de la monocouche et associé aux délaminages se produisant entre les torons longitudinaux et transversaux. On peut penser que la fin du plateau, se produisant pour une déformation appliquée de 0.068 [0.017] %, correspond à la saturation de la fissuration de la gaine périphérique de matrice, ce plateau n'existant pas pour le matériau 1.

La chute rapide de la rigidité de la structure, liée à son endommagement, est mise en évidence par des essais de chargement-déchargement (Figure II-3-25) permettant d'obtenir, comme vu précédemment, la fonction dommage D = f(ε) représentée sur la Figure II-3-26. Le dommage augmente initialement très rapidement, puis ralentit et tend à se stabiliser vers une valeur limite de 0.8. L'état de saturation de l'endommagement est atteint pour un dommage supérieur à celui observé pour le matériau 1 (Figure II-3-26). Ceci s'explique par la fissuration de la couche supplémentaire de matrice qui vient s'ajouter aux autres causes d'endommagement observées pour le matériau 1.

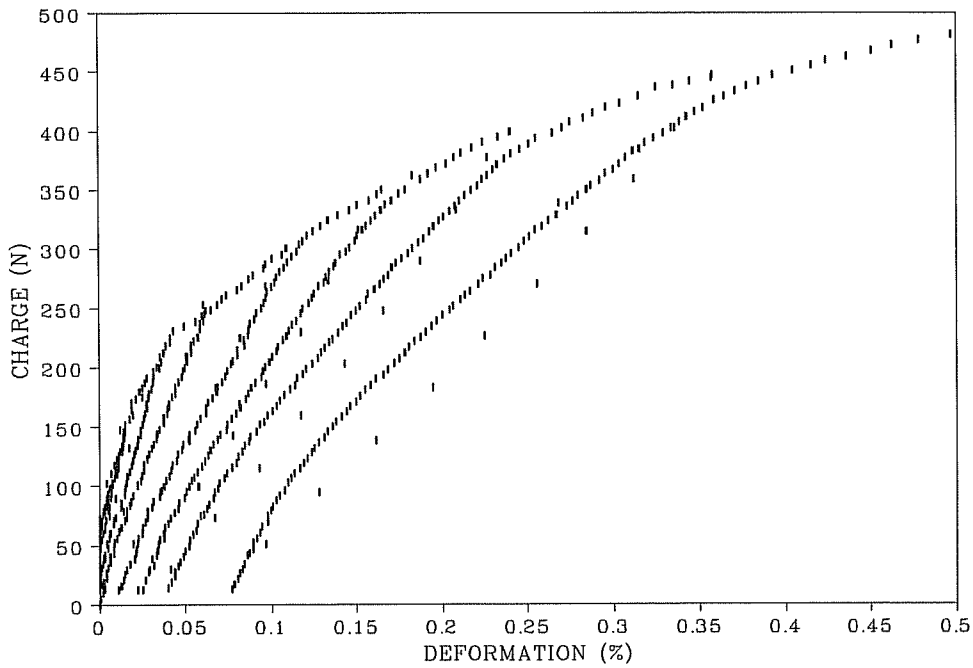


Figure II-3-25 : courbe expérimentale de chargement-déchargement obtenue pour le matériau 2.

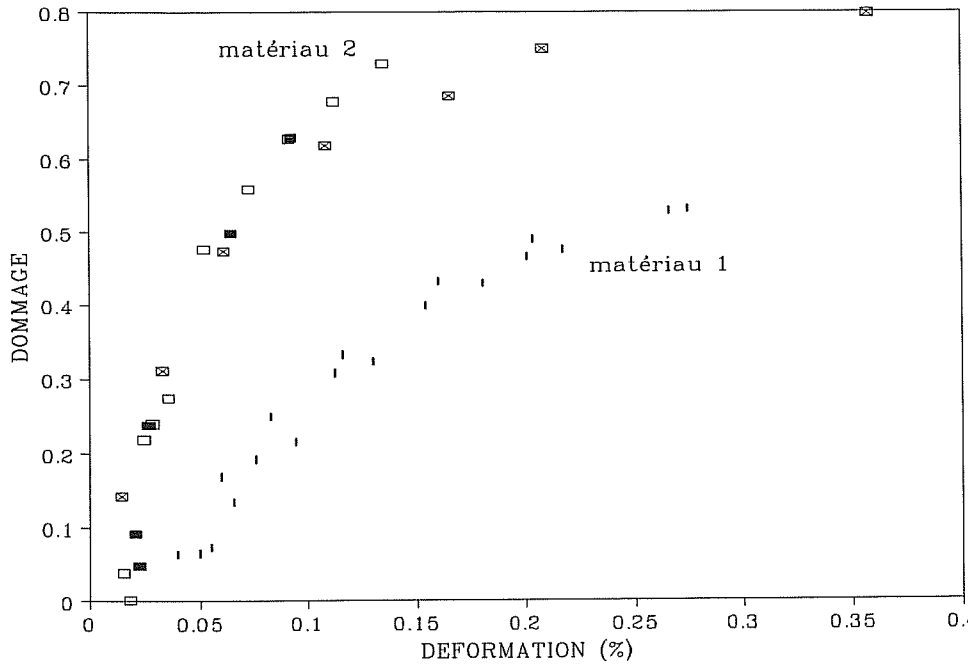


Figure II-3-26 : fonctions dommage D = f(ε) des matériaux 1 et 2.

L'observation a posteriori des éprouvettes, au microscope électronique à balayage, montre que des délaminages ont bien lieu entre les torons au sein de la structure (Figure II-3-27) et que la gaine matricielle supplémentaire est fissurée (Figure II-3-28) et se désolidarise parfois du coeur des torons (Figure II-3-29), jouant alors un rôle mineur sur le comportement à rupture de la structure.

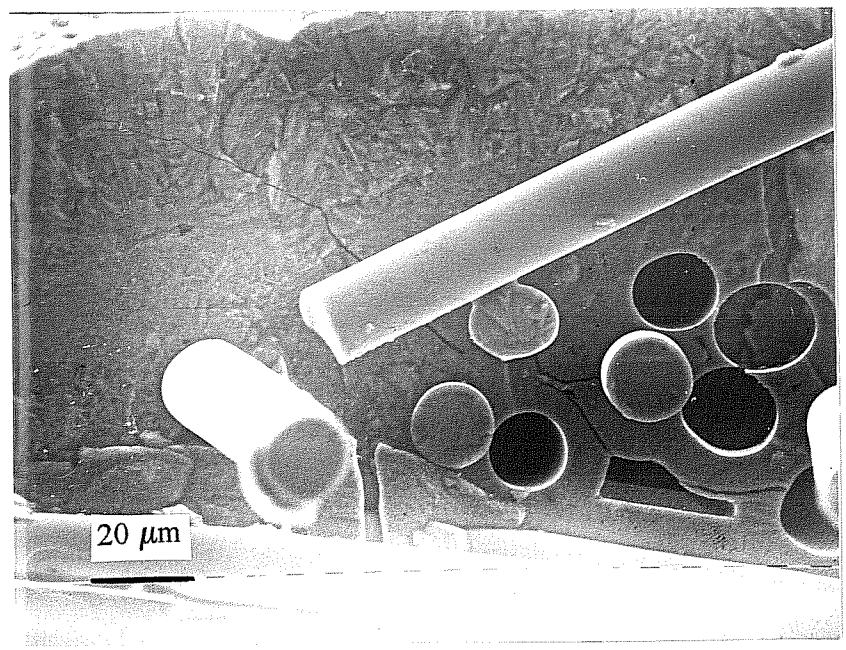


Figure II-3-27 : délaminages se produisant entre torons dans le matériau 2.

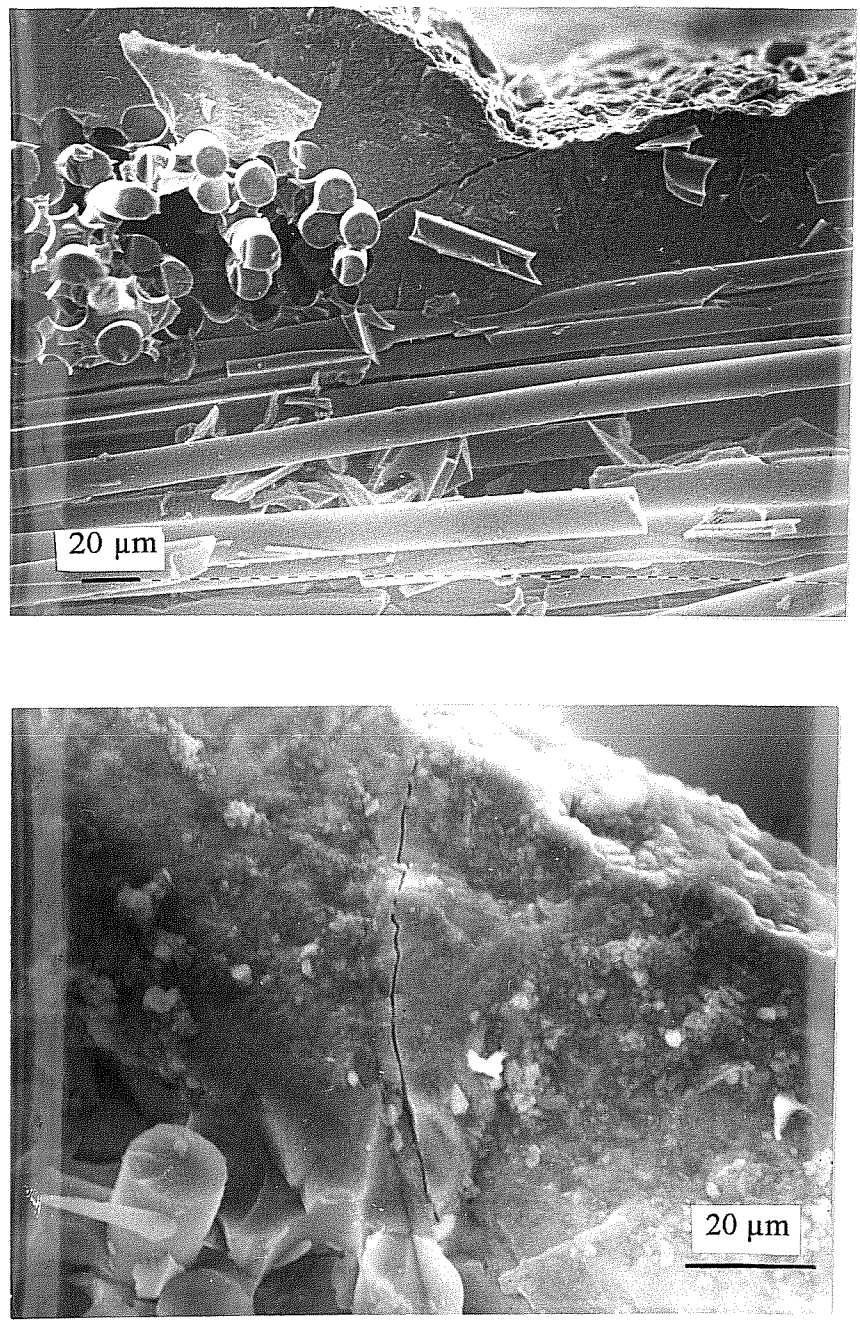
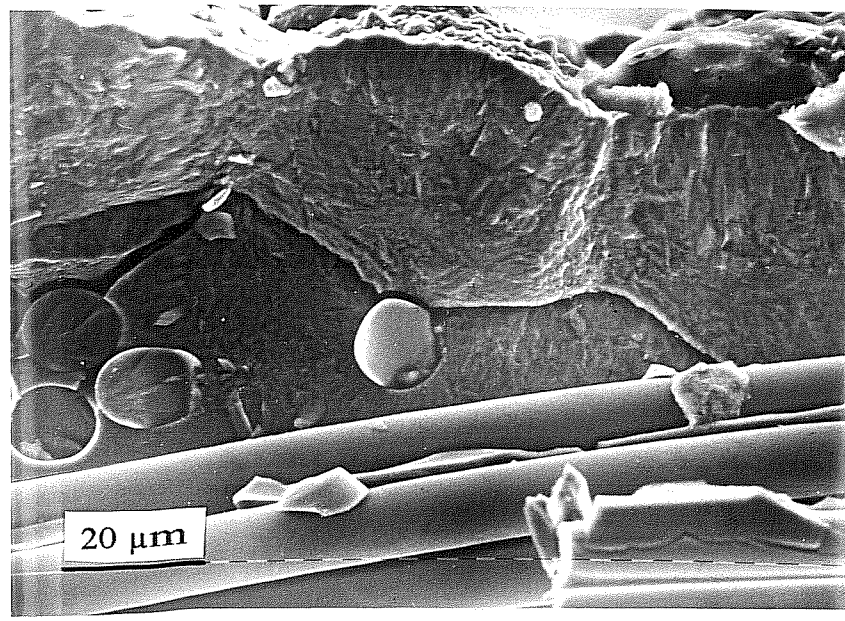


Figure II-3-28 : fissuration de la gaine périphérique de matrice dans le matériau 2.



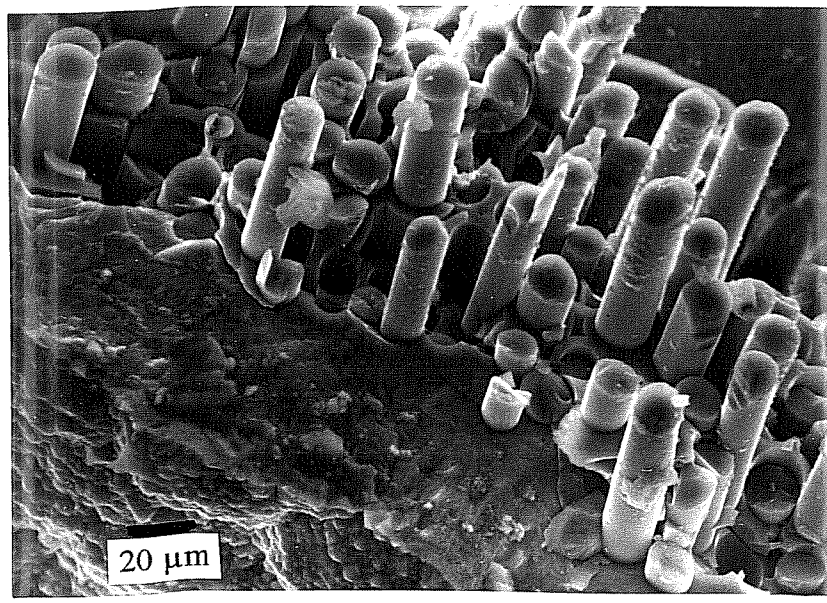


Figure II-3-29 : désolidarisation de la gaine matricielle et des torons dans le matériau 2.

L'endommagement de la structure se poursuit jusqu'à atteindre le stade de la rupture ultime des éprouvettes. Les charges et déformations à rupture moyennes détectées pour le matériau 2, ainsi que leurs écarts-type sont indiqués dans le Tableau II-3-4 pour les deux géométries testées.

Les déformations à rupture obtenues pour le matériau 2 sont très proches de celles observées pour le matériau 1 (Tableau II-3-2) : la rupture paraît donc gouvernée par le "coeur" de la monocouche (équivalent au matériau 1), ce qui justifie également le fait que la gaine matricielle ne joue plus qu'un rôle négligeable lors de la rupture ultime des éprouvettes.

	6L50	6L80
F_r (N)	423 [54.4]	437.4 [66.8]
ε_r (%)	0.374 [0.121]	0.389 [0.132]

Tableau II-3-4: charges et déformations à rupture du matériau 2.

De même que pour les torons et le matériau 1, une dispersion des charges à rupture est observée, et aucun effet de volume n'est mis en évidence ; cette remarque étant à nuancer étant donné le nombre de résultats considérés. Ceci est observable sur la Figure II-3-30 représentant pour les deux géométries étudiées les distributions des charges à rupture.

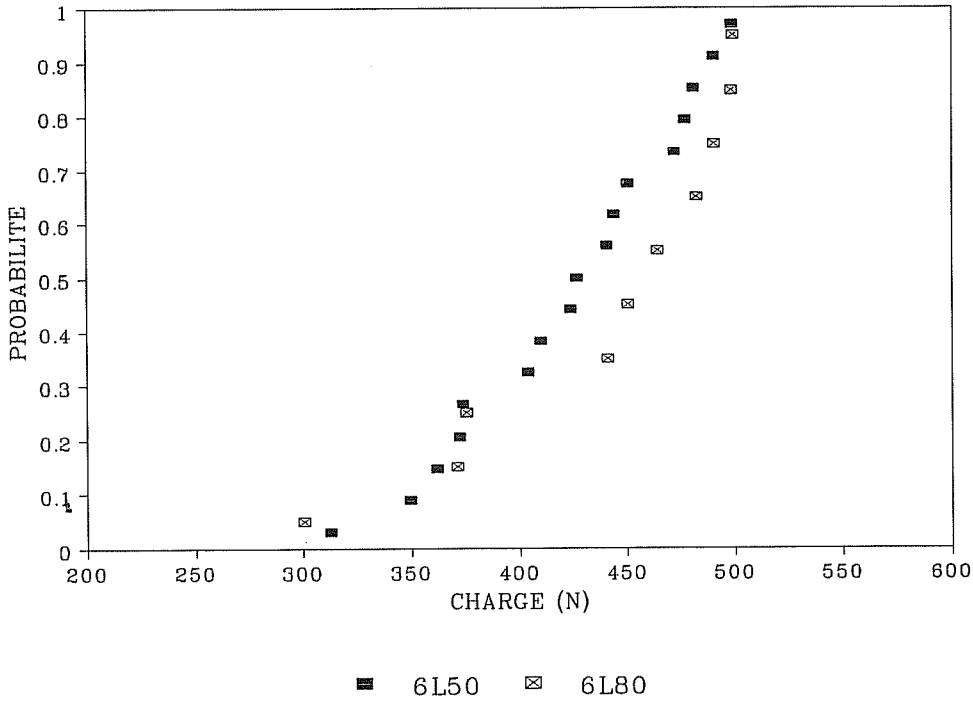


Figure II-3-30 : distributions des charges à rupture des deux géométries étudiées pour le matériau 2.

Par ailleurs, aucune corrélation n'est également visible entre les charges de début d'endommagement et de rupture, quelle que soit la géométrie considérée (Figure II-3-31). De plus, la rupture ne se produit pas avant qu'un certain endommagement ne soit observé au sein du matériau comme on peut le voir sur la Figure II-3-32. L'inégalité suivante est en effet vérifiée : $F_r / F_d > 2$. La rupture semble également dans ce matériau être un phénomène plus déterministe que le seuil d'endommagement.

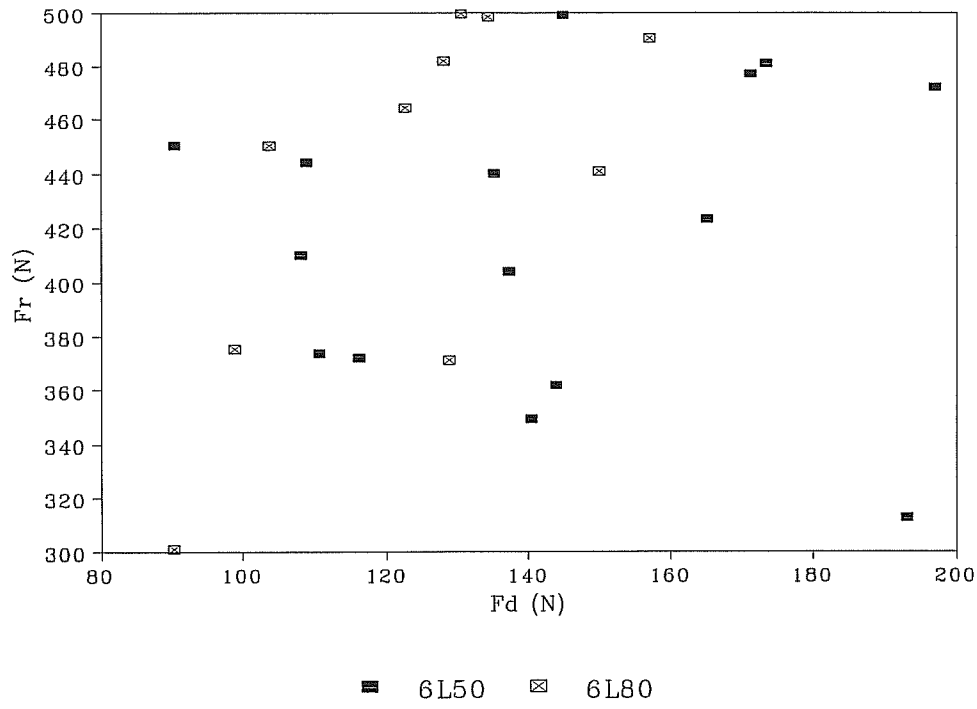


Figure II-3-31 : graphe $F_r = f(F_d)$ pour le matériau 2.

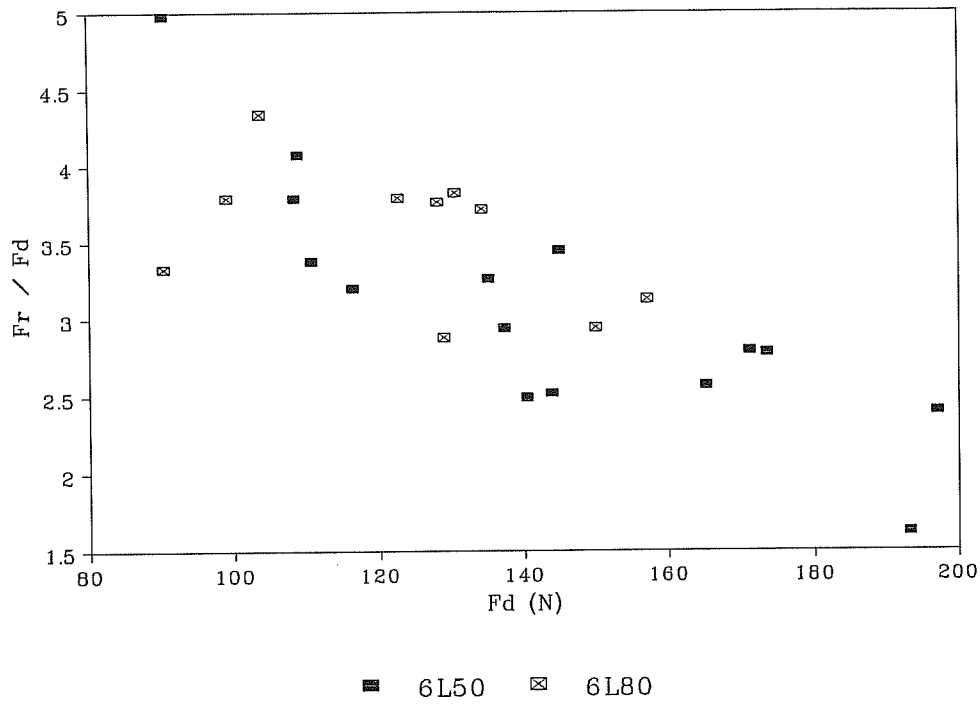


Figure II-3-32 : graphe $F_r / F_d = f(F_d)$ pour le matériau 2.

Cependant, on peut remarquer que certaines éprouvettes se cassent pour des charges et des déformations appliquées nettement plus faibles que d'autres, sans présenter de différence significative en ce qui concerne leurs seuils d'endommagement. L'observation au microscope électronique à balayage des sections de rupture révèle localement une différence d'imprégnation des torons au sein des éprouvettes, comme on peut le voir sur les Figures II-3-33 et II-3-34. Celles ayant supporté des charges à rupture faibles présentent une imprégnation à coeur très réduite, la matrice intra-toron ne jouant alors qu'un rôle mineur. De plus, les pores plus nombreux dans le cas d'une faible imprégnation jouent le rôle de concentrateurs de contraintes et d'amorces de rupture. La rupture parfois précoce est due à la "qualité" des torons. Ainsi, la rupture est bien contrôlée par les torons, alors que l'endommagement est marqué par l'apparition de la fissuration de la gaine matricielle périphérique.

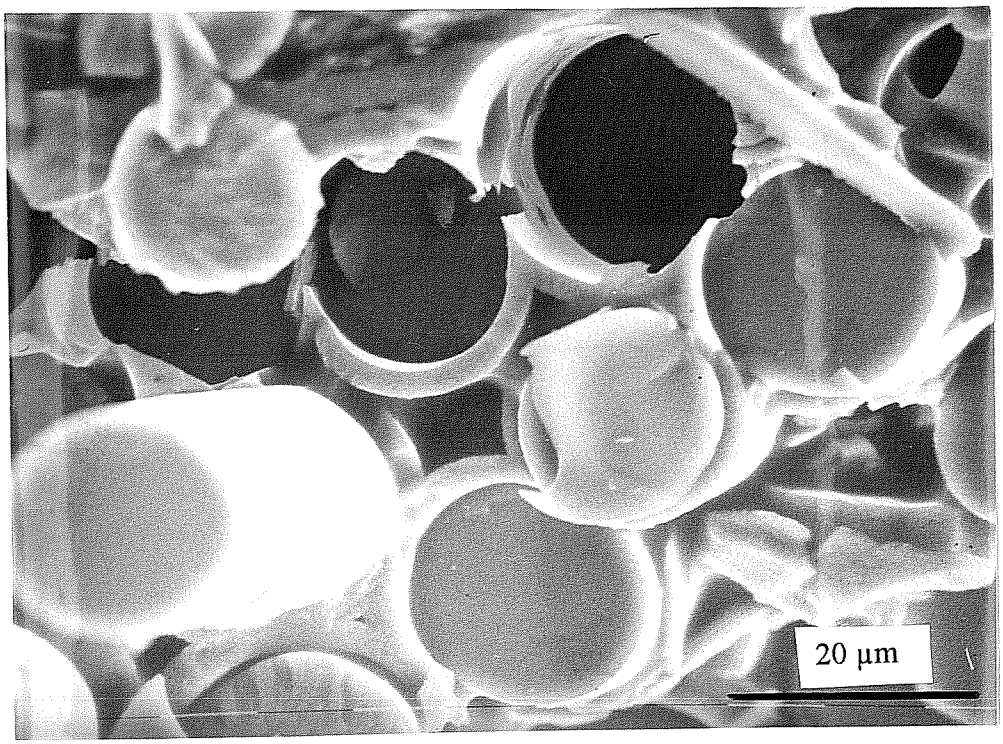


Figure II-3-33 : section de rupture d'une éprouvette de matériau 2 ayant présenté une faible déformation à rupture .

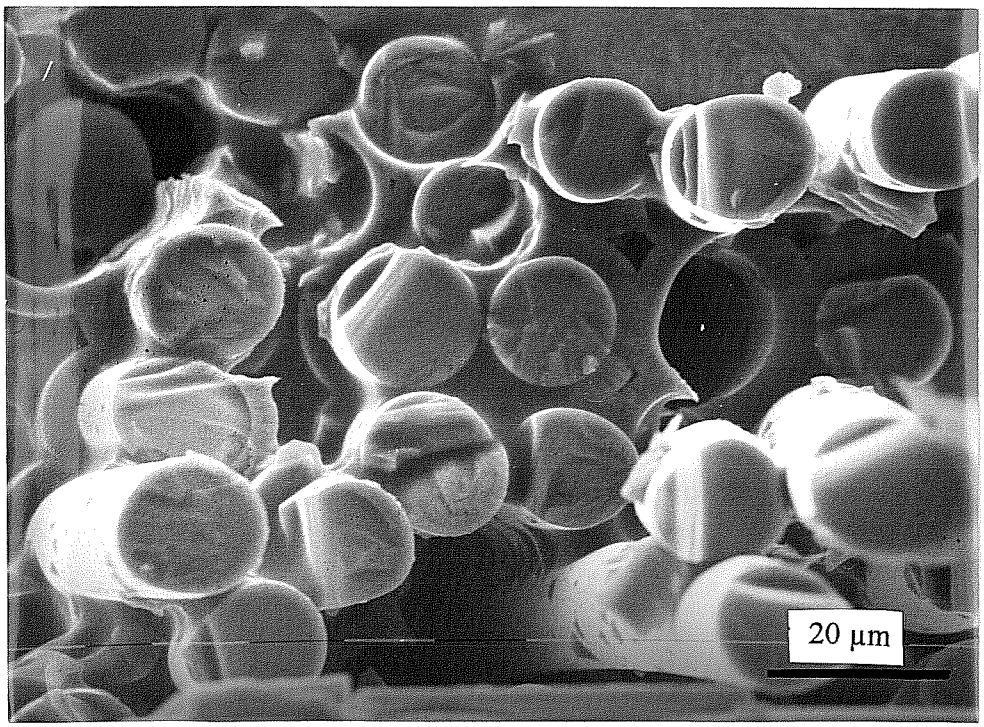


Figure II-3-34 : section de rupture d'une éprouvette de matériau 2 ayant présenté une forte déformation à rupture.

IV- CONCLUSIONS DU DEUXIEME CHAPITRE

Deux matériaux monocouches ont été étudiés : leur différence réside principalement dans leur imprégnation. Le matériau 2 correspond en effet au matériau 1 sur lequel une couche supplémentaire de matrice a été déposée.

Le matériau 1 présente un comportement élastique endommageable. Le premier phénomène important à l'origine de son endommagement est le délaminage se produisant entre torons longitudinaux et transversaux. Mais reste inconnu le pourcentage d'intersections concernées par ce phénomène. Des observations microscopiques supplémentaires seraient nécessaires pour chercher à le déterminer. Puis se développe la fissuration des torons à proprement parler. Il serait intéressant d'effectuer des essais de traction sous microscope électronique à balayage pour mettre en évidence l'enchaînement de ces différents processus d'endommagement. Une dispersion des charges de début d'endommagement et de rupture est observée mais aucun effet de volume significatif n'a été mis en évidence. L'effet structure tend à réduire la dispersion observée au niveau des torons testés isolément.

Le matériau 2 présente également un comportement pouvant, en première approximation, être considéré comme élastique endommageable. Ce matériau commence à s'endommager plus précocement que le matériau 1, c'est-à-dire pour une déformation appliquée inférieure. Le premier phénomène à l'origine de l'endommagement alors est la fissuration de la gaine matricielle supplémentaire. Un effet de volume est observé en ce qui concerne les charges de début d'endommagement. Puis interviennent les causes d'endommagement décrites pour le matériau 1 : délaminages et fissuration des torons. Il serait intéressant de connaître l'importance du rôle joué par la gaine matricielle lors de la phase d'endommagement et de déterminer sa cinétique de fissuration.

Pour les deux matériaux, comme nous venons de le rappeler, les phénomènes à l'origine de l'endommagement sont différents de ceux responsables de la rupture. Dans les deux cas, cette dernière est contrôlée par les torons.

A partir de ces observations, nous allons maintenant chercher à modéliser le comportement mécanique de ces matériaux monocouches.

TROISIEME CHAPITRE:

MODELISATION PAR ELEMENTS FINIS DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU TISSU MONOCOUCHE

Après avoir analysé, dans le chapitre précédent, le comportement mécanique des tissus monocouches et mis en évidence les phénomènes physiques responsables de leur endommagement, nous allons maintenant présenter les modélisations que nous proposons pour décrire le comportement en traction uniaxiale de ces matériaux. L'aspect statistique du comportement de ces derniers est décrit. De cette manière, nous voulons modéliser la dispersion des seuils d'endommagement et de rupture à l'échelle du tissu monocouche.

Dans un premier temps, nous nous intéresserons au matériau 1. Une approche dite "méso-macro" a été adoptée : l'échelle méso correspond aux torons, l'échelle macro au tissu monocouche. La modélisation de ce dernier sera donc essentiellement basée sur le comportement statistique des torons présenté dans le premier chapitre. Le délaminage se produisant entre les torons, phénomène expérimentalement observé, sera également introduit dans le calcul. Une comparaison entre résultats expérimentaux et modélisation sera proposée.

Dans un second temps, nous expliquerons la modélisation adoptée pour le matériau 2. Ce dernier se présente physiquement comme le matériau 1 enrobé dans une gaine matricielle. La modélisation proposée pour ce matériau monocouche sera par conséquent basée sur le comportement du matériau 1, considéré comme un matériau homogène équivalent, et sur celui de la gaine supplémentaire de matrice. Une comparaison entre le calcul et l'expérience sera également effectuée.

Toutes les simulations numériques ont été réalisées avec dans le code de calcul Zébulon est développé au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris.

I- MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU MATERIAU 1 SOLLICITE EN TRACTION UNIAXIALE.

Le matériau 1 est constitué de torons tissés, physiquement très proches des torons étudiés dans le premier chapitre.

Cependant, par rapport à la sollicitation de traction appliquée, il faut distinguer deux types de torons : les torons longitudinaux et transversaux. Les premiers sont sollicités parallèlement à la direction des fibres, les seconds perpendiculairement au renfort. Il est donc nécessaire, dans la modélisation, de représenter ces deux familles de torons, chacune présentant un comportement mécanique distinct lors de la sollicitation de la structure en traction uniaxiale.

Pour le calcul par éléments finis que l'on cherche à réaliser, on peut envisager un maillage de la structure voisin de ceux utilisés par B. Lebon (1993) et L. Guillaumat (1994) dans le cas du matériau SiC/SiC tissé multicouche. Le maillage représente une coupe longitudinale des éprouvettes, le matériau étant alors vu sur sa tranche (Figure III-1-1).

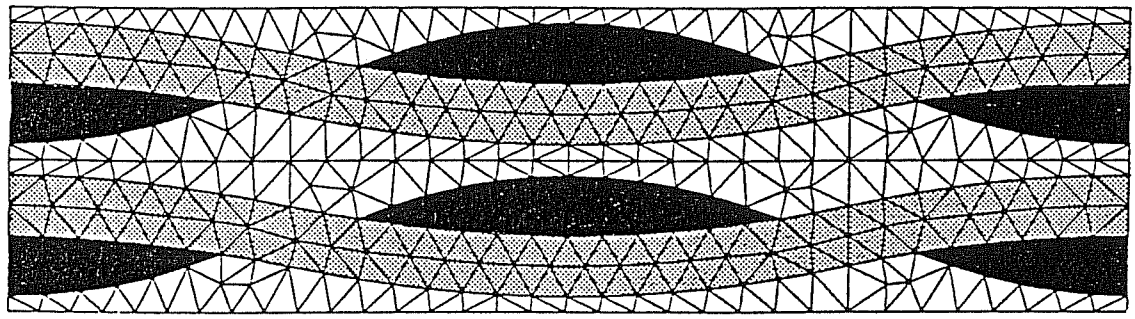


Figure III-1-1 : maillage du matériau SiC/SiC tissé multicouche utilisé par Lebon (1993).

Un des inconvénients posés par l'utilisation d'un maillage de ce type est lié à la nature statistique des calculs que l'on veut réaliser : un tel maillage imposerait, par les conditions limites nécessaires au calcul, des conditions de périodicité statistique sur la longueur et la largeur des éprouvettes. Cet effet limite sérieusement la portée des simulations réalisées, car du point de vue statistique, il est nécessaire de décrire le matériau dans son ensemble. Nous avons donc préféré un maillage qui représente une éprouvette entière vue en surface, comme présenté

sur la Figure III-1-2. Des éléments linéaires rectangles, à quatre noeuds et quatre points de Gauss, ont été utilisés.

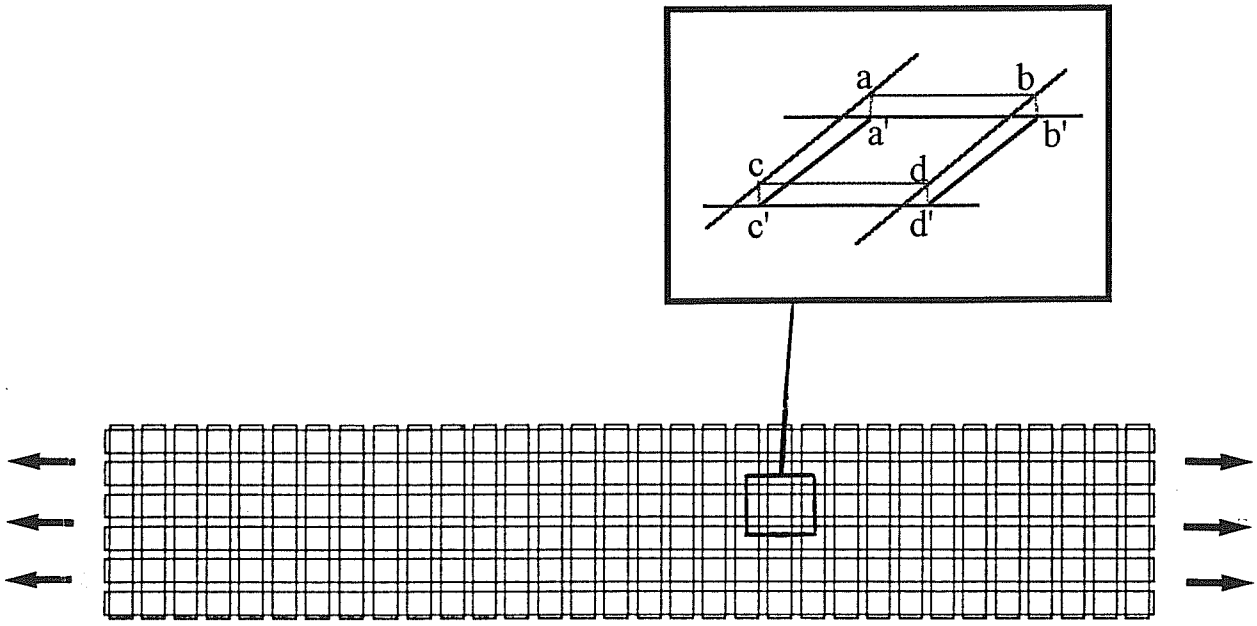


Figure III-1-2 : exemple de maillage utilisé.

Le maillage est constitué ainsi de deux maillages superposés, l'un représentant les différents torons longitudinaux, l'autre les torons transversaux. Les noeuds en correspondance de deux éléments superposés (par exemple a et a', b et b', c et c', d et d', Figure III-1-2) sont liés initialement par des relations dites de "maître-esclave", c'est-à-dire que leurs déplacements, sont imposés égaux. Ceci correspond physiquement à imposer une liaison parfaite entre les torons longitudinaux et transversaux.

La géométrie du maillage est définie par les caractéristiques du tissu déterminées par microscopie optique (Tableau II-1-1). L'ondulation des torons est négligée dans la modélisation. Cette approximation amène, pour l'essentiel, à négliger les contraintes associées à la flexion due au mésalignement des torons par rapport aux contraintes de traction. L'annexe 1 présente un calcul qui permet, dans le cas du matériau monocouche, de valider cette hypothèse.

Nous allons maintenant décrire les données nécessaires à la réalisation des calculs : leur détermination et leur introduction dans un code de calcul par éléments finis. Nous allons donc

présenter les comportements respectifs des torons longitudinaux et transversaux, et traiter le problème de la nature évolutive de leur liaison.

1-1) Données du problème.

Les conditions limites imposées pour les calculs sont indiquées sur la Figure III-1-2 : un déplacement est imposé aux torons longitudinaux. Les calculs sont réalisés avec l'hypothèse de contraintes planes.

1-1-1) Les torons longitudinaux.

Comme vu dans le Chapitre précédent, les torons du tissu sont très proches physiquement (sur le plan de leur composition et de leur structure) des torons isolés étudiés au premier chapitre.

De plus, si l'on néglige les effets de l'ondulation, les torons longitudinaux dans les éprouvettes sont soumis, lors de la sollicitation en traction uniaxiale de la structure, à des efforts comparables à ceux supportés par les torons isolés testés en traction longitudinale. Par conséquent, nous supposerons que la réponse des torons longitudinaux à la sollicitation est comparable à celle de torons isolés. Ils présentent donc un comportement élastique endommageable pouvant être schématisé comme présenté sur la Figure III-1-3.

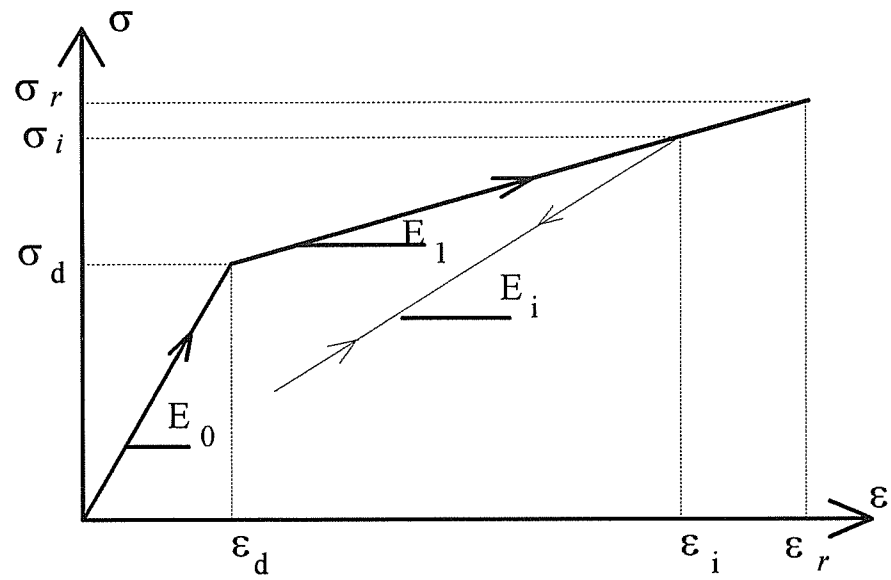


Figure III-1-3 : représentation schématique du comportement des torons longitudinaux.

Le module E_0 caractérise le module longitudinal initial des torons vierges de tout endommagement. Les torons du tissu présentent des taux surfaciques moyens de fibres, de matrice et de pores légèrement différents de ceux rencontrés dans les torons isolés, ainsi leur module initial est déterminé par la loi des mélanges (Chapitre I, équa. 3). On obtient un module égal à *287 GPa.* Cette valeur correspond à un module moyen, utilisé par la suite dans les calculs. Nous supposons par conséquent l'unicité du module des torons au sein du tissu pour la modélisation. Une étude microscopique complémentaire, caractérisant de façon plus précise l'évolution locale des taux surfaciques de fibres, de matrice et de pores dans le tissu, serait intéressante et permettrait, si nécessaire, la prise en compte, dans la modélisation, des variations locales du module des torons.
Les torons peuvent être considérés isotropes en première approximation, dans la phase linéaire élastique : leur module transversal (Chapitre 1, équa. 10), égal à *282 GPa*, est proche de leur module longitudinal. L'isotropie des torons peut se justifier, par ailleurs, par la nature isotrope transverse du composite SiC/SiC tissé multicouche, comme nous le verrons ultérieurement dans le quatrième Chapitre.
La pente de la phase d'endommagement E_1 est choisie égale à *55 GPa,* valeur généralement observée expérimentalement lors des essais de traction sur les torons isolés.

Ce comportement est déterminé à partir d'essais de traction, réalisés sur les torons isolés. Notre étude est donc exclusivement uniaxiale et permet uniquement d'obtenir le comportement du tissu selon la direction de sollicitation.

Deux possibilités ont été envisagées pour introduire un comportement de ce type dans un code de calcul par éléments finis : un calcul dit d'endommagement en "tout ou rien" et un calcul "d'endommagement continu".

Le principe de *l'endommagement en "tout ou rien"* consiste à réaliser un calcul élastique incrémental : la structure est soumise à un déplacement total imposé en un nombre fixé d'incréments.
A un incrément de calcul i donné, le tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}^i$ dans un élément donné est calculé comme suit :

$$\boldsymbol{\sigma}^i = \boldsymbol{\sigma}^{i-1} + d\boldsymbol{\sigma}^i \qquad \text{(équa. 1)}$$

Le calcul étant réalisé en élasticité isotrope, l'incrément de contrainte $d\boldsymbol{\sigma}^i$ est alors défini par :

$$d\boldsymbol{\sigma}^i = \mathbf{K}^i \, d\boldsymbol{\varepsilon}^i \qquad \text{(équa. 2)}$$

avec - $d\varepsilon^i$: incrément de déformation observé sur le pas de temps considéré

- $\mathbf{K}^i$: matrice de rigidité élastique fonction de :

ν^i : coefficient de Poisson (0.25)

E^i : module d'Young

Le module d'Young E^i dépend de l'état du matériau à l'incrément de calcul i considéré, on a :

E^i égal à $\quad * E_0$ lorsque $\bar{\sigma}_p{}^{i-1} \leq \sigma_d$: élément sain

$\quad * E_1$ lorsque $\bar{\sigma}_p{}^{i-1} > \sigma_d$: élément endommagé

Notation : $\bar{\sigma}_p{}^j$ est la contrainte principale maximale déterminée aux points de Gauss de l'élément considéré, à l'incrément j. Nous expliquerons ultérieurement le déroulement effectif du calcul.

Le matériau étant isotrope, donc défini par un seul module, l'endommagement sera par cette méthode également supposé isotrope. Ceci est acceptable, étant donné le caractère exclusivement uniaxial des interprétations, qui seront ultérieurement effectuées.

A un incrément i donné, lorsque $\bar{\sigma}_p{}^{i-1} \geq \sigma_r$, le stade de rupture ultime du matériau est atteint. Le module E^i est alors fixé à une valeur très faible (1 MPa) et le tenseur des contraintes σ^{i-1} est imposé nul pour le calcul des contraintes à l'incrément i.

Mais cette programmation en "tout ou rien" de l'endommagement implique l'impossibilité de simuler des essais de chargement-déchargement. En effet, le module effectif du toron, à un instant donné, au cours de la phase d'endommagement, est inconnu.

L'endommagement continu permet de pallier cet inconvénient. Dans ce cas, le comportement endommageable des torons longitudinaux est introduit par l'intermédiaire de la fonction dommage couplée à un critère énergétique. Un calcul incrémental est également utilisé dans ce cas.
Lorsque le matériau s'endommage, une chute de la rigidité globale de la structure est observée. Cette dernière est fonction du niveau d'endommagement alors atteint au sein de l'éprouvette testée comme le montrent les schémas suivants (Figure III-1-4) et est caractérisée par la variable d'endommagement D définie précédemment (Chapitre I, équa. 25).

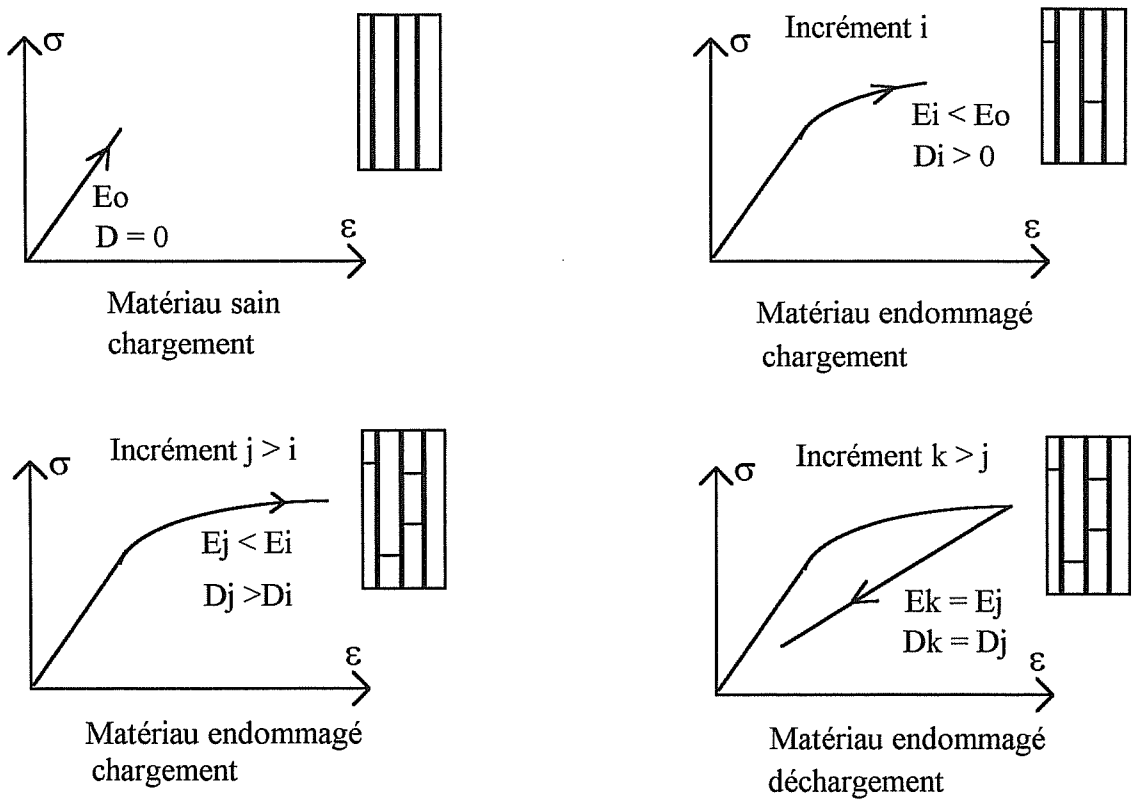


Figure III-1-4 : représentation schématique de l'évolution de l'endommagement, évolutions du module E et du dommage D.

La chute de rigidité globale observée au cours de la phase d'endommagement est liée au niveau d'endommagement du matériau à un instant donné, et dépend par conséquent de la contrainte maximale à laquelle a été soumise la structure au cours de son histoire. Le matériau étudié étant élastique endommageable, aucun endommagement supplémentaire n'est créé lors d'un déchargement de la structure, mais cette dernière garde toutefois en mémoire l'histoire de son chargement antérieur. Il faut par conséquent connaître, à un incrément de calcul donné, le chargement maximal auquel a été soumis l'éprouvette. Un critère énergétique a pour cela été défini. On détermine ainsi au cours des incréments de calcul le niveau d'énergie élastique maximal ayant été atteint. Ce dernier est caractérisé par le taux de restitution d'énergie élastique -Y défini comme suit (Lemaitre et Chaboche, 1985) :

$$-Y = \frac{1}{2}\,\boldsymbol{\sigma}:\boldsymbol{\varepsilon} \qquad \text{(équa. 3)}$$

avec $\boldsymbol{\sigma}$, $\boldsymbol{\varepsilon}$ respectivement tenseur des contraintes et tenseur des déformations.

Or, en élasticité isotrope, nous avons : $\boldsymbol{\sigma} = \lambda\, \mathrm{tr}\, \boldsymbol{\varepsilon}\, \mathbf{I} + 2\,\mu\,\boldsymbol{\varepsilon}$ (équa. 4)

λ et μ étant les coefficients de Lamé définis comme suit :

$$\mu = \frac{1}{2}\frac{E_0}{1+\nu} \qquad \lambda = \frac{2\mu\nu}{1-2\nu}$$

On trouve alors aisément, par substitution de l'équation 4 dans l'équation 3, les relations suivantes :

$$\sqrt{-Y} = \sqrt{\frac{1}{2}\left[\lambda\,(\mathrm{tr}\,\varepsilon)^2 + 2\mu\,\mathrm{tr}(\varepsilon)^2\right]} \qquad \text{(équa. 5)}$$

soit, en traction uniaxiale :

$$\sqrt{-Y} = \sqrt{\frac{1}{2}E_0\,\varepsilon^2} \qquad \text{(équa. 6)}$$

Au seuil d'endommagement, le taux de restitution d'énergie atteint la valeur $-Y_d$ telle que :

$$\sqrt{-Y_d} = \sqrt{\frac{1}{2}E_0\,{\varepsilon_d}^2} = \sqrt{\frac{1}{2}\frac{\sigma_d^2}{E_0}} \qquad \text{(équa. 7)}$$

Ainsi, dans le cas d'un endommagement supposé isotrope, le tenseur des contraintes dans un élément donné est égal à :

$$\sigma = K_0\,(1\text{-}D)\,\varepsilon \qquad \text{(équa. 8)}$$

où - $K_0(E_0, \nu)$ est la matrice de rigidité du matériau sain.

- Le scalaire D caractérise donc le niveau d'endommagement alors observé dans l'élément considéré et est fonction du taux maximal de restitution d'énergie $-Y_{max}$ détecté jusqu'à ce pas de temps dans la structure :

$$-Y_{max}(t) = \underset{\tau \le t}{\mathrm{Max}}(-Y(\tau)) \qquad \text{Y défini par l'équation 5.}$$

Dans l'élément considéré :

- *Si* $-Y_{max}$ *est inférieur à* $-Y_d$, aucun endommagement n'est encore perçu dans l'élément et D = 0. On se trouve dans la phase linéaire élastique de la courbe de comportement, on a alors : $\sigma = K_0\,\varepsilon$

- *Si $-Y_{max}$ est supérieur à $-Y_d$* , le seuil d'endommagement est dépassé et D est non nul. Or, comme vu antérieurement, pour une déformation monotone ε appliquée suivant la direction de sollicitation, le dommage s'écrit sous la forme suivante :

$$D = 1 + \frac{\varepsilon_d}{\varepsilon}\left(\frac{E_1}{E_0} - 1\right) - \frac{E_1}{E_0} \qquad \text{(Chapitre I, équa. 30)}$$

Etant données les remarques précédentes concernant l'évolution du dommage au sein de la structure, on peut alors, à partir de l'équation 6, écrire de façon plus générale, dans le cas d'un endommagement isotrope :

$$D = \left(1 - \frac{E_1}{E_0}\right)\left(1 - \frac{\sigma_d}{\sqrt{-2E_0 Y_{max}}}\right) \qquad \text{(équa. 9)}$$

- *La rupture ultime* se produit lorsque la déformation à rupture est atteinte. On connaît expérimentalement la déformation à rupture uniaxiale ε_r dans la direction de sollicitation. Pratiquement, il faut donc comparer $\sqrt{tr(\varepsilon^2)}$ avec $\sqrt{1+2\nu^2}\ \varepsilon_r$.

Dans ce cas, le dommage est alors fixé à une valeur très proche de 1, ce qui implique un tenseur des contraintes nul : $D = 1 \quad \rightarrow \quad \sigma = 0$

Cette modélisation du comportement des torons permet la simulation d'essais de chargement-déchargement, mais ces calculs en "endommagement continu" sont non linéaires et donc plus longs que ceux réalisés selon la technique d'endommagement en "tout ou rien". Des résultats identiques sont fournis par les deux méthodes de programmation lors de la simulation d'essais de traction monotone. Par conséquent, pratiquement, la première méthode citée sera utilisée pour obtenir les distributions résultantes des charges de début d'endommagement et de rupture, alors que la technique "d'endommagement continu" sera employée pour déterminer l'endommagement résultant au sein de la structure.
De plus, la méthode "d'endommagement continu" permet d'effectuer un endommagement non isotrope, la variable d'endommagement D pouvant être appliquée uniquement sur une composante particulière du tenseur des déformations.

Nous venons de voir comment introduire dans un code de calcul par éléments finis une loi de comportement de type élastique endommageable, caractérisée par une contrainte de début d'endommagement et un seuil de rupture. Mais on observe expérimentalement une dispersion importante de ces seuils et pour décrire correctement le comportement des torons longitudinaux, il est nécessaire d'introduire ces dispersions dans la modélisation.

En ce qui concerne les seuils d'endommagement, une statistique de densité critique de défauts permet de décrire de façon acceptable la dispersion et l'effet de volume observés (Chapitre I, Partie III). L'endommagement des torons ne commence pas avant qu'une certaine densité θ_c de défauts (0.628 défauts/mm^3) ne soit atteinte en leur sein. La présence d'un nombre critique de défauts $N_c = \theta_c V$ est donc autorisée dans le volume V de matériau avant endommagement. Chaque toron longitudinal est alors divisé en N_c sous-volumes statistiques contigus contenant chacun un défaut critique. Chaque sous-volume est ainsi caractérisé par le volume V_{stat} égal à 1.59 mm^3.
Chaque élément fini appartenant à un même volume statistique possède la même contrainte de début d'endommagement σ_d répondant à la statistique correspondante. La Figure III-1-5 représente schématiquement la superposition de ce "maillage statistique" au maillage nécessaire au calcul par éléments finis d'un toron.

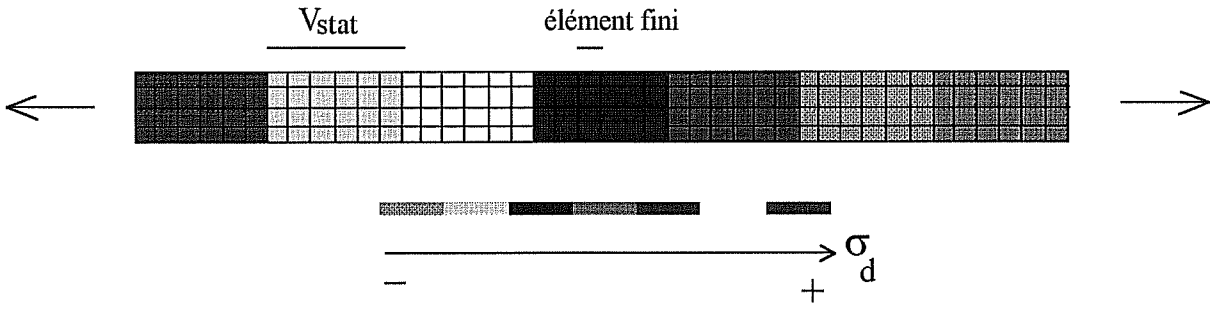


Figure III-1-5 : exemple d'une distribution de seuils aléatoires de début d'endommagement sur le maillage d'un toron longitudinal.

En ce qui concerne la rupture, aucun effet de volume n'a été expérimentalement mis en évidence. Nous avons donc choisi, pour localiser au maximum la rupture, d'imposer une contrainte à rupture différente dans chaque élément fini.
Par ailleurs la rupture ultime ne se produit pas avant l'atteinte d'un certain niveau d'endommagement au sein du toron. On observe en effet expérimentalement l'inégalité suivante :

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_d} \geq 1.5 \qquad \text{(Chapitre I, équa. 32)}$$

Par conséquent, numériquement, la contrainte à rupture σ_r dans un élément ielem donné, répondant à la statistique de rupture des torons décrite dans le premier chapitre, doit vérifier de plus l'inégalité suivante :

$$\sigma_r(\text{ielem}) > 1.5 \sup_{i=1,N_c} \sigma_d(i) \qquad \text{(équa. 10)}$$

N_c : nombre de sous-volumes "statistiques" le long d'un toron longitudinal.

l'endommagement d'un toron étant effectif uniquement lorsque les N_c défauts critiques qu'il contient sont activés.

A chaque élément fini sont donc associées des contraintes de début d'endommagement et de rupture, obtenues à partir des statistiques appropriées. Ces données sont introduites dans la modélisation du tissu monocouche pour décrire le comportement des torons longitudinaux. Elles seront ultérieurement validées par le calcul d'un toron isolé sollicité en traction.

1-1-2) Les torons transversaux.

En raison de difficultés expérimentales, le comportement des torons sollicités perpendiculairement à la direction du renfort n'a pu être déterminé. Les torons transversaux sont alors supposés présenter un comportement purement élastique fragile. En effet, dès qu'une fissure s'amorce au sein de ces torons, rien ne peut la stopper, les fibres ne jouant pas leur rôle de renfort lors d'une telle sollicitation. Le comportement des torons transversaux peut donc être schématisé comme représenté ci-dessous Figure III-1-6.

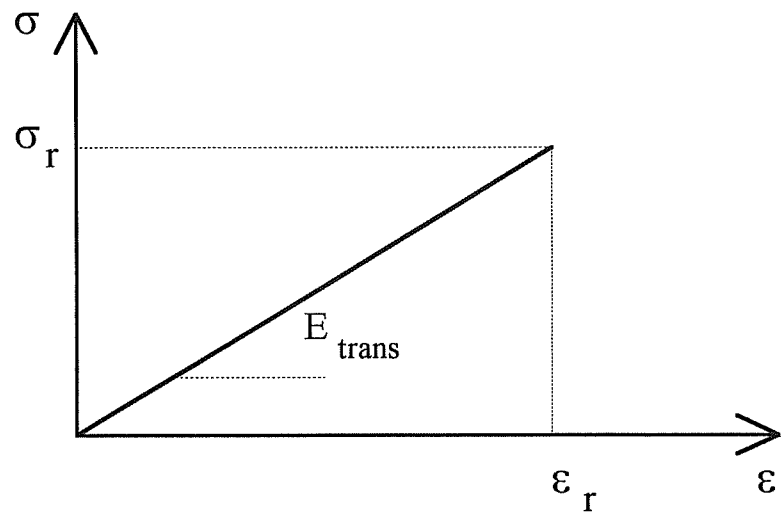


Figure III-1-6 : comportement schématique des torons transversaux.

Le module des torons sollicités dans le sens transversal, estimé d'après une loi des mélanges, est de 282 GPa (Chapitre I, équa. 10). Les torons transversaux peuvent être, de même que les torons longitudinaux, considérés en première approximation comme isotropes.

Par ailleurs, de par le type de maillage utilisé pour représenter la structure, des niveaux de contraintes très proches seraient alors supportés par les torons longitudinaux et transversaux : des déplacements identiques étant imposés aux noeuds en correspondance de deux torons superposés. Ce cas de figure serait très pénalisant par rapport à la réalité pour la sollicitation des torons transverses. En effet, expérimentalement, les torons transversaux supportent une part de la charge globale appliquée à la structure uniquement par l'intermédiaire de leur surface de contact avec les torons longitudinaux, l'effort n'étant appliqué que sur ces derniers. Nous avons ainsi été conduits à déterminer un "module équivalent" pour les torons transversaux permettant de prendre en compte ce phénomène dans la modélisation.
Ainsi, une représentation très schématique (Figure III-1-7) de la zone de superposition entre un toron longitudinal et un toron transversal, supposant une liaison parfaite entre les torons sur toute leur surface de contact, a été employée pour appréhender ce phénomène.

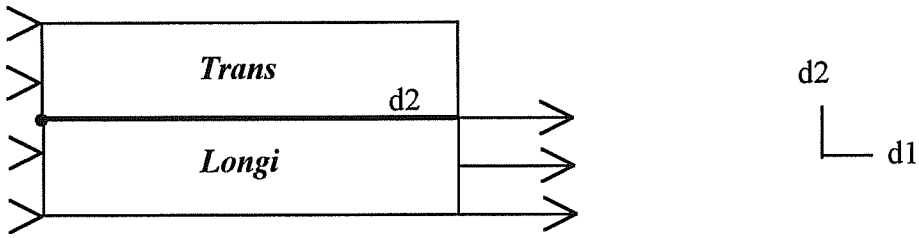


Figure III-1-7 : schéma du maillage utilisé pour représenter la zone de superposition entre un toron longitudinal et un toron transversal.

Un déplacement est imposé sur le toron longitudinal uniquement; pour des raisons de symétrie seule la moitié de cette zone de superposition est représentée. Les modules d'Young des torons longitudinal et transversal sont respectivement de 287 GPa et 282 GPa. Le calcul est réalisé en contraintes planes.
On définit la contrainte et la déformation homogénéisées dans le toron transversal (ou longitudinal) par les relations suivantes :

$$\sigma_{homo} = \frac{\sum_{i=1}^{nelem} \sigma_i S_i}{\sum_{i=1}^{nelem} S_i} \qquad \varepsilon_{homo} = \frac{\sum_{i=1}^{nelem} \varepsilon_i S_i}{\sum_{i=1}^{nelem} S_i}$$

avec : - nelem : nombre total d'éléments du toron transversal (ou longitudinal)
- S_i : surface de l'élément i considéré
- σ_i, ε_i : contrainte et déformation selon la direction de sollicitation dans l'élément i

Le maillage utilisé pour représenter le tissu imposant une déformation identique aux torons longitudinaux et transversaux dans les zones de superposition, il est donc nécessaire de déterminer, comme suit, un module équivalent pour les torons transversaux à utiliser dans la modélisation du tissu :

$$E_{trans} = E_{équi.}^{trans} = \frac{\sigma_{homo}^{trans}}{\varepsilon_{homo}^{longi}}$$

On obtient ainsi un module : $E_{trans} = 169.7\ GPa$. On prend ainsi en compte dans la modélisation le fait que les torons transversaux ne sont pas sollicités de la même façon que les torons longitudinaux de par leur liaison surfacique à ceux-ci.

Le comportement des torons transversaux est supposé purement élastique fragile. La modélisation d'un tel comportement est simple et les deux techniques précédemment décrites pour introduire le comportement des torons longitudinaux dans un code de calcul par éléments finis peuvent être employées, la phase d'endommagement n'existe pas dans ce cas : $\sigma_d = \sigma_r$.

La rupture de ces torons est gouvernée par la matrice. A partir des essais de traction longitudinale réalisés sur les torons, on a pu déterminer, comme vu dans le premier Chapitre, les contraintes à rupture de la matrice au sein des torons. Ces dernières sont aléatoires et une statistique de densité critique de défauts permet, comme dans le cas des contraintes de début d'endommagement des torons longitudinaux, de bien décrire la dispersion alors expérimentalement observée. Un toron transversal est donc subdivisé en sous-volumes statistiques (seul le volume de matrice et de pores présent au sein du toron est considéré) contenant chacun un défaut critique. Comme précédemment expliqué pour les torons longitudinaux, chaque élément fini d'un même sous-volume statistique possède la même contrainte à rupture répondant à la statistique appropriée. Dans ce cas, le volume statistique utilisé est égal à 1.39 mm^3 ($\theta_c = 0.718$ défauts/mm^3).

En utilisant, pour décrire la contrainte à rupture des torons transversaux, les contraintes à rupture de la matrice déterminées par des essais de traction longitudinale réalisés sur les torons, on suppose implicitement l'isotropie de la matrice vis à vis de ces défauts. Or, physiquement, les pores, présents au sein de la matrice, sont orientés préférentiellement le long des fibres. Ils sont donc plus critiques, en terme de mécanique de la rupture, lorsque les torons sont sollicités perpendiculairement à la direction du renfort. Les contraintes à rupture des torons transversaux sont probablement surestimées par cette approximation, d'autant plus que ces contraintes à rupture de la matrice correspondent aux contraintes d'apparition de la première fissure matricielle.

1-1-3) La liaison entre torons longitudinaux et transversaux.

Comme vu dans le deuxième Chapitre, on observe expérimentalement un délaminage entre les torons longitudinaux et transversaux. Il est donc intéressant dans la modélisation du tissu monocouche de pouvoir introduire ce phénomène. Mais il est là aussi difficile d'avoir accès directement, via l'expérience, aux données nécessaires, à savoir le taux d'intersections délaminées et les contraintes locales auxquelles se produisent ces ruptures. Nous avons par conséquent cherché à estimer ces données numériquement.

En ce qui concerne le taux d'intersections délaminées, nous avons fait l'hypothèse que le délaminage est le seul phénomène responsable de l'endommagement de la structure avant que les torons longitudinaux ne commencent à s'endommager. Ceci peut se justifier en partie par le niveau de contrainte observé dans les torons transversaux par rapport aux longitudinaux, et par la microstructure du matériau. Ainsi, par comparaison entre les fonctions dommage-déformation obtenues expérimentalement pour les torons isolés et pour le matériau 1 (Figure II-3-13), on s'aperçoit que le délaminage est alors responsable à lui seul d'un dommage de 0.23 environ. Etant données les hypothèses faites, cette valeur peut être surestimée (d'autres causes d'endommagement pouvant intervenir simultanément) ou sous-estimée (des délaminages pouvant encore avoir lieu après le début d'endommagement des torons longitudinaux).
Par ailleurs, on peut, comme nous le verrons ultérieurement, réaliser un calcul de la structure en considérant une liaison parfaite entre les torons ou en relâchant aléatoirement un pourcentage donné d'intersections, ceci dès le début du calcul, aucune autre source d'endommagement (telle que la fissuration des torons par exemple) n'étant autorisée. On peut alors déterminer la complaisance de l'éprouvette correspondant à un pourcentage donné d'intersections délaminées, et ainsi étudier la variation du dommage D en fonction du taux de liaisons délaminées :

$$D = \frac{C_i - C_0}{C_i}$$

avec : C_0 : complaisance de l'éprouvette sans délaminage.

C_i : complaisance de l'éprouvette présentant x% d'intersections délaminées.

La Figure III-1-8 présente l'évolution ainsi obtenue du dommage en fonction du pourcentage d'intersections délaminées.

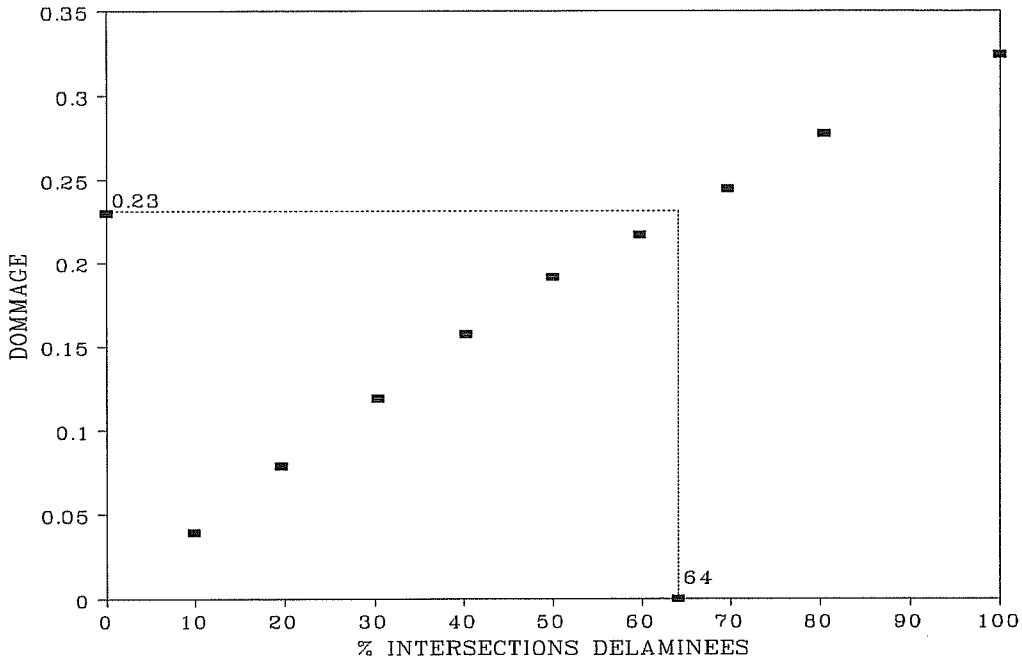


Figure III-1-8 : dommage engendré par les délaminages inter-torons uniquement.

Les délaminages étant supposés responsables d'un endommagement de 0.23, on trouve ainsi, en moyenne, que *64 %* des intersections entre les torons longitudinaux et transversaux se délaminent au cours des essais de traction : cette valeur serait bien sûr à confirmer par des observations microscopiques complémentaires. Par ailleurs, on remarque que le délaminage de 100 % des liaisons entre les torons conduirait à un dommage D = 0.32 environ, ce qui rend compte de l'influence des torons transversaux sur la rigidité globale de la structure.

Il est également nécessaire de déterminer les contraintes auxquelles se produisent ces délaminages, et de définir ainsi la cinétique du délaminage des intersections au sein du tissu.
A partir de la fonction dommage - charge appliquée, il est possible de déterminer, comme suit, les charges macroscopiques auxquelles vont se produire les délaminages successifs des intersections entre torons perpendiculaires. Pour ce matériau monocouche 1, nous connaissons

en effet l'évolution du dommage en fonction de la charge appliquée, pour un seuil d'endommagement, détecté par émission acoustique, donné (Chapitre II, équa. 2).
Les délaminages concernent 64 % des intersections. Il faut donc délaminer au total X intersections : $X = 0.64 * n_{longi} * n_{trans}$, avec n_{longi} et n_{trans} respectivement les nombres de torons longitudinaux et transversaux constituant l'éprouvette.
On procède alors comme suit. Le délaminage de la $i^{ème}$ intersection ($1 \leq i \leq X$) correspond à n % d'intersections délaminées, soit :

$$n\,\% = \frac{100\,i}{n_{longi}\ n_{trans}} \xrightarrow{D = f(\%\ \text{intersections délaminées})} D_i \xrightarrow{D = f(F_{macro})} F_{i.delam}$$

avec D_i : dommage engendré par le délaminage de i intersections.
$F_{i.delam.}$: charge macroscopique à laquelle se produit le délaminage de la $i^{ème}$ intersection.

Mais, pour la modélisation, il faut définir des contraintes locales à affecter aux éléments concernés par le délaminage, contraintes à dépasser pour que ce phénomène se produise. Nous avons choisi d'affecter ces contraintes de délaminage aux éléments des torons transversaux. L'annexe 2 présente la détermination du paramètre permettant de passer des charges macroscopiques ($F_{i.delam.}$) aux contraintes locales correspondantes ($\sigma_{i.loc.delam.}$).
Nous avons ainsi, pour une éprouvette de 50 ou 80 mm de longueur, contenant 6 torons longitudinaux, la relation suivante vérifiée :

$$\sigma_{i.loc.delam.} = 0.245\ F_{i.delam.}$$

Dans le cas d'une éprouvette contenant 9 torons longitudinaux et de 80 mm de longueur, on a :

$$\sigma_{i.loc.delam.} = 0.163\ F_i$$

Remarque : $0.163 = 0.245 * (6 / 9)$
N'ayant par ailleurs observé expérimentalement aucun effet de volume en ce qui concerne les seuils d'endommagement pour le matériau 1 : $F_d(6L50, 6L80) = F_d(9L80) * 6 / 9$, nous avons donc, quelle que soit la géométrie étudiée, la même distribution de contraintes locales de délaminage.

Ne devant délaminer que 64 % des intersections, ces contraintes locales de délaminages seront affectées aléatoirement à certaines intersections. Chaque élément fini d'une même intersection possède la même contrainte de délaminage.

Le maillage utilisé est constitué de la superposition de deux maillages : l'un correspondant aux torons longitudinaux, l'autre aux torons transversaux. Les noeuds en correspondance de deux éléments finis superposés sont assujettis à se déplacer conjointement.

Si, lors du chargement, la contrainte principale maximale dans un élément dépasse la contrainte de délaminage qui lui est associée, on autorise le glissement entre les éléments superposés considérés (on relâche la condition de "maître-esclave" les reliant). Ces éléments peuvent alors se déformer indépendamment l'un de l'autre, sans exercer de contraintes l'un sur l'autre (glissement libre).

1-2) Réalisation des calculs.

Nous avons maintenant à notre disposition les données nécessaires à la modélisation du tissu monocouche. Comme nous venons de le voir, nous avons deux principales familles d'éléments finis : les éléments des torons longitudinaux et ceux des torons transversaux.

Les éléments des torons longitudinaux présentent un comportement élastique endommageable défini par des seuils d'endommagement et de rupture aléatoires. Par contre, les éléments des torons transversaux possèdent un comportement élastique fragile caractérisé par des contraintes à rupture aléatoires. A certains de ces éléments choisis aléatoirement (64 % des intersections avec les torons longitudinaux), des contraintes de délaminage sont associées.

Un pré-processeur "TISALEA" permet de déterminer les contraintes de début d'endommagement, de rupture et de délaminage, qui seront associées aux divers éléments du maillage. Le fonctionnement de TISALEA fait appel à différents sous-programmes :
-"Généaléa" : permet la génération de valeurs aléatoires comprises entre 0 et 1. L'utilisateur doit introduire initialement un germe qui servira à leur génération. Ce germe sera incrémenté automatiquement à chaque nouvel appel de Généaléa.
-"Densité" : permet la détermination de contraintes répondant à une statistique de densité critique de défauts. Il nécessite la connaissance des paramètres de la statistique (m, σ_0, θ_c) et du volume V considéré.
-"Rupture" : génère les contraintes à rupture aléatoires des torons longitudinaux.
-"Délaminage" : détermine, comme son nom l'indique, les contraintes de délaminage des intersections entre les torons longitudinaux et transversaux, comme précédemment expliqué.
-"Distrialea" : détermine les intersections qui seront concernées par le délaminage, donc les éléments des torons transversaux, auxquels seront affectées les contraintes de délaminage générées par "Délaminage".

Comme précédemment expliqué, chaque toron longitudinal est divisé, en ce qui concerne les seuils d'endommagement, en "sous-volumes statistiques" de volume V_{stat} . TISALEA détermine alors le nombre total de sous-volumes statistiques. Pour chaque volume statistique,

on fait appel à "Généaléa", qui fournit une valeur aléatoire identifiée à une probabilité de début d'endommagement. "Densité" détermine ensuite la contrainte de début d'endommagement correspondant à cette probabilité, les paramètres m, σ_0 et θ_c appropriés étant considérés. Cette contrainte de début d'endommagement est affectée à chaque élément fini contenu dans le volume statistique considéré. Puis, pour chaque élément fini des torons longitudinaux, on fait à nouveau appel à "Généaléa", qui fournit une valeur aléatoire, qui est dans ce cas assimilée à une probabilité de rupture. "Rupture" détermine alors la contrainte de rupture correspondante. Ce tirage de contraintes à rupture est toutefois conditionnel car la rupture ne peut intervenir que lorsqu'un certain niveau d'endommagement est atteint (équa. 10).
En ce qui concerne les contraintes à rupture des torons transversaux, on procède de la même façon que pour les seuils d'endommagement des torons longitudinaux, "Densité" utilisant les paramètres m, σ_0, θ_c et V alors appropriés.
Par ailleurs, TISALEA calcule le nombre total d'intersections au sein de l'éprouvette. "Délaminage" détermine les contraintes locales dans les torons transversaux, pour lesquelles vont se produire les délaminages entre les torons. Pour cela, ce sous-programme fait appel à "Généaléa" pour déterminer le seuil de la fonction dommage - charge appliquée. "Distrialea" détermine alors parmi toutes les intersections celles qui seront concernées par le délaminage. La contrainte de délaminage d'une intersection est affectée à chacun des éléments finis du toron transversal correspondant à cette intersection.
TISALEA fournit donc deux fichiers : "longialea.dat" et "transalea.dat" contenant respectivement les contraintes de début d'endommagement et de rupture pour l'ensemble des éléments des torons longitudinaux, et les contraintes à rupture et de délaminage associées aux éléments des torons transversaux.

Comme nous l'avons vu précédemment, le calcul réalisé est incrémental. Initialement, sont affectées aux différents éléments les données mécaniques (module d'Young et coefficient de Poisson) des matériaux sains en fonction de leur appartenance aux torons longitudinaux ou transversaux. La lecture des données statistiques associées aux différents éléments via les fichiers "longialea.dat" et "transalea.dat", permet d'affecter à chaque élément fini un comportement mécanique propre. Le calcul de la structure est réalisé suivant les deux méthodes précédemment explicitées : endommagement en "tout ou rien" ou endommagement "continu". Au cours des incréments de calcul, différents "états" peuvent être rencontrés au sein de la structure : les éléments des torons longitudinaux peuvent être sains, endommagés, cassés et les éléments des torons transversaux sains et cassés. La nature des liaisons entre les torons est également évolutive : elles peuvent être parfaites ou délaminées.

Le calcul fournit le comportement du tissu monocouche. Pour un germe donné, donc pour une distribution de contraintes aléatoires fixée, on peut tracer la courbe charge-

déformation résultante. Pour différents germes, diverses courbes résultantes sont obtenues. On définit ainsi un faisceau de courbes de comportement possibles. Ainsi, il est possible de déterminer les dispersions des résultats de calcul concernant les seuils d'endommagement et de rupture macroscopiques (à l'échelle du tissu), distributions comparables aux résultats expérimentaux. Pour chaque géométrie d'éprouvette, une vingtaine de simulations aléatoires a été réalisée. De plus, via un calcul d'endommagement "continu", on peut déterminer, par la simulation d'essais de chargement-déchargement, les fonctions dommage $D = f(\varepsilon)$ et $D = f(F)$, pouvant être comparées à l'expérience.

1-3) Résultats de la modélisation.

Nous allons maintenant présenter les résultats de la modélisation et les confronter à l'expérience. Dans un premier temps, la modélisation d'un toron isolé est réalisée pour valider les données introduites dans le calcul par éléments finis : le toron constitue en effet la base du modèle proposé.

1-3-1) Validation des données : modélisation des torons.

Ainsi, dans le but de vérifier les données introduites dans la modélisation du tissu monocouche (matériau 1) au niveau des torons longitudinaux et de valider la procédure numérique employée, nous avons simulé le comportement d'un toron isolé, sollicité en traction longitudinale. Il est en effet nécessaire de vérifier que le comportement ainsi modélisé correspond bien à celui présenté expérimentalement par les torons, et que les dispersions expérimentales des seuils d'endommagement et de rupture sont bien reproduites. Le calcul est effectué en utilisant les techniques d'endommagement en "tout ou rien" et d'endommagement "continu". Les deux longueurs de torons étudiées expérimentalement ont été simulées, pour valider l'introduction des statistiques dans le calcul par éléments finis.

Le toron est représenté par un rectangle, de largeur 1.1 mm, de longueur 50 ou 180 mm. Des maillages différents de la structure ont été réalisés pour vérifier l'indépendance des résultats de la modélisation par rapport à la finesse du maillage. Le Tableau III-1-1 récapitule, pour les deux longueurs étudiées, les différents découpages effectués (declong et declarg représentent respectivement le nombre d'éléments finis observés sur la longueur et la largeur du maillage du toron). Comme vu précédemment, le toron est subdivisé en N_c sous-volumes statistiques nécessaires à la distribution des seuils d'endommagement aléatoires : le nombre de sous-volume statistiques observés sur la longueur des torons est indiqué dans le Tableau III-1-1.

	declong declarg					N_c
torons 180 mm	a 240 1	b 240 3	c 240 12	d 300 3	e 180 6	24
torons 50 mm	f 300 3	g 140 3				6

Tableau III-1-1: découpages des maillages utilisés pour le calcul des torons

Pour chaque maillage étudié, une vingtaine de calculs a été réalisée pour définir les distributions des contraintes de début d'endommagement et de rupture résultantes : le germe nécessaire à la génération initiale des valeurs aléatoires est modifié à chaque nouveau calcul. La valeur du module initial E_0 introduit dans le calcul est 293 GPa.

La Figure III-1-9 représente une courbe type de comportement obtenue lors de la modélisation d'un toron de longueur 180 mm sollicité en traction monotone. La contrainte est égale à la charge résultante appliquée au toron divisée par la section de ce dernier (0.223 mm^2).

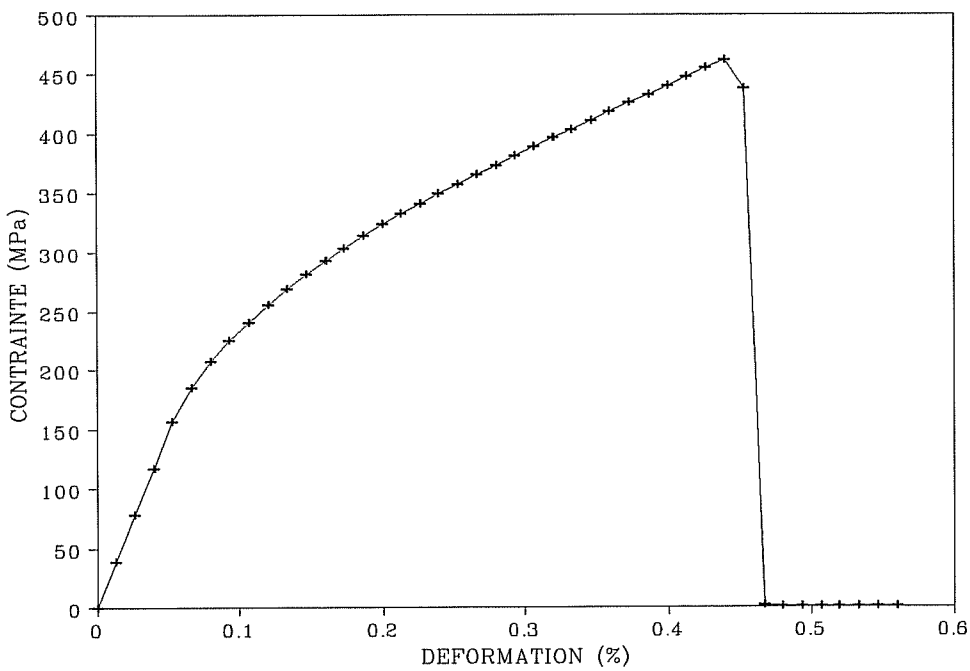


Figure III-1-9 : Courbe simulée du comportement en traction d'un toron (180 mm).

On observe bien une première partie linéaire de module 293 GPa, suivie d'une phase d'endommagement. Cette dernière présente initialement une phase non linéaire correspondant à l'activation progressive, au cours du calcul, des défauts critiques présents au sein des sous-volumes statistiques constituant le toron. Puis, dès que les seuils d'endommagement affectés aux divers sous-volumes sont atteints, la phase linéaire d'endommagement de pente 55 GPa se développe jusqu'à atteindre la rupture ultime du toron.

Il est possible de déterminer les distributions résultantes des seuils d'endommagement et de rupture à partir de différentes simulations. Une indépendance des résultats de calcul en fonction de la finesse du maillage est observée, comme on peut le voir, dans le cas des torons de 180 mm de longueur, sur les Figures III-1-10 et III-1-11 représentant les distributions des seuils d'endommagement calculées pour différents maillages. Ceci semble normal et peut s'expliquer par le fait que pour une longueur totale fixée, le toron est divisé, quelle que soit la finesse du maillage considéré, en un même nombre de sous volumes statistiques contigus. De plus, chaque élément fini d'un même sous-volume statistique possède la même contrainte de début d'endommagement. Nous avons donc un système de maillons en série (un maillon équivaut à un volume statistique), la contrainte observée y est homogène. Ainsi aucune influence du maillage éléments finis n'est observée sur le seuil d'endommagement du toron.

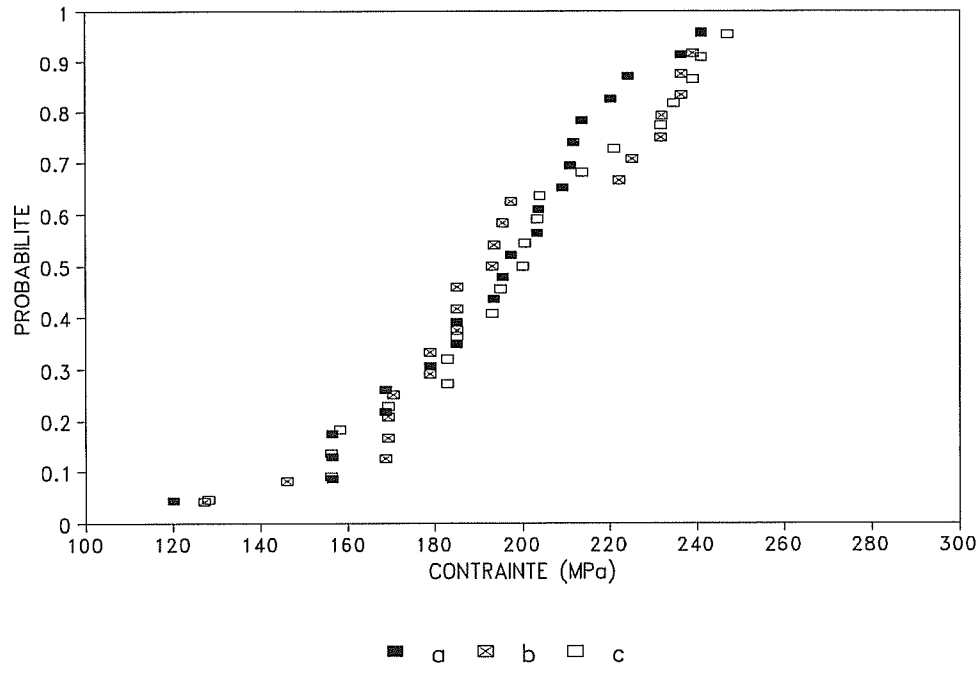


Figure III-1-10 : distributions des seuils d'endommagement des torons 180 mm obtenues pour les maillages a, b, c (Tableau III-1-1).

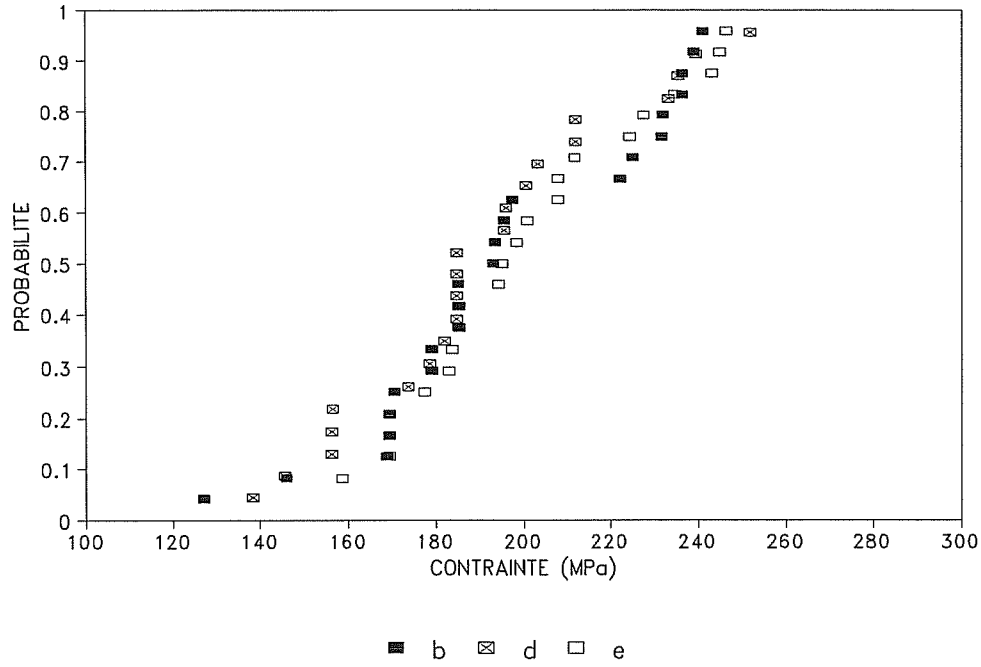


Figure III-1-11 : distributions des contraintes de début d'endommagement des torons 180 mm obtenues pour les maillages b, d, e (Tableau III-1-1).

Nous pouvons alors comparer, aux résultats expérimentaux, les contraintes de début d'endommagement obtenues par la modélisation, pour les deux longueurs de torons étudiées (Figures III-1-12 et III-1-13). Un bon accord est observé entre l'expérience et le modèle pour les deux longueurs testées, ceci étant donnée la qualité de la description statistique des distributions des seuils d'endommagement utilisée comme point de départ pour le modèle (Chapitre I). L'effet de volume expérimentalement observé est donc bien décrit par le modèle proposé. Les contraintes moyennes calculées sont de 197.6 [30.2] MPa et 214 [33.9] MPa respectivement pour les torons de 180 et 50 mm de longueur. Le couplage effectué entre les données statistiques et le maillage éléments finis est par conséquent correct dans le cas des seuils d'endommagement.

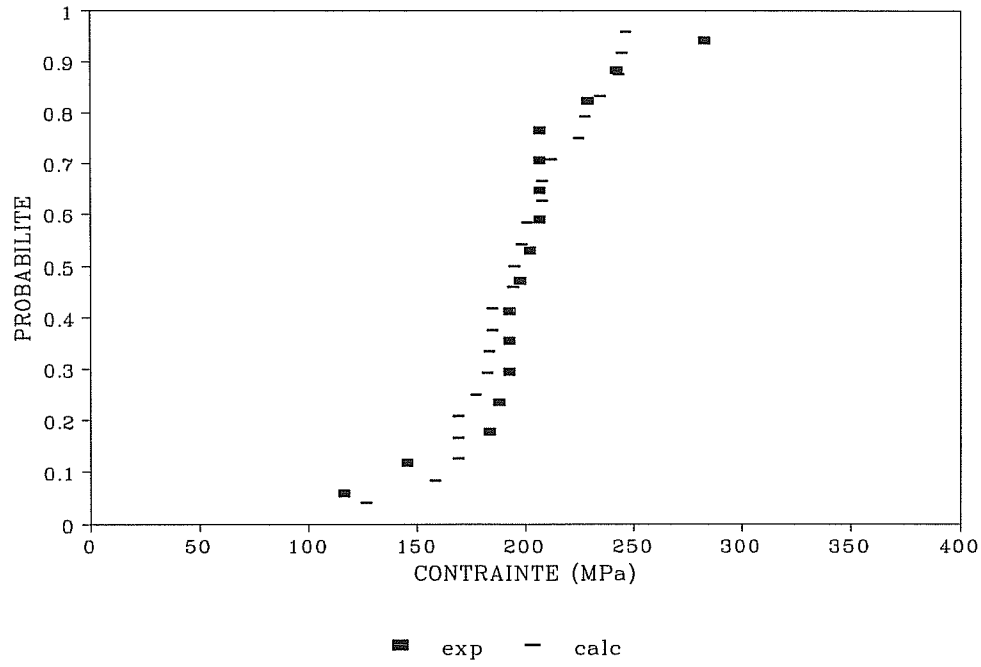


Figure III-1-12 : comparaisons des distributions expérimentale et calculée des seuils d'endommagement des torons de 180 mm de longueur.

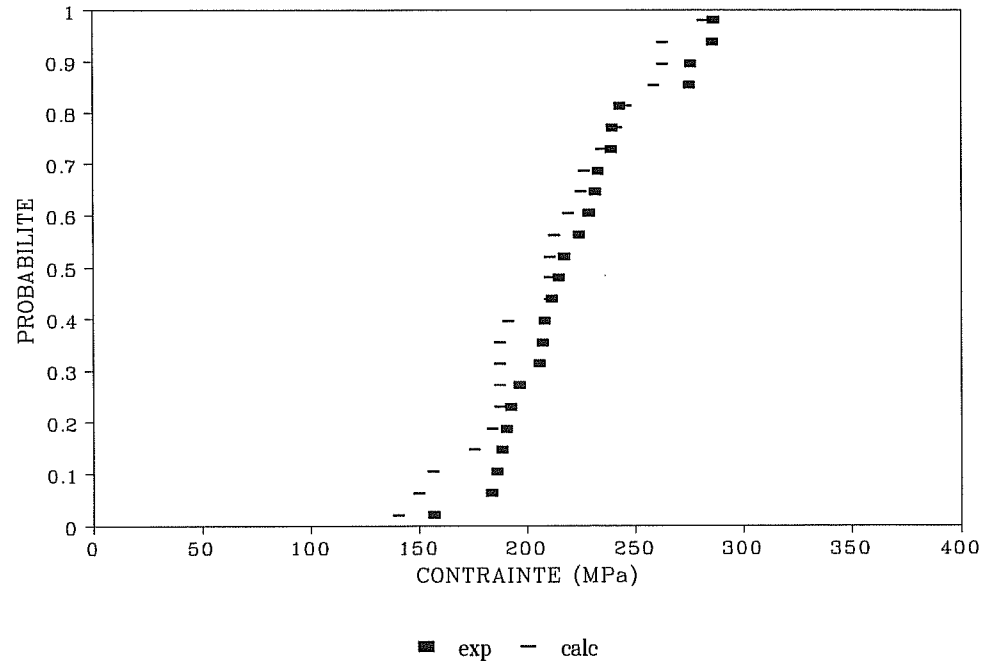


Figure III-1-13 : comparaisons des distributions expérimentale et calculée des seuils d'endommagement des torons de 50 mm de longueur.

En ce qui concerne les contraintes à rupture, on a également observé l'indépendance des résultats de la modélisation par rapport à la finesse du maillage, comme on peut le voir, dans le cas des torons de 180 mm de longueur, sur les Figures III-1-14 et III-1-15 représentant les distributions obtenues pour différents découpages. Ce résultat est intéressant car on pouvait craindre une dépendance des résultats du calcul avec la finesse du maillage. En effet, comme vu précédemment, chaque élément fini possède une contrainte à rupture différente. Ainsi, lorsque la finesse du maillage augmente, on tire un nombre croissant de contraintes à rupture. La probabilité de trouver une contrainte à rupture faible se trouve alors accrue. Une raison de la non dépendance des résultats avec la finesse du maillage peut être due au fait que le tirage de ces contraintes aléatoires est conditionnel, la rupture des torons ne se produisant pas avant qu'un certain niveau d'endommagement ne soit observé en leur sein : l'équation 10 doit être vérifiée.

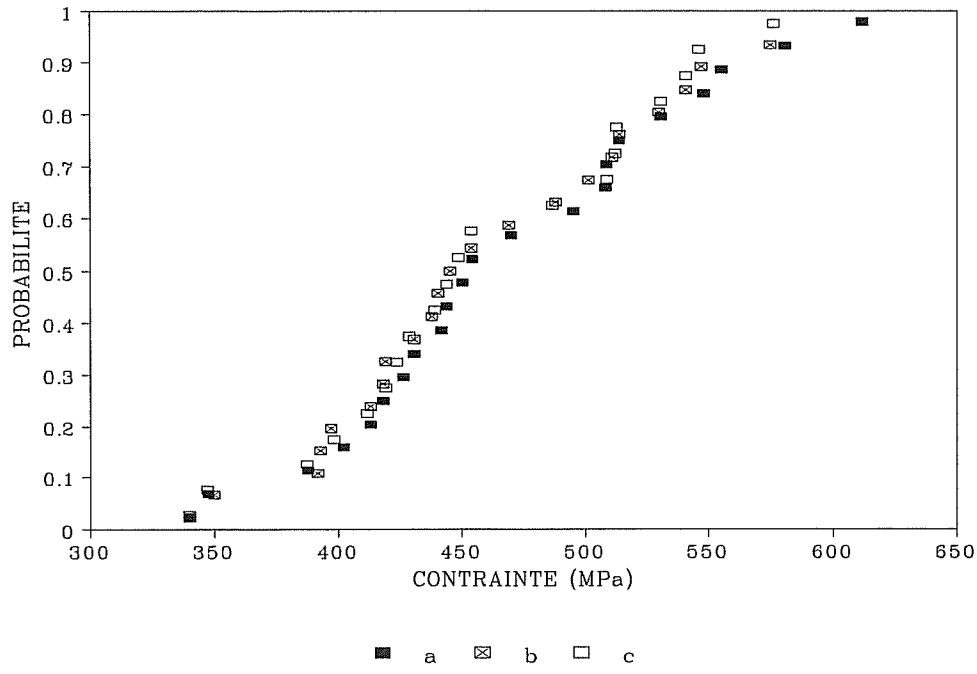


Figure III-1-14 : distributions des contraintes à rupture des torons 180 mm obtenues pour les maillages a, b, c (Tableau III-1-1).

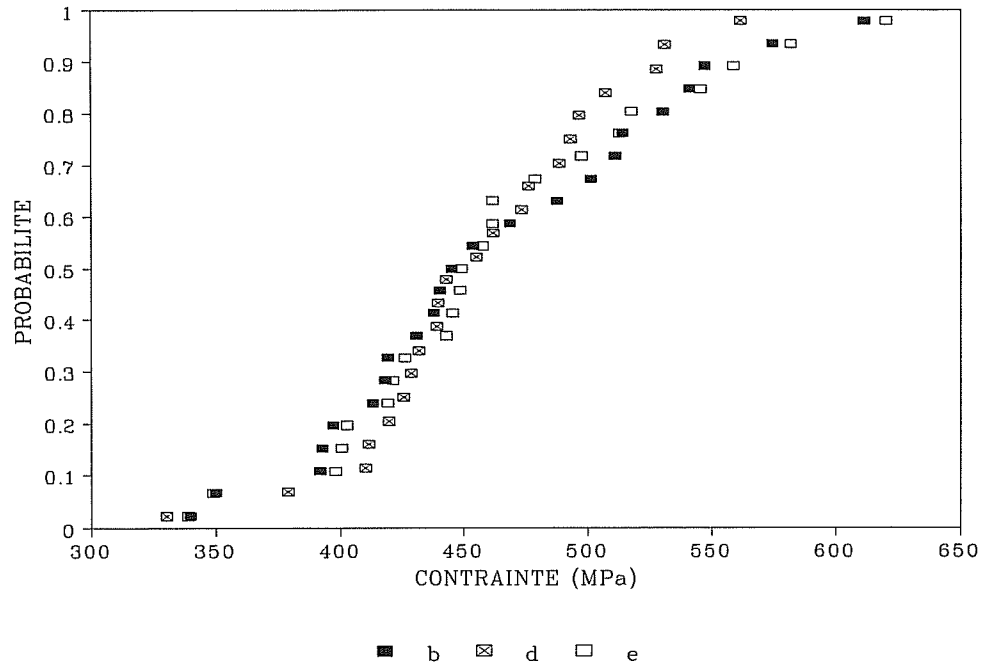


Figure III-1-15 : distributions des contraintes à rupture des torons 180 mm obtenues pour les maillages b, d, e (Tableau III-1-1).

La Figure III-1-16 présente une comparaison entre les distributions des contraintes à rupture obtenues par simulation pour les deux longueurs de torons étudiées. Les remarques précédentes permettent également d'expliquer que le calcul par éléments finis n'engendre pas d'effet de volume significatif, conformément à l'expérience.

Nous pouvons également comparer les distributions expérimentales et calculées, les résultats obtenus pour les deux longueurs étant considérés simultanément en raison de l'absence d'effet de volume. Un bon accord est observé, comme le montre la Figure III-1-17. La contrainte à rupture moyenne calculée est de 454 [74] MPa, contre environ 450 MPa expérimentalement.

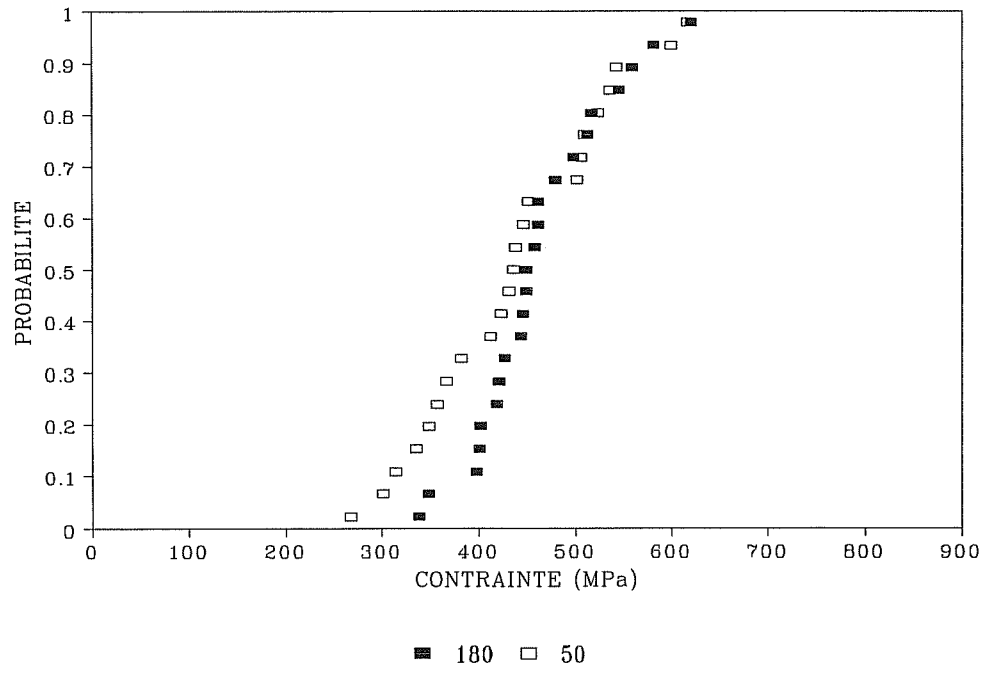


Figure III-1-16 : distributions des contraintes à rupture obtenues par simulation numérique pour les deux longueurs de torons étudiées (50 et 180 mm).

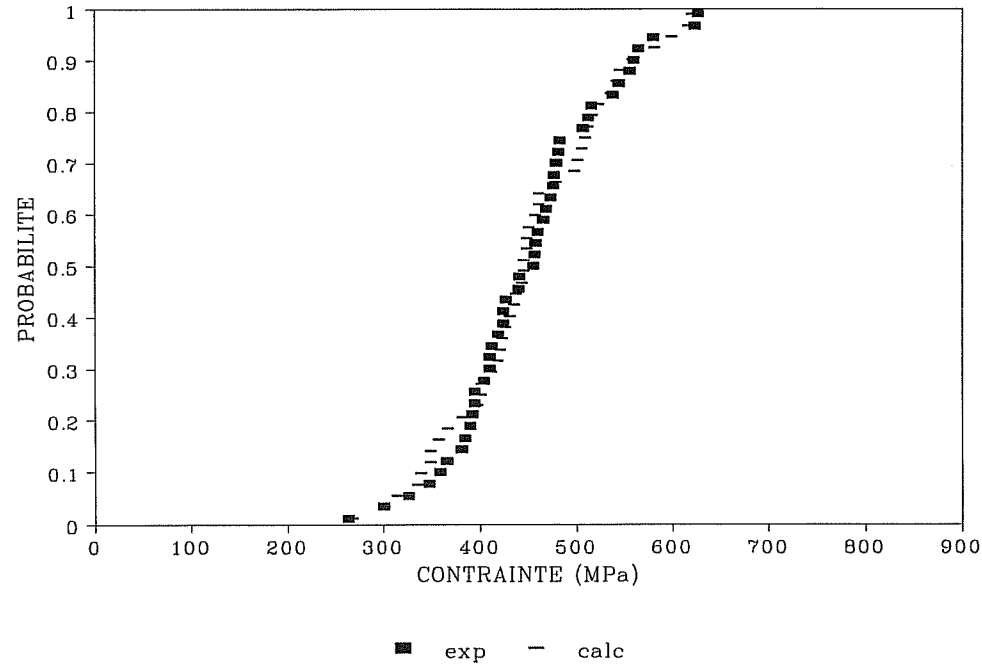


Figure III-1-17 : comparaison des distributions des contraintes à rupture expérimentale et calculée, les deux longueurs de torons étant considérées simultanément.

La modélisation proposée et principalement le couplage réalisé entre les données statistiques (concernant les seuils d'endommagement et de rupture) et le maillage éléments finis, sont corrects. Le comportement expérimental des torons sollicités en traction uniaxiale est décrit de façon acceptable. Cette validation nous permet d'aborder le calcul du tissu monocouche 1.

1-3-2) Modélisation du matériau 1.

Les trois géométries testées expérimentalement (6L50, 6L80, 9L80) ont été modélisées dans le but d'étudier les effets d'échelle et de comparer le modèle avec l'expérience. Le Tableau III-1-2 indique les nombres de torons longitudinaux (n_L) et transversaux (n_T) présents au sein de chacune des éprouvettes représentées. Une étude de convergence a été menée pour prouver l'indépendance des résultats avec la finesse du maillage éléments finis considéré.

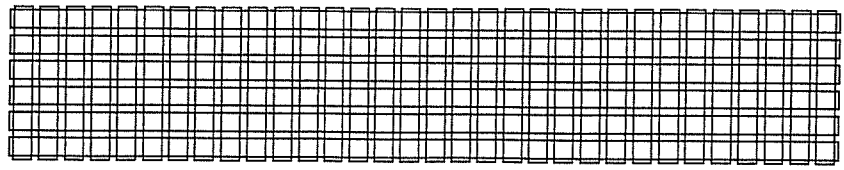
	6L50	6L80	9L80
n_L	6	6	9
n_T	32	52	52

Tableau III-1-2 : caractéristiques des maillages.

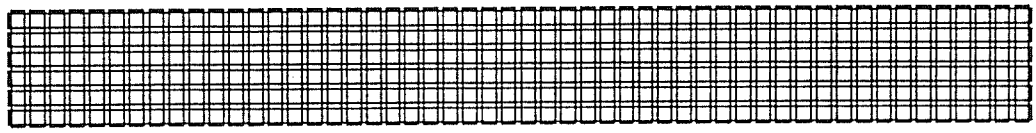
Les trois maillages utilisés sont représentés sur la Figure III-1-18. La largeur d'un toron est 1.11 mm, celle de l'espace inter-torons 0.44 mm : ces valeurs sont déduites des mesures réalisées en microscopie optique (Tableau II-1-1).

Pratiquement, chaque toron longitudinal, de longueur 50 ou 80 mm, est subdivisé respectivement, en ce qui concerne les seuils d'endommagement, en 4 et 7 sous-volumes statistiques. En ce qui concerne les contraintes à rupture associées aux torons transversaux, pour les géométries considérées, chaque toron transversal correspond à un seul sous-volume statistique.

6L50



6L80



9L80

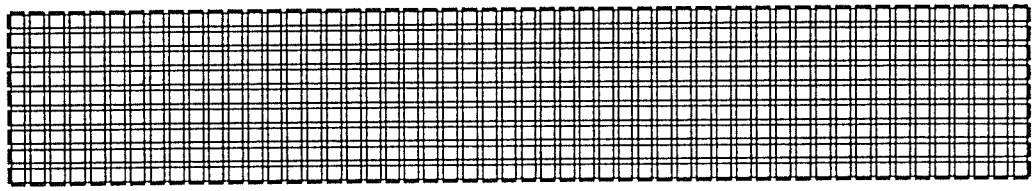


Figure III-1-18 : maillages utilisés pour le calcul du tissu monocouche.

Lors des observations microstructurales réalisées après essai, nous avons mis en évidence deux types d'endommagement spécifiques au tissu : délaminages des intersections entre torons perpendiculaires et fissuration des torons. Afin d'évaluer l'importance relative de ces deux causes d'endommagement au cours du chargement d'un tissu, nous avons, dans un premier temps, réalisé des simulations sans prendre en compte les délaminages.

1-3-2-a) Modélisation du matériau 1 sans délaminage entre les torons.

Seule la géométrie 6L80 a été étudiée dans ce cas. La possibilité de délaminage n'est pas introduite dans les calculs : la liaison entre les torons longitudinaux et transversaux est considérée comme parfaite. Une vingtaine de simulations de traction monotone a été réalisée, ainsi que quelques essais de chargement-déchargement.

La Figure III-1-19 présente une courbe charge-déformation simulée représentative des différentes simulations effectuées. On observe une première phase linéaire suivie d'une phase importante d'endommagement.

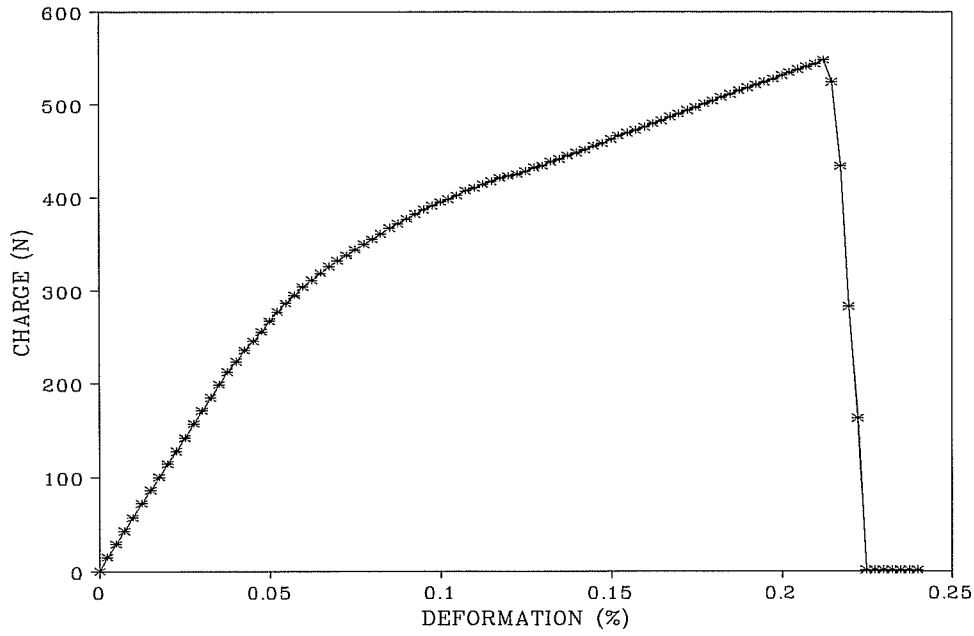
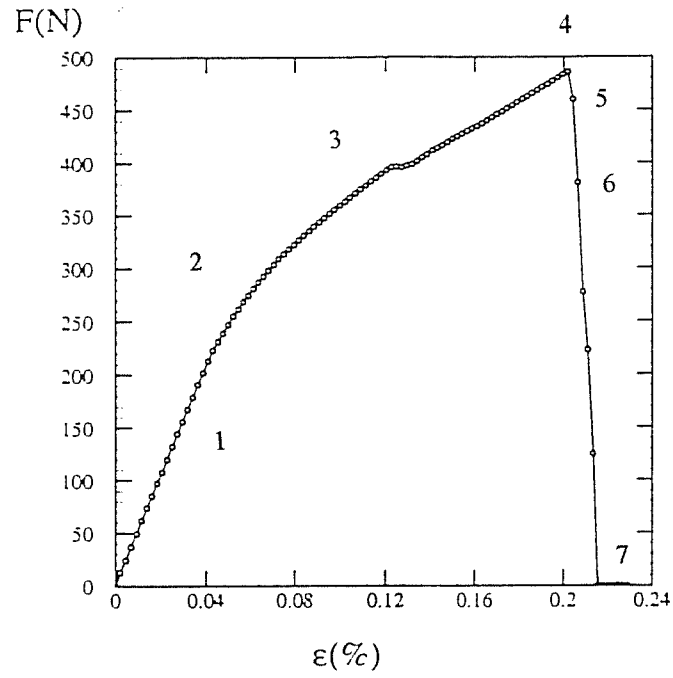
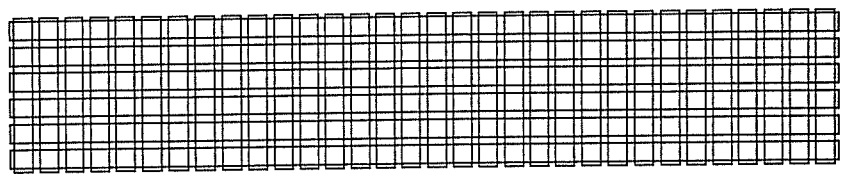


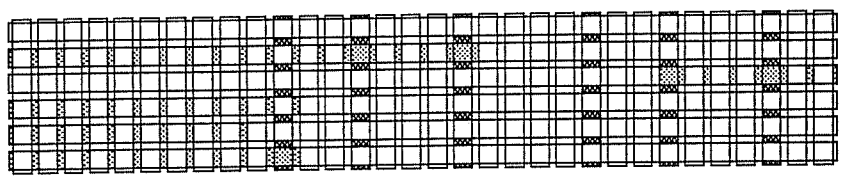
Figure III-1-19 : courbe charge-déformation type obtenue pour le monocouche 1 (6L80) sans délaminage entre torons.

Nous pouvons suivre, au cours du calcul, l'évolution de l'endommagement au sein de la structure et connaître l'état des différents éléments finis (sain, endommagé ou cassé). Les Figures III-1-20a et III-1-20b présentent un exemple significatif de "l'état" d'une éprouvette (6L50) à différents incréments de calcul.

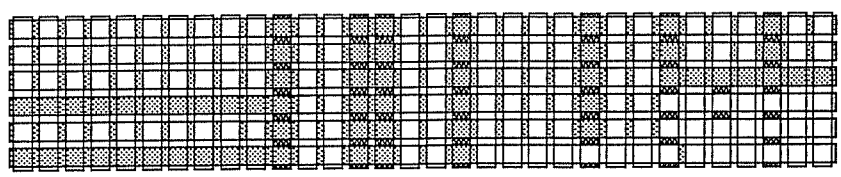




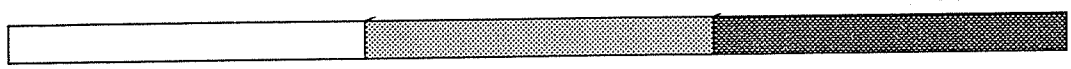
1



2

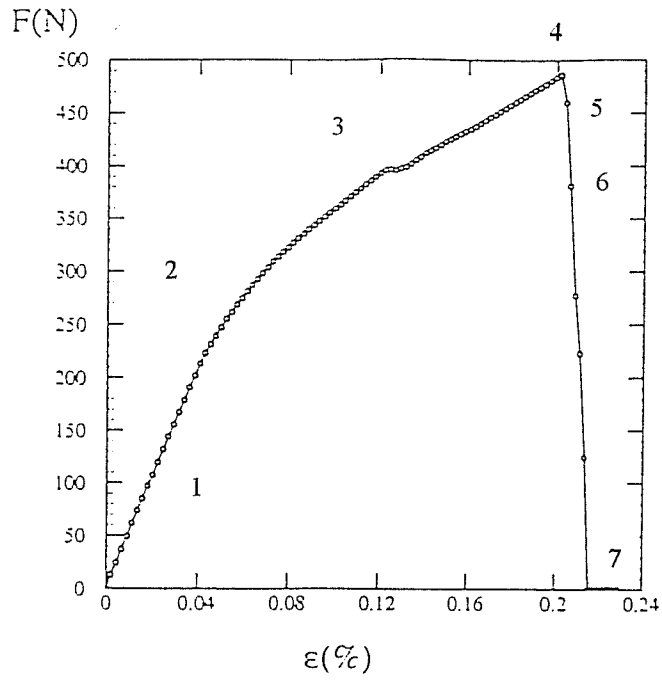


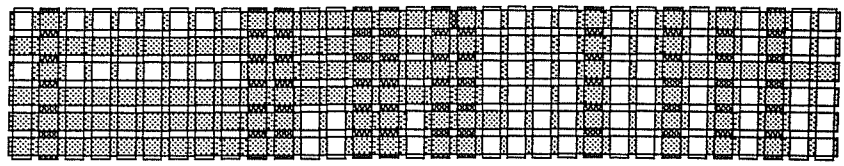
3



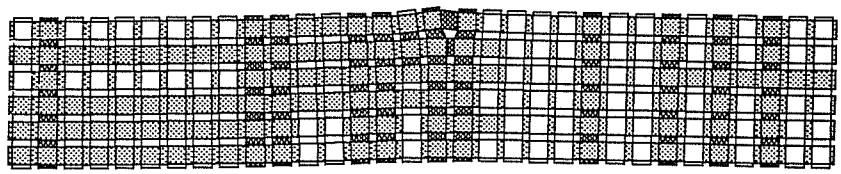
sain endommagé cassé

Figure III-1-20a : évolution de l'endommagement au sein d'une éprouvette 6L50 de matériau 1 sans délaminage.

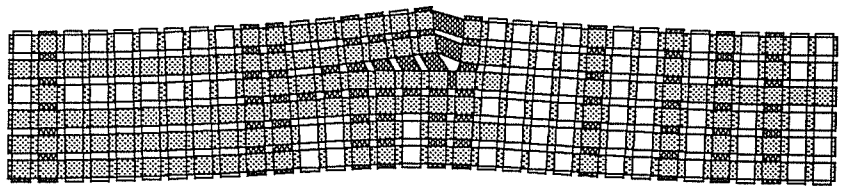




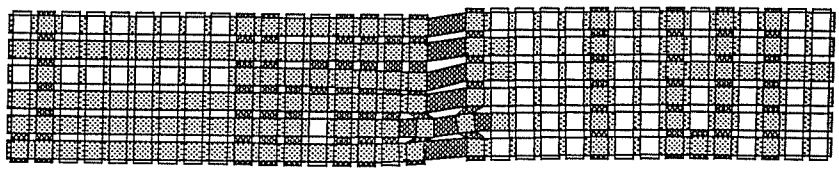
4



5



6



7

Figure III-1-20b : évolution de l'endommagement au sein d'une éprouvette 6L50 de matériau 1 sans délaminage.

Au cours de la phase linéaire initiale, tous les éléments sont sains : le module des éléments des torons longitudinaux est égal à E_0 (287 GPa), celui des éléments des torons transversaux est E_{trans} (169.7 GPa).

La perte de la linéarité est marquée par l'apparition d'un certain endommagement au sein de la structure : des torons longitudinaux commencent à s'endommager et des torons transversaux à se casser. Il est, dans certains cas, possible d'observer l'apparition d'un endommagement au sein de l'éprouvette sans remarquer une chute sensible de la rigidité globale de la structure. L'endommagement est alors encore très peu étendu. Ceci se produit lorsqu'une dispersion importante de seuils d'endommagement est observée au sein du matériau. On peut établir, dans une certaine mesure, un parallèle entre ce phénomène et les observations expérimentales : l'émission acoustique permet en effet de détecter l'apparition de l'endommagement avant qu'une perte de la linéarité ne soit observable sur les courbes expérimentales charge-déformation.

On remarque, au début de la phase d'endommagement, une chute relativement lente de la rigidité de l'éprouvette. Puis, l'endommagement s'accélère et un nombre croissant d'éléments est alors touché par ce phénomène. L'endommagement des torons longitudinaux et la rupture des torons transversaux se poursuivent, la structure s'endommage mais ne casse pas.

Mais dès que la contrainte à rupture est atteinte dans un élément d'un toron longitudinal (étape 4, Figure III-1-20b), on observe une rupture instable de l'éprouvette conduisant à sa ruine. On remarque ainsi que la rupture ultime de la structure est gouvernée par les torons longitudinaux : éléments principaux assurant la résistance de la structure tissée.

La Figure III-1-21 propose une comparaison entre une courbe de traction simulée et une courbe expérimentale charge appliquée - déformation.

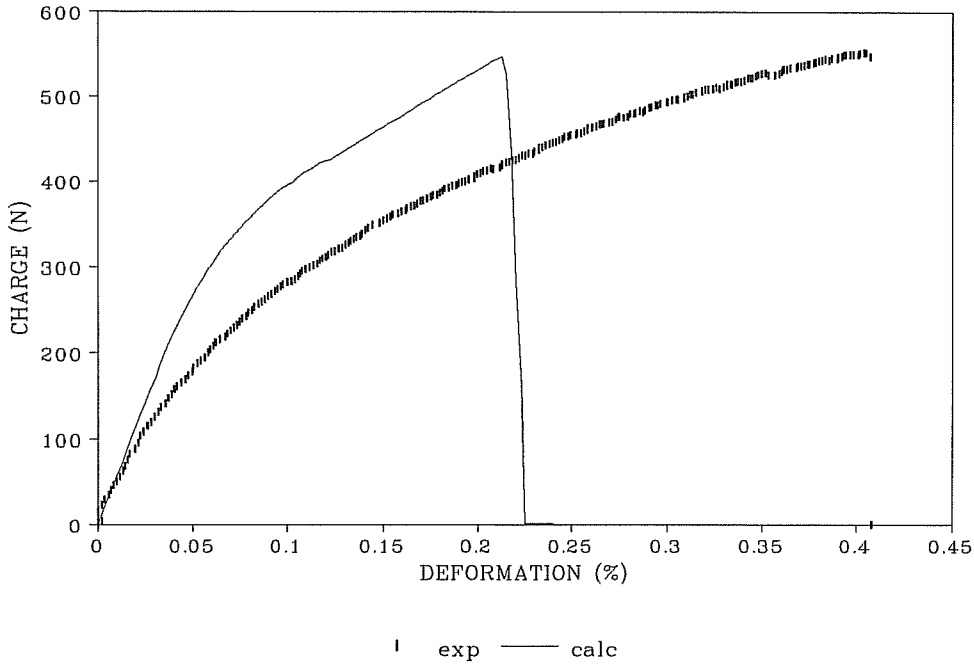


Figure III-1-21 : comparaison entre les courbes charge - déformation expérimentale et simulée, dans le cas du matériau 1 sans délaminage (6L80).

On observe, en premier lieu, une sous-estimation de la complaisance initiale du système (> 10 %). Ceci peut être dû aux imprécisions expérimentales de détermination de la complaisance. Par ailleurs, dans la modélisation, le module initial des torons est défini par une loi des mélanges considérant des taux surfaciques moyens de fibres et de matrice. On peut ainsi surestimer la rigidité globale de la structure. Par ailleurs, une liaison parfaite entre les torons est considérée numériquement. Or, en réalité on a observé une porosité très importante à l'intersection entre les torons de trame et de chaîne. Ceci peut alors conduire numériquement à surestimer légèrement le rôle joué par les torons transversaux sur la rigidité initiale de la structure. Le module estimé de ces derniers peut également être surestimé.

On remarque également une surestimation importante du seuil d'endommagement, comme on peut le voir sur la comparaison des courbes de comportement expérimentale et calculée (Figure III-1-21). La Figure III-1-22, représentant les distributions expérimentales et calculée des seuils d'endommagement, met également en évidence cette surestimation importante du seuil d'endommagement lors de la modélisation. La charge de début d'endommagement moyenne calculée est en effet de 215.2 [37.3] N contre 130.5 [24.2] N en ce qui concerne le seuil moyen détecté expérimentalement par émission acoustique.

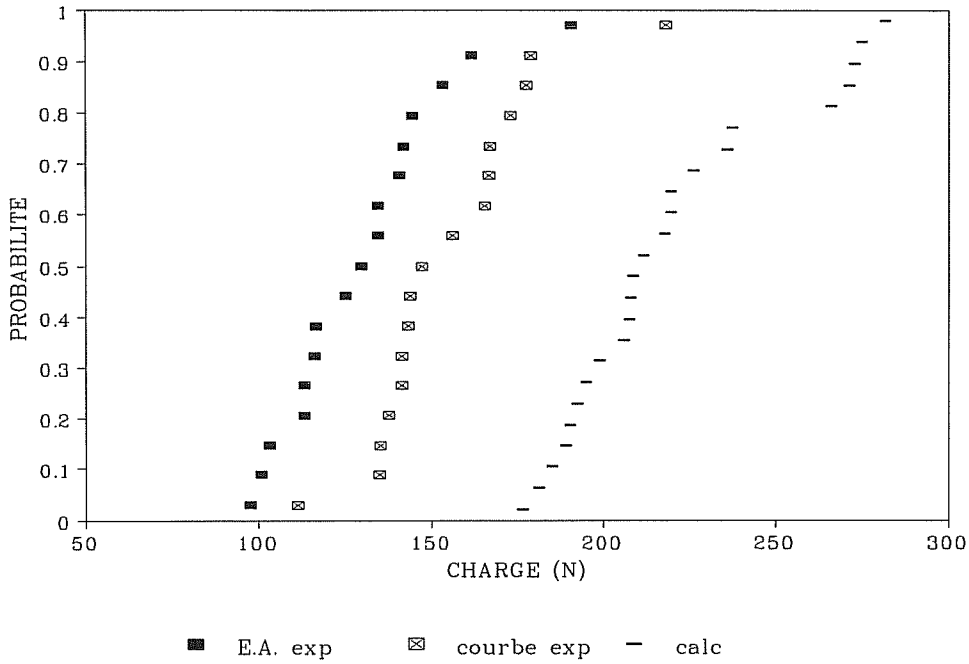


Figure III-1-22 : comparaison des distributions des seuils d'endommagement expérimentaux (E.A. et perte de la linéarité) et calculés pour le matériau 1 (6L80) sans délaminage.

L'erreur commise concernant la complaisance initiale des éprouvettes ne permet pas d'expliquer ce phénomène. En effet, les critères d'endommagement et de rupture sont introduits dans la modélisation en terme de contraintes locales à dépasser. Ainsi, dans le cas de torons moins rigides, le même niveau d'endommagement global sera atteint pour la même charge appliquée à la structure mais pour des seuils en déformation plus importants. Ceci est observable sur la Figure III-1-23 représentant une courbe de comportement simulée en considérant, pour les torons longitudinaux et transversaux, les modules définis précédemment, et une courbe obtenue en prenant en compte des modules plus faibles dans le but de se rapprocher, au niveau macroscopique, de la complaisance initiale expérimentalement observée pour le matériau monocouche 1. Ces deux courbes prennent en compte les mêmes distributions de seuils aléatoires (fichiers "longialea.dat" et "transalea.dat" identiques). Dans les deux cas, l'éprouvette commence à s'endommager (et se casse) pour des niveaux de chargement voisins.

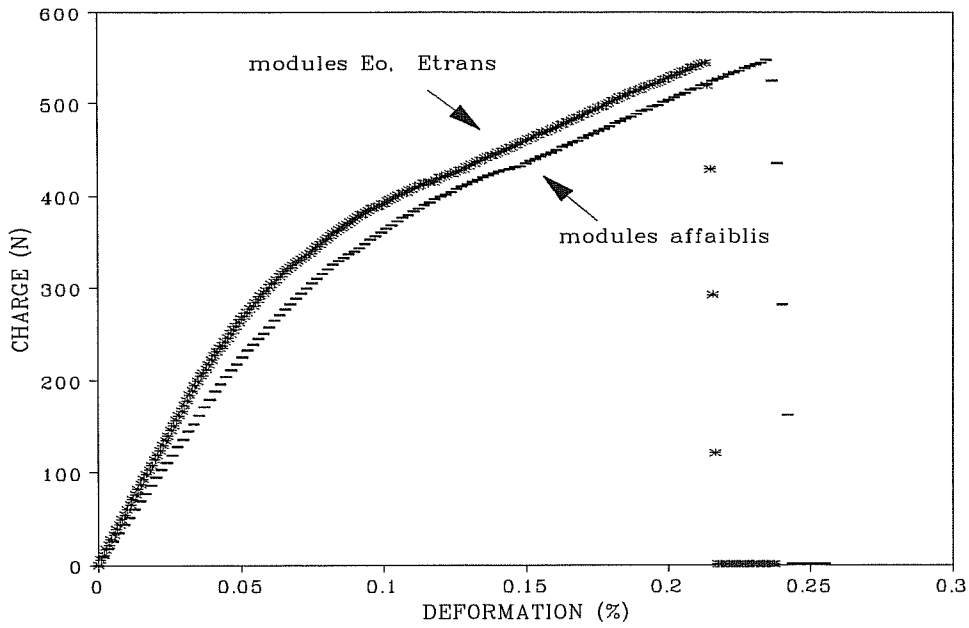


Figure III-1-23 comparaison entre des courbes de comportement simulées pour le matériau 1 sans délaminage, des modules initiaux différents étant introduits au niveau des torons.

La surestimation des seuils d'endommagement est également observable sur la Figure III-1-24 représentant une comparaison entre l'évolution des dommages expérimental et calculé en fonction de la charge appliquée à la structure. Le dommage calculé est déterminé à partir des chutes de rigidité observées lors de différents essais de chargement-déchargement simulés à partir de la technique d'endommagement "continu" (Figure III-1-25). L'endommagement expérimental est nettement plus précoce que celui prédit par le modèle. Par ailleurs, la Figure III-1-24 met également en évidence la mauvaise description de la phase d'endommagement, phénomène perceptible sur la Figure III-1-21. Or, le phénomène expérimentalement observé et non pris en compte dans la modélisation correspond aux délaminages se produisant entre torons perpendiculaires. Ce calcul prouve que, selon toute vraisemblance, les délaminages jouent un rôle particulièrement important sur le début de l'endommagement. De plus, la négligence de ce phénomène, dans la modélisation, conduit à une surestimation de la rigidité globale de la structure durant tout le chargement et à une sous-estimation importante des déformations à rupture (Figure III-1-21).

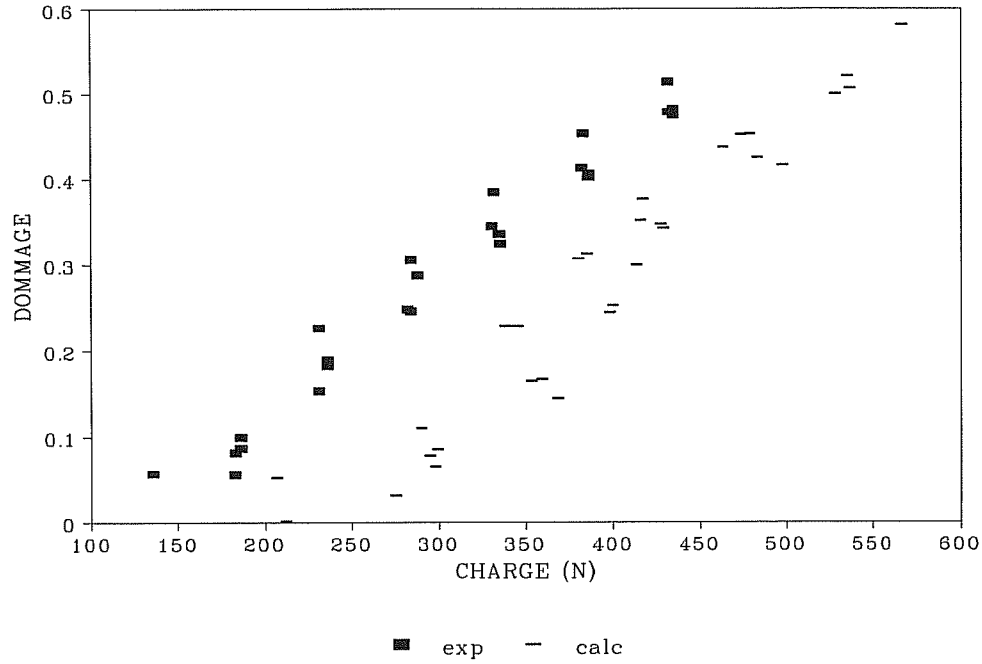


Figure III-1-24 Comparaison des fonctions dommage-charge appliquée expérimentale et calculée pour le matériau 1 sans délaminage.

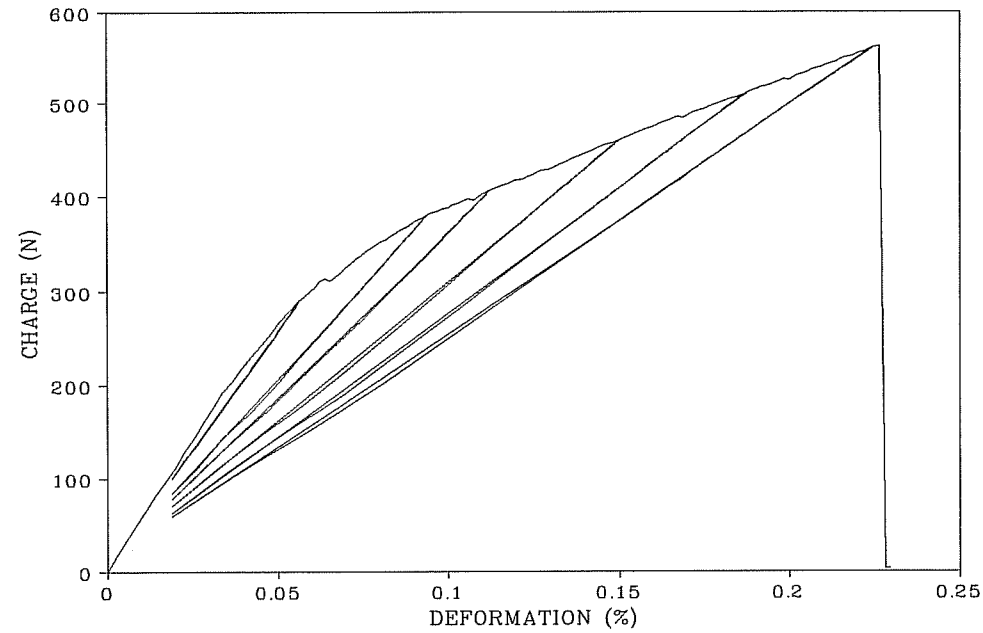


Figure III-1-25 : courbe type de chargement-déchargement simulée pour le matériau monocouche 1 sans délaminage.

Par contre, on observe un bon accord entre les distributions des charges à rupture expérimentale et calculée comme on peut le voir sur la Figure III-1-26. Cet agrément confirme les observations expérimentales concernant l'indépendance du seuil d'endommagement et de la contrainte à rupture, ainsi que le contrôle de la rupture finale par les seuls torons longitudinaux. La charge à rupture moyenne calculée est de 545.4 [37.5] N contre 536 [48.1] N expérimentalement.

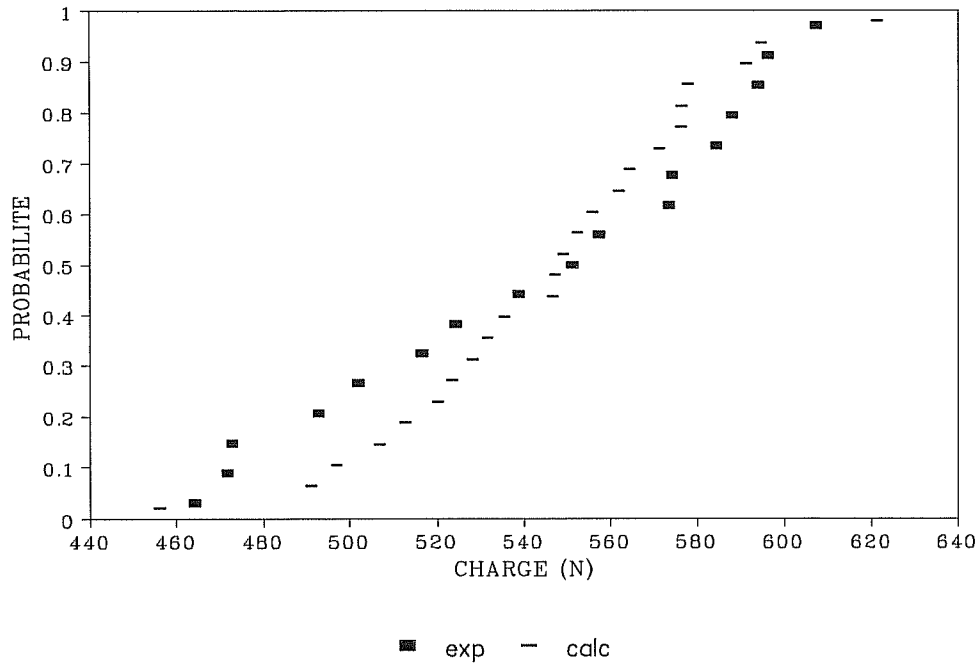


Figure III-1-26 : comparaison des distributions des seuils de rupture expérimentaux et calculés pour le matériau 1 sans délaminage.

Il apparaît donc nécessaire d'introduire, dans la modélisation, les délaminages expérimentalement observés, et de voir leur effet sur la réponse mécanique du tissu sollicité en traction.

1-3-2-b) Modélisation du matériau 1 prenant en compte les délaminages entre les torons.

Les trois géométries, présentées Figure III-1-18, correspondant aux géométries d'éprouvettes expérimentalement étudiées, ont été simulées. Pour chaque géométrie, une vingtaine de simulations d'essais de traction monotone et cinq calculs de chargement-déchargement ont été réalisés.

Nous pouvons, dans un premier temps, présenter les résultats obtenus pour les éprouvettes 6L80. Nous pourrons ainsi, par comparaison avec les résultats précédemment observés, appréhender l'effet produit sur la courbe de comportement par l'introduction des délaminages dans la modélisation.

La Figure III-1-27 présente ainsi une comparaison entre une courbe de comportement calculée sans délaminage et une courbe calculée en permettant, comme précédemment expliqué, à 64 % des intersections entre les torons de trame et de chaîne de se désolidariser.

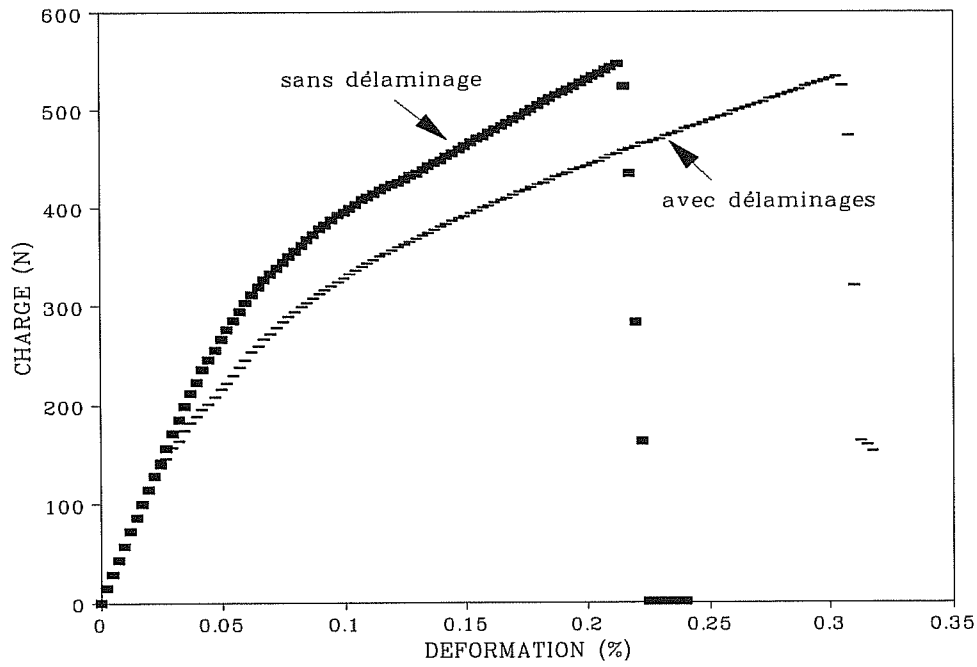


Figure III-1-27 : comparaison des courbes de comportement simulées sans ou avec des délaminages pour le matériau 1 (6L80).

Nous remarquons un endommagement plus précoce de la structure : une diminution notable du seuil d'endommagement est en effet observé. Ce phénomène est remarquable sur la Figure III-1-28 présentant une comparaison entre les distributions des contraintes de début d'endommagement obtenues lors de la modélisation du tissu, des délaminages étant ou non autorisés entre les torons.

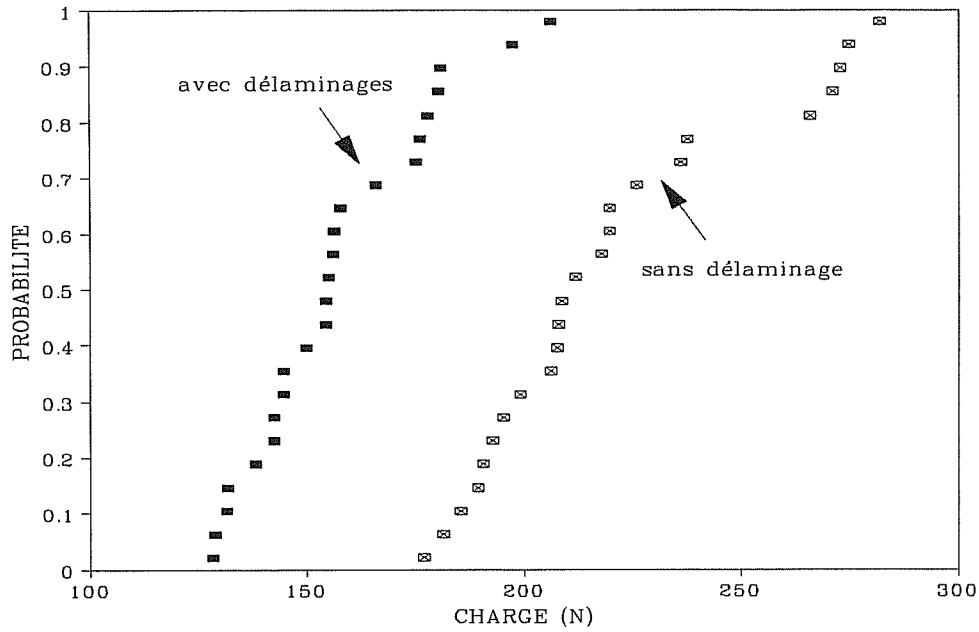


Figure III-1-28 : comparaison des distributions des seuils d'endommagement calculés pour le matériau 1 (6L80) présentant ou non des délaminages.

Les délaminages, premiers phénomènes d'endommagement alors perçus, sont responsables de la chute initiale de la rigidité de la structure. Le matériau présentant des délaminages est plus "souple", les torons transversaux entravant moins la déformation des torons longitudinaux. La rupture ultime de la structure est par conséquent atteinte pour une déformation appliquée plus importante : une phase d'endommagement beaucoup plus développée est alors observée. On tend, dans ce cas, davantage vers le comportement des torons longitudinaux seuls, les torons transversaux étant moins actifs dans la structure. La charge à rupture est, quant à elle, du même ordre que celle observée dans le cas d'une structure dans laquelle aucun délaminage entre torons perpendiculaires n'est permis, les torons longitudinaux contrôlant toujours la ruine de la structure. Ceci est remarquable sur la Figure III-1-29, comparant les distributions des contraintes à rupture observées pour des matériaux présentant ou non des délaminages.

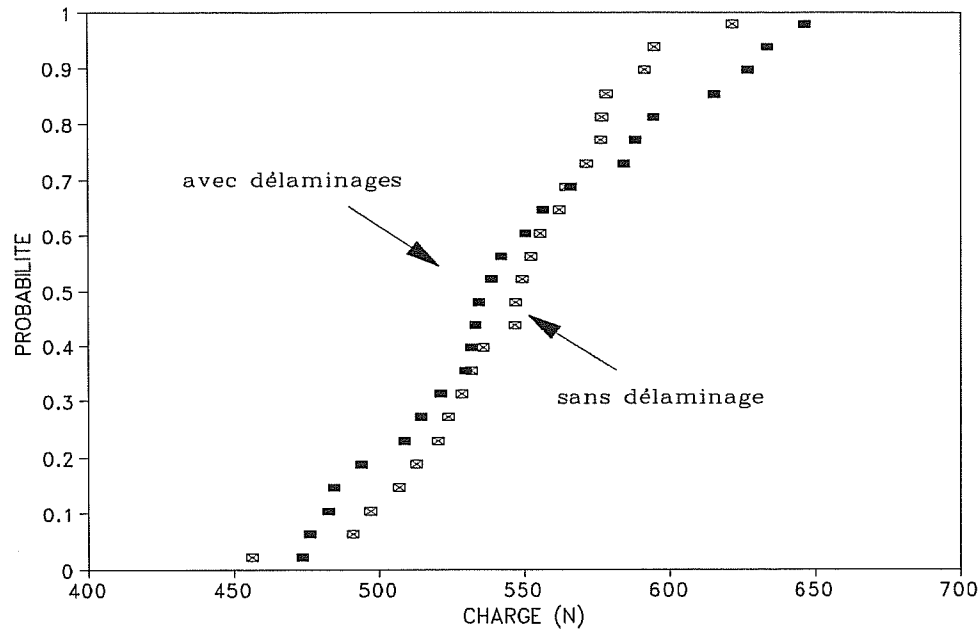


Figure III-1-29 : comparaison des distributions des charges à rupture obtenues pour le matériau 1 (6L80) présentant ou non de délaminage.

Nous allons maintenant comparer les résultats de la modélisation autorisant la réalisation de délaminages au sein de la structure, avec les résultats expérimentaux obtenus pour les trois géométries d'éprouvettes testées.

Les Figures III-1-30, III-1-31 et III-1-32 représentent, respectivement pour les géométries 6L50, 6L80 et 9L80, une comparaison entre des courbes types expérimentale et simulée en considérant les délaminages. Nous remarquons un bon accord entre la courbe de comportement expérimentale et la simulation quelle que soit la géométrie considérée, tant en ce qui concerne le seuil d'endommagement, que le développement ultérieur de ce dernier au sein de la structure.

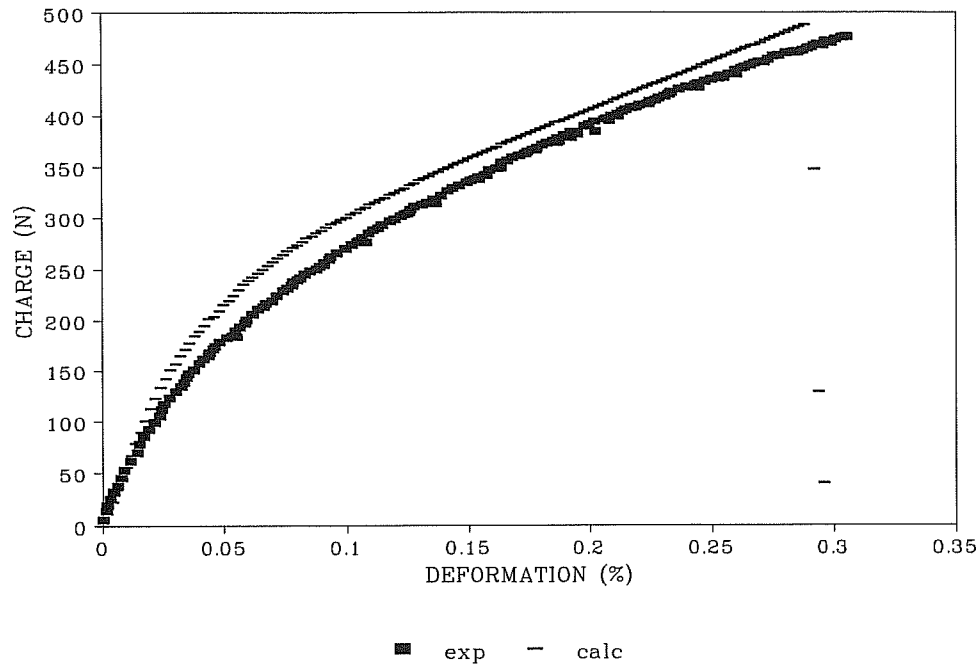


Figure III-1-30 : courbes charge-déformation représentatives du comportement observé expérimentalement et modélisé avec délaminages pour le matériau 1, 6L50.

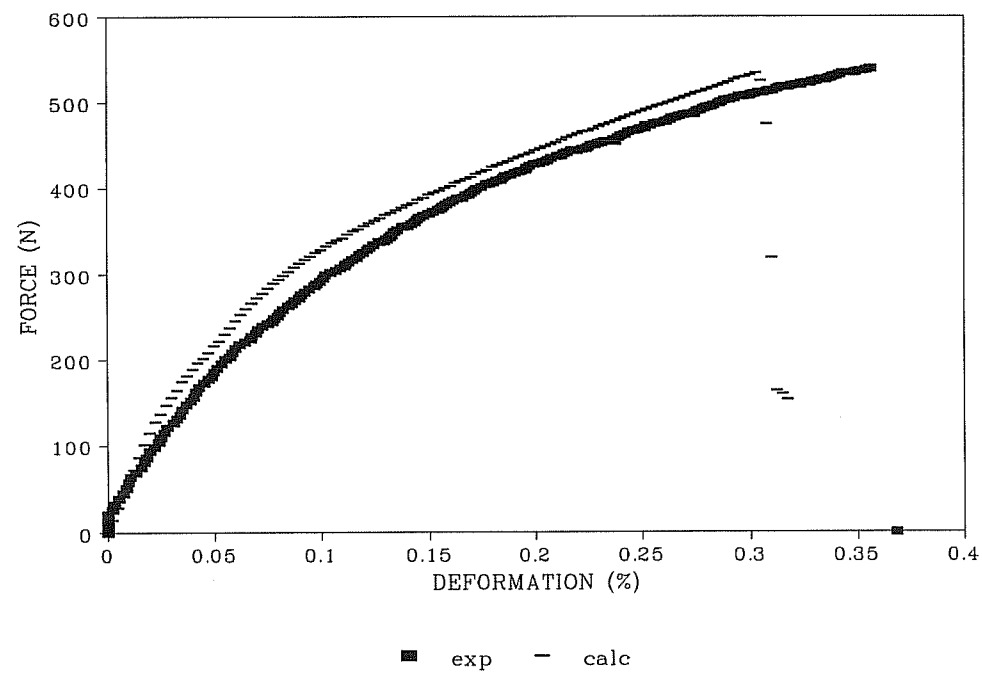


Figure III-1-31 : courbes charge-déformation représentatives du comportement observé expérimentalement et modélisé avec délaminages pour le matériau 1, 6L80.

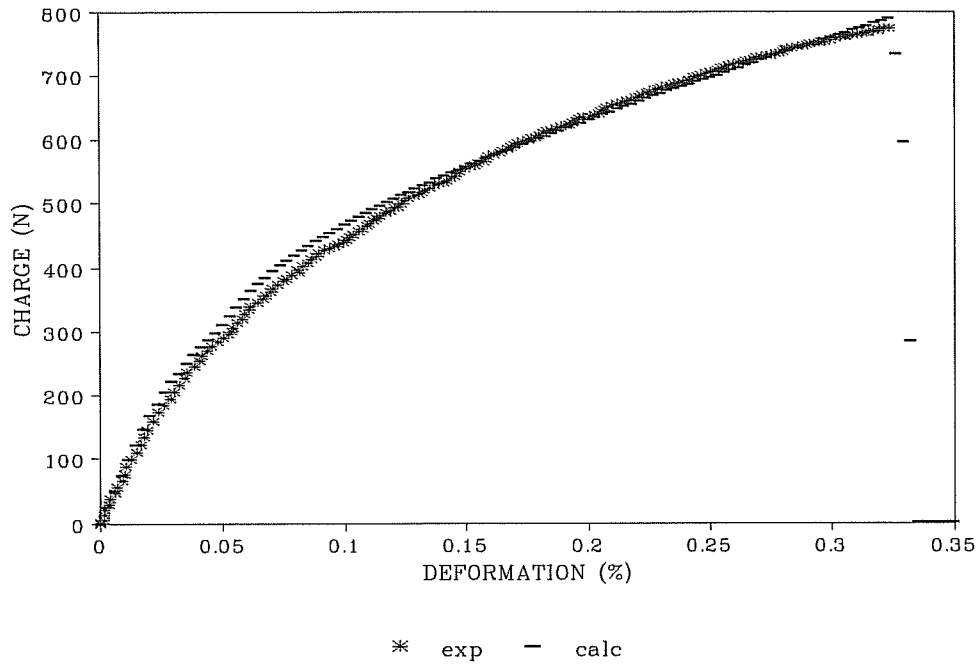


Figure III-1-32 : courbes charge-déformation représentatives du comportement observé expérimentalement et modélisé avec délaminages pour le matériau 1, 9L80.

En ce qui concerne la partie linéaire élastique de la courbe de comportement, on observe toujours une sous-estimation de la complaisance initiale des éprouvettes. L'introduction des délaminages, dans la modélisation, ne modifie en effet, en rien, les caractéristiques résultantes du matériau dans ce domaine.

Par contre, les délaminages sont responsables, comme vu précédemment, de l'endommagement plus précoce de la structure. Nous pouvons alors, dans un premier temps, comparer, pour les trois géométries étudiées, les seuils d'endommagement détectés expérimentalement (par émission acoustique ou graphiquement) à ceux obtenus numériquement. Ces derniers correspondent à la perte de la linéarité sur les courbes de comportement simulées. Les Figures III-1-33, III-1-34 et III-1-35 proposent de telles comparaisons.

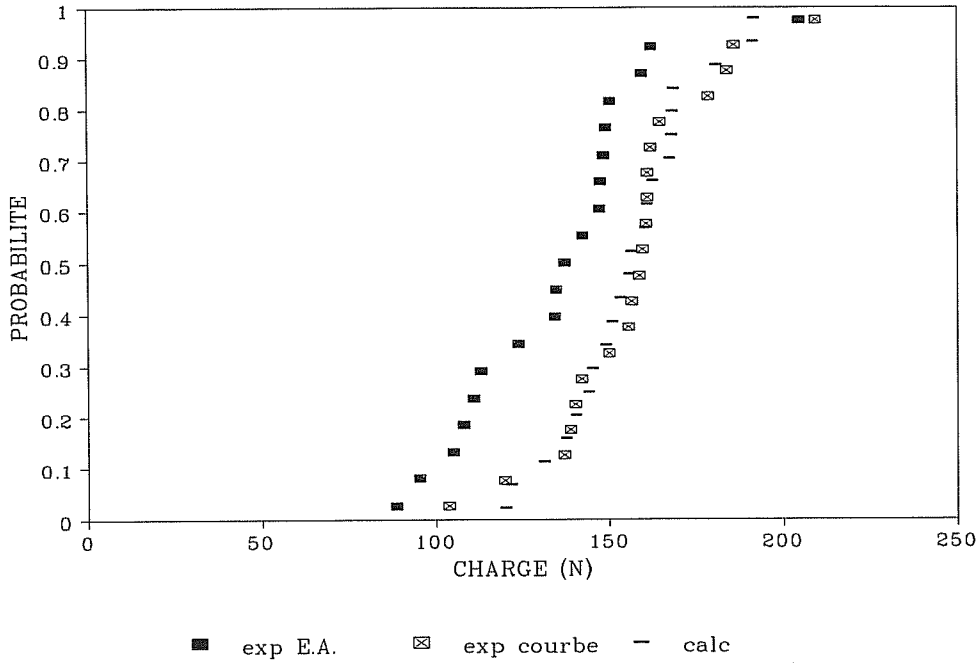


Figure III-1-33 : comparaison des distributions des seuils d'endommagement obtenus expérimentalement et par simulation numérique avec délaminages, pour le matériau 1, 6L50.

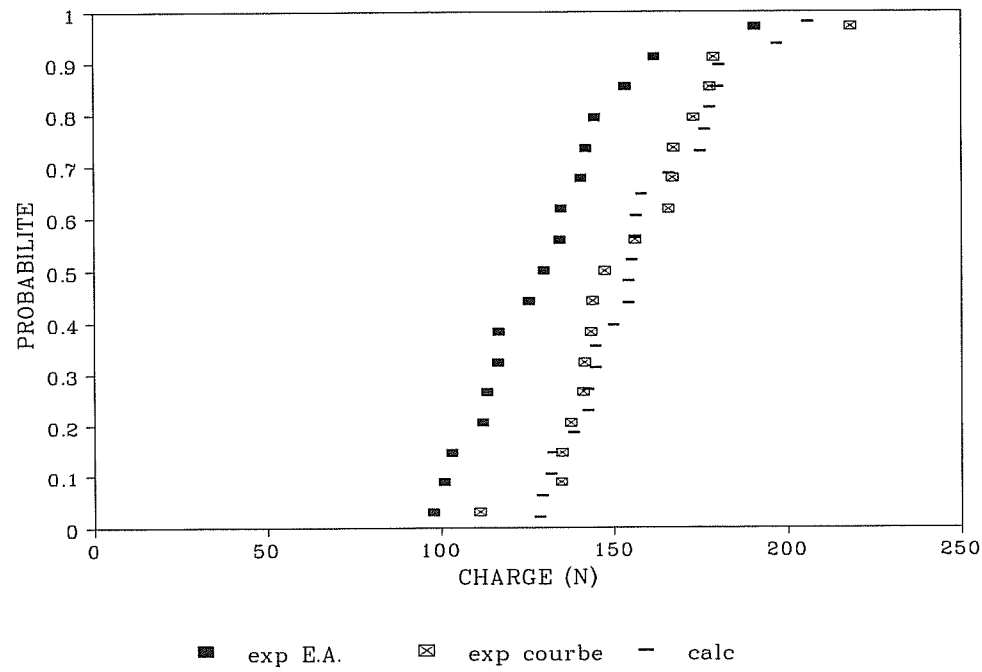


Figure III-1-34 : comparaison des distributions des seuils d'endommagement obtenus expérimentalement et par simulation numérique avec délaminages pour le matériau 1, 6L80.

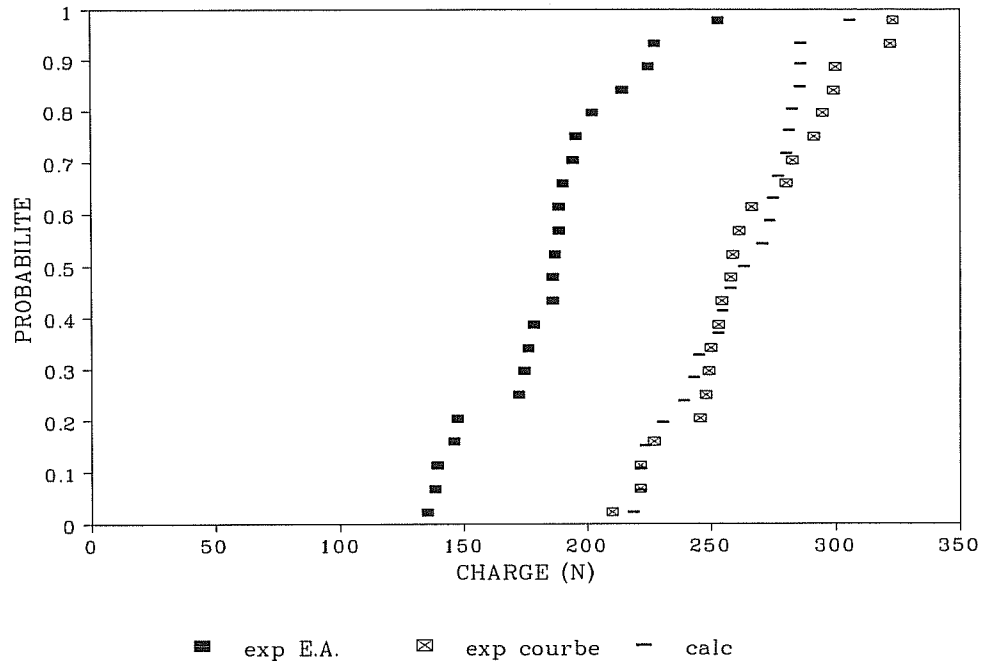


Figure III-1-35 : comparaison des distributions des seuils d'endommagement obtenus expérimentalement et par simulation numérique avec délaminages pour le matériau 1, 9L80.

On observe, dans tous les cas, un très bon accord entre les seuils d'endommagement fournis par la modélisation et ceux détectés expérimentalement à partir de la perte de la linéarité sur les courbes charge-déformation. Les charges de début d'endommagement moyennes sont en effet, respectivement pour les géométries 6L50, 6L80 et 9L80, numériquement de 155.9 [19.4] N, 157.5 [21.2] N et 259.9 [25.5] N contre 156.5 [23.5] N, 155.3 [24.5] N et 264.4 [31.6] N expérimentalement.
A ce propos, il est intéressant de noter que les contraintes de début d'endommagement introduites au niveau des torons longitudinaux, les contraintes à rupture des torons transversaux, ainsi que les contraintes de délaminage, sont déduites de seuils détectés par émission acoustique. Par conséquent, comme nous l'avons observé expérimentalement, un endommagement limité ne provoque pas, lors du calcul, une perte de linéarité significative sur la courbe de chargement.

La Figure III-1-36 propose une comparaison des résultats de la modélisation, concernant les seuils d'endommagement obtenus pour les trois géométries étudiées, ceci dans le but d'étudier les effets de volume prévus par le modèle. Pour rendre effective une telle comparaison, il faut définir des charges équivalentes, en se ramenant à un même nombre de torons longitudinaux. Ainsi, les valeurs obtenues pour la géométrie 9L80 sont multipliées par 6 / 9 pour être comparables à celles des autres géométries.

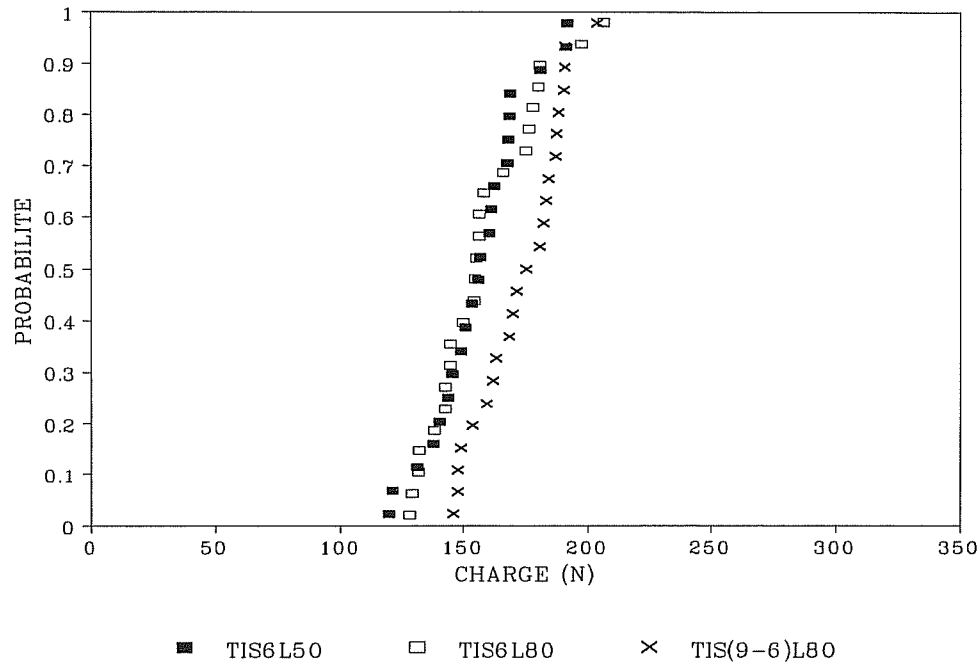


Figure III-1-36: comparaison des distributions des seuils d'endommagement du matériau 1, fournis par la modélisation avec délaminages pour les trois géométries.

Aucune différence n'est remarquée entre les seuils d'endommagement obtenus pour les géométries 6L50 et 6L80, mais les éprouvettes 9L80 commencent à s'endommager pour des charges appliquées équivalentes légèrement supérieures. Cet écart, également observé expérimentalement pour les seuils déterminés graphiquement, et non détecté par émission acoustique, peut s'expliquer par les remarques précédemment citées : plus une structure est importante, moins un faible endommagement a de conséquences visibles sur la courbe de comportement.

Les courbes de comportement présentées sur les Figures III-1-30, III-1-31 et III-1-32 révèlent une bonne description numérique de la phase d'endommagement. L'écart encore observé entre calcul / expérience peut être lié à l'erreur commise sur la complaisance initiale. En effet, on remarque une description presque parfaite de la courbe de comportement dans le cas d'une éprouvette expérimentale ayant présenté une complaisance initiale voisine de celle observée numériquement. Ceci est observable, par exemple, sur la Figure III-1-32. La modélisation actuelle considère des taux surfaciques moyens de fibres, de matrice et de pores; or expérimentalement, une dispersion relativement importante de la complaisance initiale du matériau monocouche est observée, attribuable, en partie, aux variations locales du taux de

renfort dans les torons. Il serait ultérieurement intéressant de prendre en compte cette dispersion (donc de la caractériser de manière précise) dans la modélisation.

Pour déterminer plus précisément l'évolution de l'endommagement au sein de la structure, la simulation d'essais de chargement-déchargement est intéressante. La Figure III-1-37 présente une courbe de comportement ainsi simulée dans le cas d'une éprouvette 6L50.

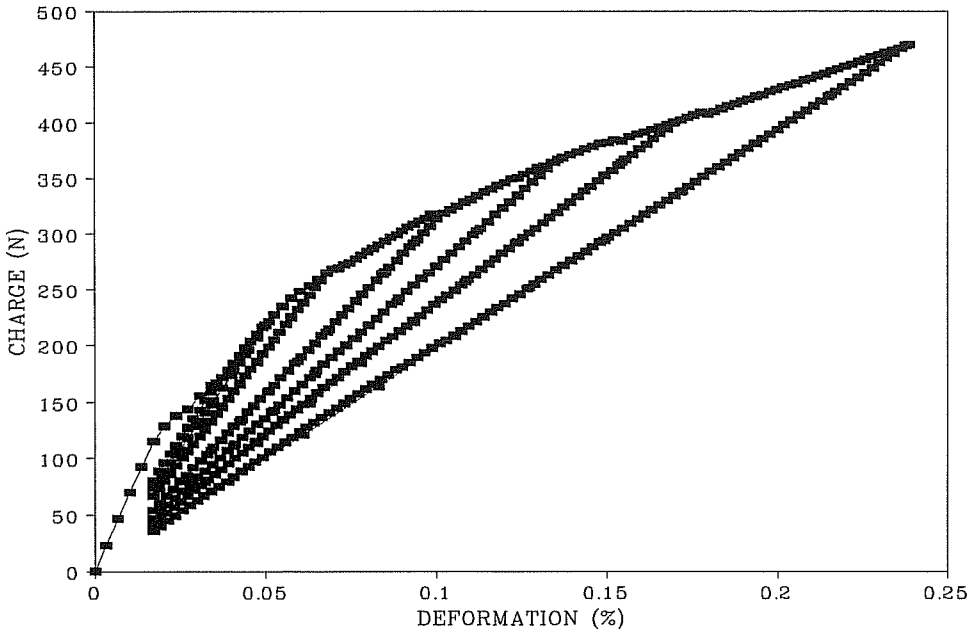


Figure III-1-37 : courbe de chargement-déchargement simulée pour le matériau 1 avec délaminages (6L50).

On peut déterminer les fonctions dommage-charge appliquée et dommage-déformation résultant de la modélisation (Figures III-1-38 et III-1-39) et les comparer à l'expérience. La variation du dommage en fonction de la charge appliquée est bien décrite, mais un écart est observé en ce qui concerne sa variation en fonction de la déformation imposée.

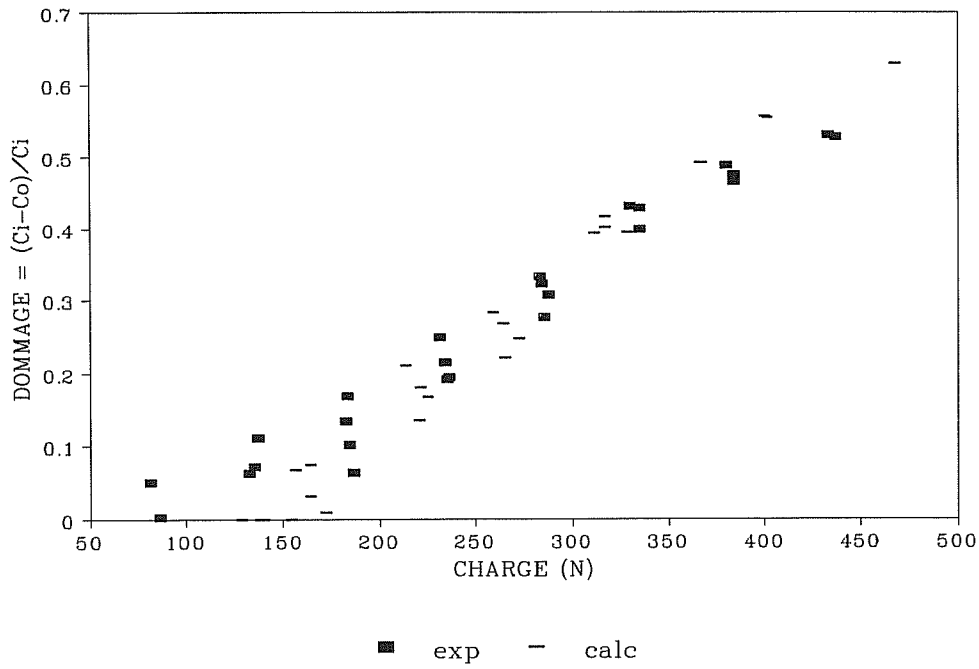


Figure III-1-38 : comparaison des fonctions dommage-charge appliquée expérimentale et numérique pour le matériau 1 avec délaminages (6L50).

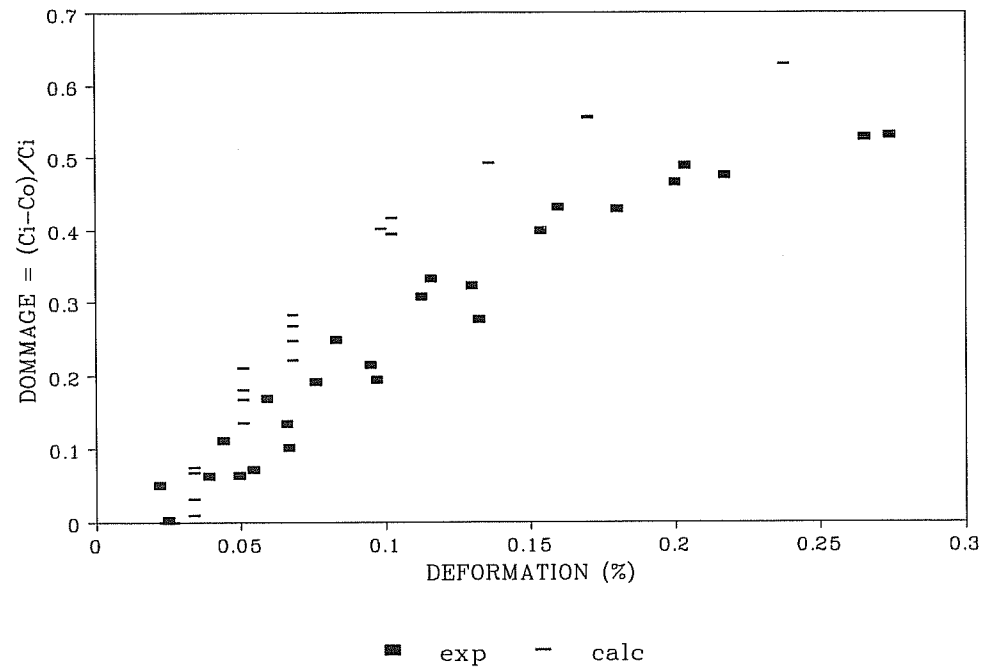


Figure III-1-39 : comparaison des fonctions dommage-déformation expérimentale et modélisée pour le matériau 1 avec délaminages (6L50).

D'autre part, dans le but d'appréhender plus précisément l'influence, sur le comportement mécanique résultant, de l'erreur commise sur la complaisance initiale, des calculs ont été réalisés en introduisant des modules plus faibles dans les torons dans le but de se ramener à la complaisance initiale expérimentale moyenne des éprouvettes. La Figure III-1-40 présente une comparaison type entre les courbes de comportement expérimentale et modélisées en considérant les modules E_0 et E_{trans} ou des modules affaiblis.

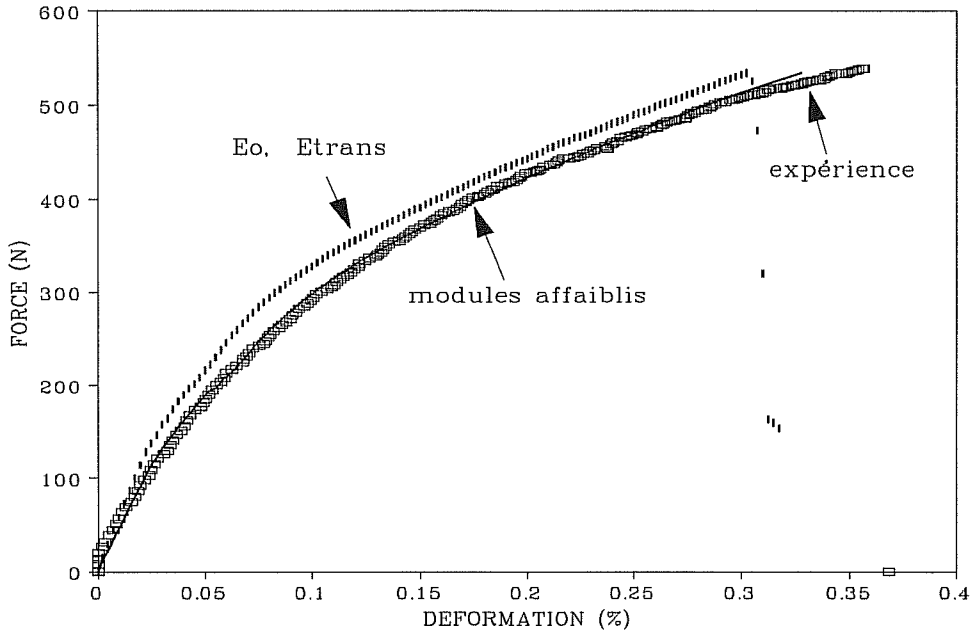


Figure III-1-40 : comparaison expérience-modélisation : effet de la complaisance initiale sur le comportement mécanique du matériau 1 avec délaminages (6l80).

On remarque que l'erreur de complaisance initiale semble pouvoir à elle seule expliquer l'écart encore observé entre le calcul et l'expérience : la courbe modélisée en prenant en compte des modules affaiblis est semblable à la courbe de comportement expérimentale. Ceci est observable plus précisément sur les courbes de dommage. Les Figures III-1-41 et III-1-42 représentent une comparaison entre les fonctions dommage-charge appliquée et dommage-déformation, expérimentale et modélisées en considérant ou non la correction de complaisance initiale. Pour une éprouvette de complaisance plus faible, la courbe dommage-charge appliquée reste inchangée, la courbe dommage-déformation tend quant à elle vers la courbe expérimentale. Ce phénomène a été déjà mis en évidence précédemment dans le cas du matériau sans délaminage.

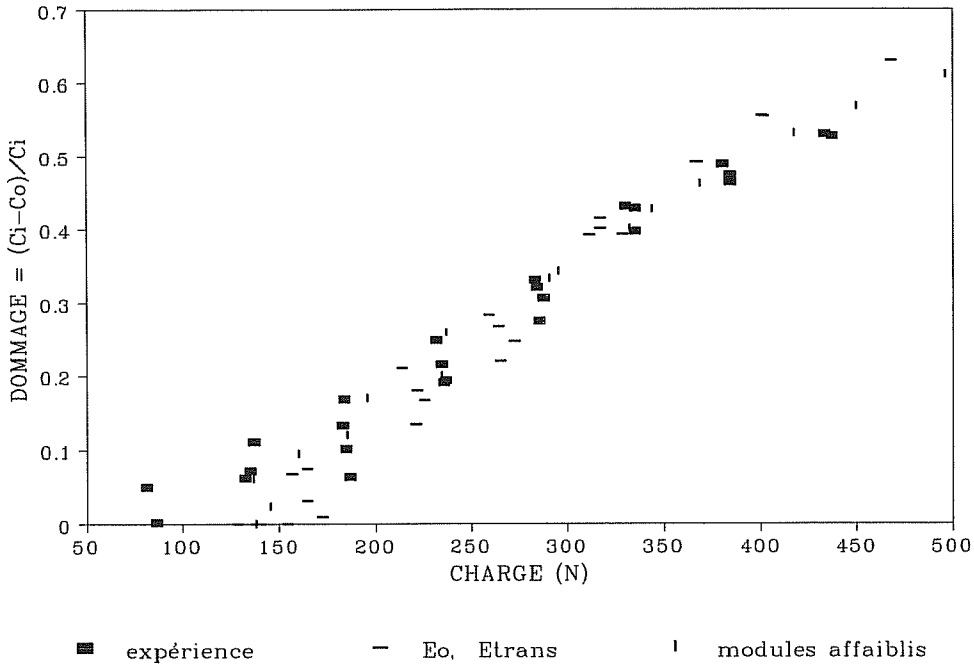


Figure III-1-41 : fonctions dommage-charge appliquée expérimentale et calculées pour le matériau 1 avec délaminages : effet de la complaisance initiale.

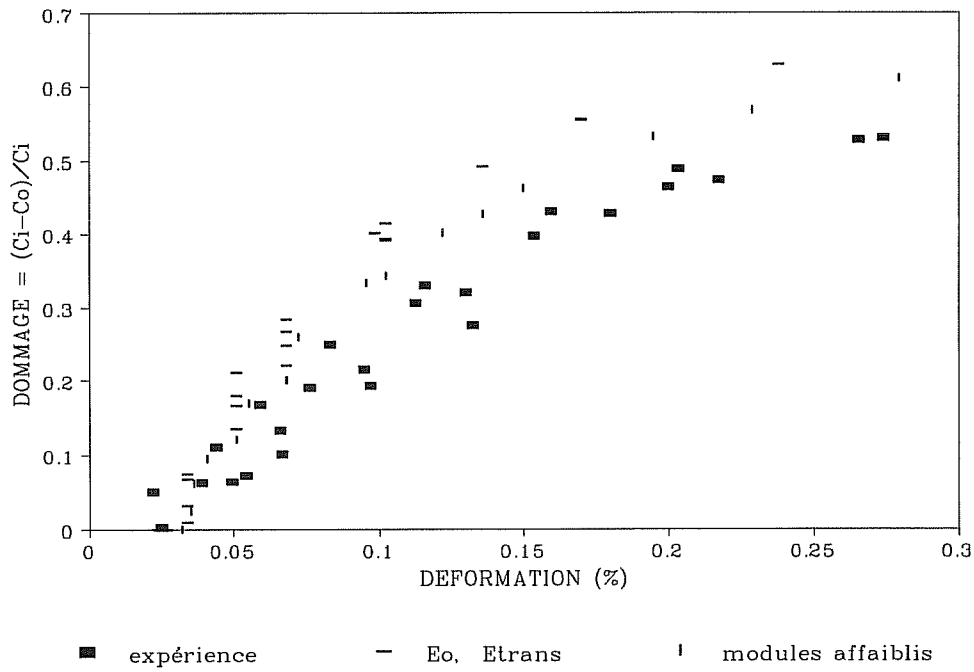


Figure III-1-42 : fonctions dommage-déformation expérimentale et calculées pour le matériau 1 avec délaminages : effet de la complaisance initiale.

Par ailleurs, l'introduction des délaminages ne modifie pas la distribution des charges à rupture, la rupture ultime des éprouvettes étant contrôlée par les torons longitudinaux. Un bon accord est observé, pour les trois géométries étudiées, entre les distributions des contraintes à rupture expérimentales et calculées, comme le montrent les Figures III-1-43, III-1-44 et III-1-45. De même que pour les charges de début d'endommagement, le calcul tend à sous-estimer légèrement la dispersion expérimentale. Il faut noter que cet effet est principalement du à quelques éprouvettes ayant rompu à une charge particulièrement faible, dont le modèle ne rend pas compte.

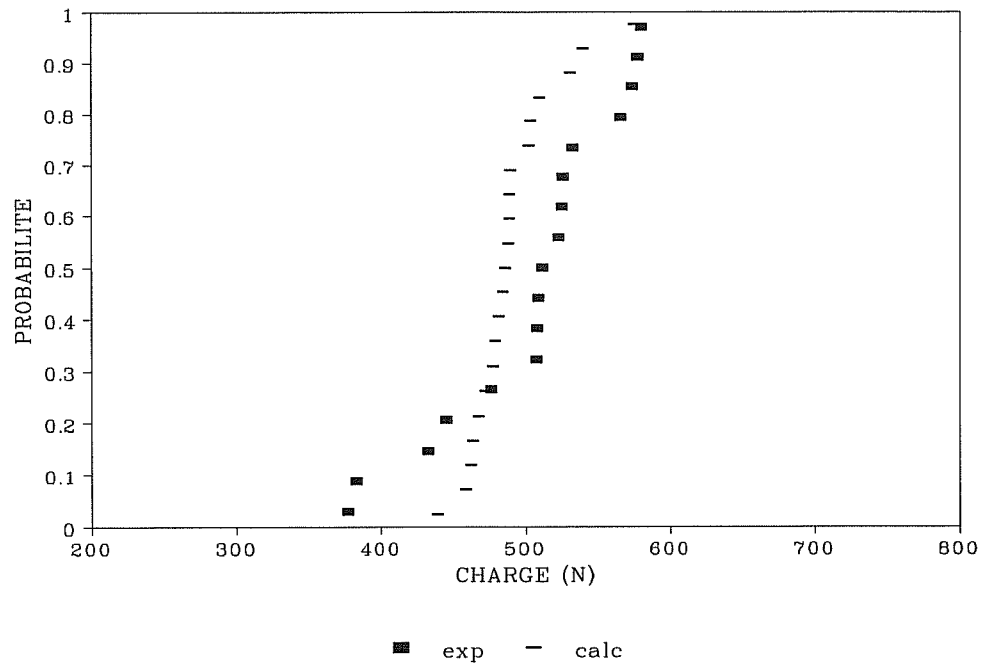


Figure III-1-43 : distributions des charges à rupture expérimentales et calculées pour le matériau 1 avec délaminages, pour la géométrie 6L50.

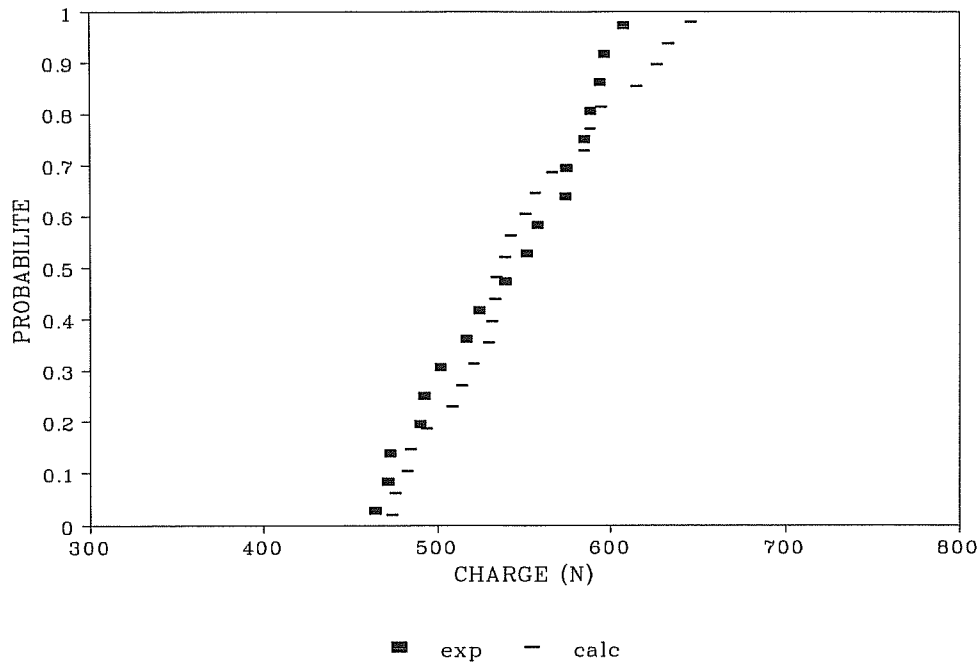


Figure III-1-44 : distributions des charges à rupture expérimentale et calculée pour le matériau 1 avec délaminages, pour la géométrie 6L80.

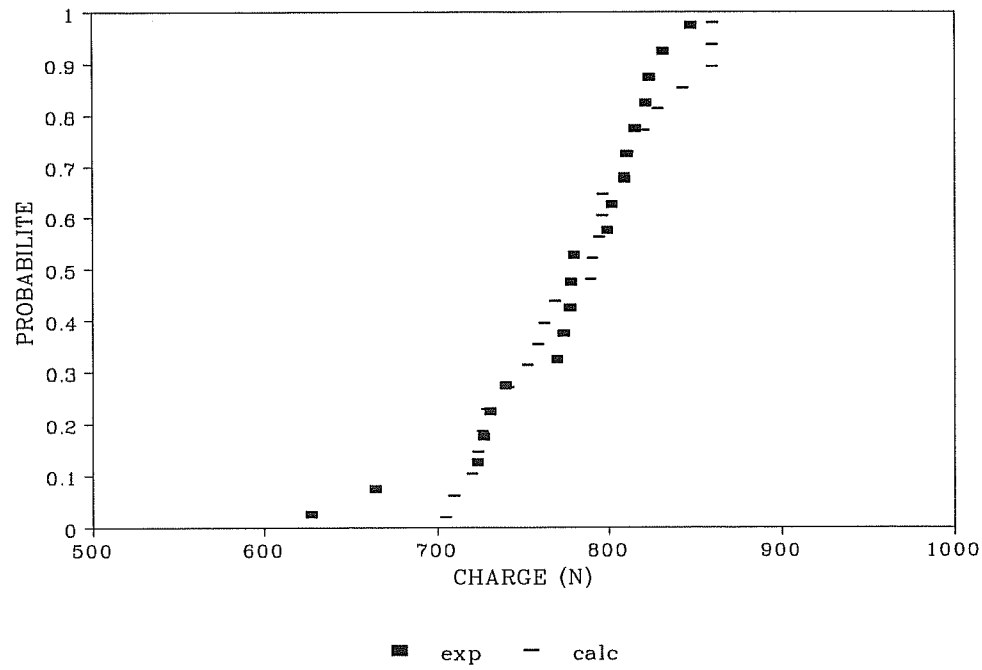


Figure III-1-45 : distributions des charges à rupture expérimentales et calculées pour le matériau 1 avec délaminages, pour la géométrie 9L80.

Pour conclure cette partie concernant la modélisation du matériau 1, on peut rappeler que la modélisation proposée décrit de façon acceptable le comportement expérimentalement observé : une sous-estimation numérique de la complaisance initiale conduit cependant à commettre une erreur quant à la description de l'évolution du dommage en fonction de la déformation appliquée. Ce travail a également permis de mettre en évidence l'importance des délaminages sur le comportement mécanique et de confirmer leur rôle essentiel sur le seuil d'endommagement.

Nous pouvons maintenant présenter la modélisation adoptée pour décrire le comportement mécanique du matériau 2.

II- MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU MATERIAU 2 SOLLICITE EN TRACTION UNIAXIALE.

La modélisation du matériau 2 est basée sur les observations microscopiques présentées dans le deuxième Chapitre, concernant la différence de structure entre les deux matériaux monocouches étudiés. Le matériau 2 correspond, en effet, au matériau 1 enrobé d'une gaine de matrice.

Un maillage similaire à celui utilisé précédemment pour le matériau 1 pourrait être utilisé. Il serait nécessaire, dans ce cas, de superposer aux deux maillages existants, représentant les torons longitudinaux et transversaux, un maillage supplémentaire correspondant à la gaine matricielle. Les calculs deviendraient toutefois plus longs, ce qui est particulièrement pénalisant étant donnée l'approche statistique employée qui nécessite de nombreuses simulations. Les moyens informatiques dont nous disposions ne nous permettaient pas d'aborder ce type d'approche.

Par conséquent, nous avons décidé d'adopter un maillage de type "stratifié" représenté sur la Figure III-2-1. Une couche d'épaisseur 0.4 mm correspondant au matériau 1 est entourée de deux couches d'épaisseur 0.04 mm, représentant la gaine supplémentaire de matrice. Un telle approche perd, en partie, la notion de localisation de l'endommagement au niveau du coeur du matériau. De plus, on suppose que le coeur du matériau 2 possède un comportement identique au matériau monocouche 1, ce qui peut être critiquable en raison de la présence de la gaine matricielle, comme le montre l'Annexe 3.

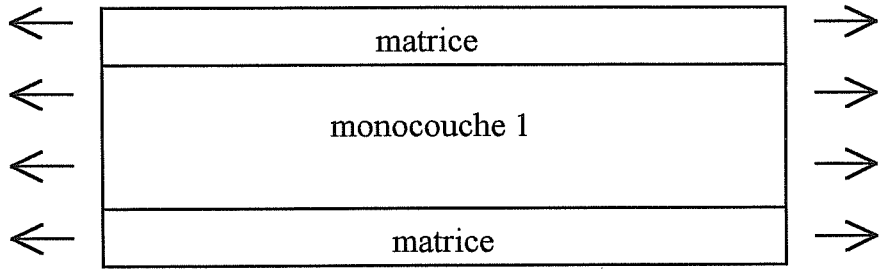


Figure III-2-1 : représentation schématique du maillage utilisé pour représenter le matériau 2.

Nous pouvons, dans un premier temps, présenter les données nécessaires à une telle modélisation. Les deux cas précédemment étudiés, correspondant à des matériaux ayant ou non présentés des délaminages entre les torons longitudinaux et transversaux, sont encore considérés à cette échelle. En effet, comme nous le verrons dans le quatrième Chapitre, aucun délaminage entre torons perpendiculaires n'est mis en évidence dans le matériau tissé multicouche, d'où la nécessité de simuler un matériau monocouche 2 sans délaminage.

2-1) Données du problème.

Un déplacement est imposé à la structure comme indiqué sur la Figure III-2-1, et l'on travaille avec l'hypothèse des déformations planes.

2-1-1) Le matériau monocouche 1.

Les torons longitudinaux et transversaux, éléments constitutifs principaux du matériau 1, ne sont physiquement pas représentés dans le cadre de cette modélisation. Par conséquent, le matériau 1 est introduit dans la présente modélisation sous la forme d'une couche homogène équivalente. Comme vu précédemment, le comportement du matériau 1 est élastique endommageable. La fonction dommage traduit alors les différents endommagements ayant lieu au sein des éprouvettes, tels que la fissuration des torons longitudinaux et transversaux et la modification possible de la nature de la liaison entre les torons de trame et de chaîne.

La modélisation d'un tel comportement dans un code de calcul par éléments finis nécessite ainsi la définition de la fonction dommage-déformation. Une simulation similaire à celle réalisée pour introduire le comportement des torons longitudinaux selon la technique d'endommagement en "continu" est effectuée.

Les résultats de la simulation d'essais de chargement-déchargement sur le matériau 1 servent alors de base de données. La modélisation précédente a donné en effet des résultats satisfaisants, exceptée une erreur minime sur la complaisance initiale qui conduisait à une imperfection dans la description de l'évolution du dommage en fonction de la déformation appliquée. Nous avons donc préféré, pour caractériser l'endommagement du matériau homogène équivalent, partir de son expression en fonction de la charge appliquée, décrite par une équation du type :

$$D = Q\,[1 - \exp(-k\,(F - F_S)^l)]$$

où Q, k et l sont des paramètres fixés pour une géométrie donnée, F_S est un seuil d'endommagement.

Dans le cas des éprouvettes contenant 6 torons longitudinaux, des délaminages entre les torons longitudinaux et transversaux étant autorisés, les paramètres suivants ont été obtenus :

$$Q = 0.675,\ k = 2.9\ 10^{-4},\ l = 1.54 \text{ et } F_S = 130 \text{ N}.$$

La Figure III-2-2 présente le résultat de cette optimisation : différentes courbes dommage-charge appliquée sont représentées, les paramètres Q, k, l précédents étant considérés, mais différentes valeurs du seuil F_S sont utilisées. On remarque que la dispersion numérique peut s'exprimer par des seuils d'endommagement différents comme dans le cas des données expérimentales. Ces seuils correspondent à l'amorçage du dommage dans le matériau et nous les avons dans ce cas identifiés aux seuils détectés par émission acoustique, manifestation la plus précoce de l'apparition du dommage : les seuils obtenus numériquement, correspondant aux pertes de la linéarité, sont d'environ 16 % supérieurs à ceux-ci, et doivent donc être corrigés.

Dans le cas des matériaux contenant 6 torons longitudinaux et ne présentant pas de délaminage entre les torons perpendiculaires, les paramètres optimisés de la fonction dommage-charge appliquée sont les suivants :

$$Q = 0.76,\ k = 4.1\ 10^{-4},\ l = 1.39.$$

La dispersion observée peut encore être exprimée uniquement en considérant des seuils d'endommagement différents, comme le montre la Figure III-2-3. Les seuils possibles correspondent alors directement aux charges de début d'endommagement obtenues via la modélisation.

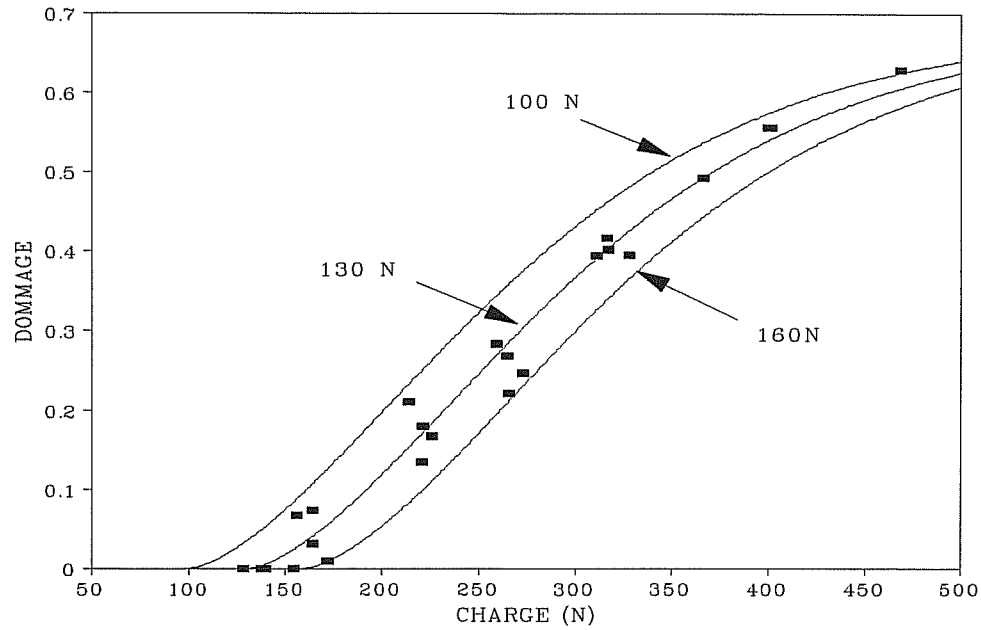


Figure III-2-2 : optimisation de la fonction dommage résultant de la simulation numérique du matériau 1 ayant présenté des délaminages.

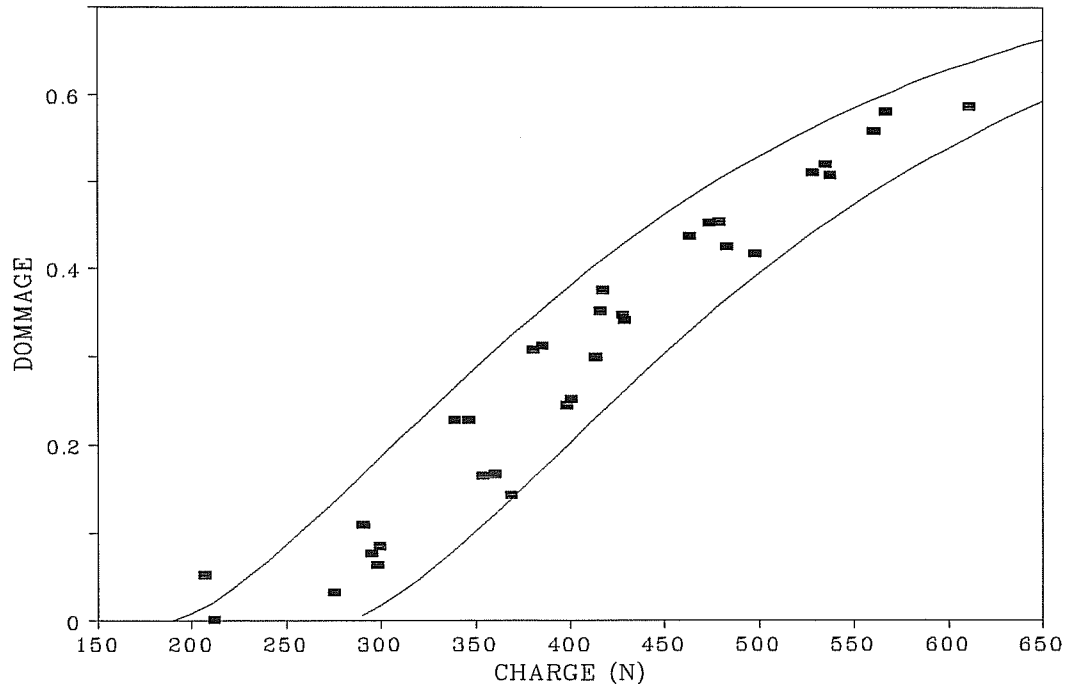


Figure III-2-3 : optimisation de la fonction dommage résultant de la modélisation dans le cas du matériau 1 n'ayant pas présenté de délaminage.

Ainsi, d'une façon générale, dès lors qu'un seuil d'endommagement est fixé, on connaît la fonction dommage-charge appliquée correspondante. Mais le passage de la fonction

dommage-charge appliquée à la fonction dommage-déformation (nécessaire à la modélisation) est impossible analytiquement, nous avons donc défini cette dernière "point par point", de la façon suivante :

$$F_i \xrightarrow{D=f(F)} D_i \longrightarrow \varepsilon_i = \frac{C_0 F_i}{(1-D_i)}$$

étant donnée l'erreur commise numériquement sur la complaisance initiale, C_0 est assimilée aux complaisances expérimentalement observées, et choisie aléatoirement parmi ces dernières. Or, aucune corrélation n'est observable entre les charges de début d'endommagement et la complaisance initiale de la couche : ces deux variables étant donc découplées, leurs tirages sont alors indépendants.

Cependant, il faut introduire dans la modélisation une expression analytique de la fonction dommage-déformation. Nous avons choisi d'approcher cette dernière (définie "point par point") par une fonction d'une forme comparable à celle utilisée pour décrire la variation du dommage en fonction de la charge appliquée. Le dommage s'écrit alors sous la forme suivante :

$$D = Q' [1 - \exp(-k' (\varepsilon - \varepsilon_s)^{l'})]$$

avec : $* \varepsilon_s = F_s C_0$

$* Q'$, k' et l' : paramètres à déterminer. Pratiquement, à partir des couples (D_i, ε_i) obtenus comme précédemment expliqué, le logiciel SiDoLo optimise ces paramètres.

En ce qui concerne la rupture, comme expérimentalement observé, un certain niveau d'endommagement doit être atteint au sein de la structure avant que la rupture ultime ne se produise. Il existe en effet, également numériquement, un coefficient β tel que : $F_r > \beta * F_d$. Dans le cas du matériau ayant présenté des délaminages, on a : $\beta = 2.5$, dans le cas contraire : $\beta = 2$. Le tirage d'une charge à rupture aléatoire, parmi les charges à rupture possibles résultant de la modélisation du matériau 1, est donc conditionnel. La déformation à rupture ε_r associée à la couche considérée est alors déduite, de la manière suivante, de la charge à rupture F_r ainsi déterminée :

$$F_r \xrightarrow{D=f(F)} D_r \longrightarrow \varepsilon_r = \frac{C_0 F_r}{1-D_r}$$

avec D_r : dommage atteint pour la charge appliquée F_r.

Ainsi le comportement homogénéisé du matériau 1 est caractérisé par une complaisance initiale, un seuil d'endommagement, un seuil de rupture, et une fonction dommage-déformation. A partir de la complaisance initiale C_0, on détermine un module d'Young moyen caractérisant la couche : $E_0 = 1/(C_0 S)$, S étant la section de l'éprouvette correspondant à la couche représentant le matériau 1. Cette valeur est introduite dans la modélisation.

2-1-2) La gaine matricielle.

Comme vu précédemment, il est difficile d'accéder expérimentalement au rôle exact joué par la gaine matricielle observée autour des torons au sein de ce matériau, hormis son effet raidisseur pour la structure. Il est toutefois apparu que l'endommagement initial résulte de la fissuration de cette gaine matricielle, cette dernière ne jouant plus qu'un rôle négligeable au moment de la rupture ultime des éprouvettes. Mais sa cinétique de fissuration reste inconnue. Ne disposant pas d'informations suffisantes sur ce point, nous avons du définir, à partir des données expérimentales à notre disposition, une cinétique moyenne de fissuration de la gaine matricielle.

Le matériau 2 peut être assimilé à un système de deux phases en parallèle, correspondant respectivement au matériau 1 et à la gaine matricielle, ainsi :

$$K_{mat2} = K_{mat1} + K_{matrice}$$

avec K_{mat2}, K_{mat1}, $K_{matrice}$ respectivement les raideurs (inverses des complaisances) des matériaux 2 et 1, et de la gaine matricielle.

Le dommage D est relié aux augmentations de complaisance (chutes de raideurs) observées lors de la sollicitation de la structure, il s'écrit ainsi sous la forme suivante :

$$D = \frac{K_0 - K_i}{K_0}$$

K_0 et K_i étant respectivement les raideurs initiale et en cours d'essai du matériau considéré.

On peut alors écrire les relations suivantes :

$$K_{imat2} = K_{imat1} + K_{imatrice}$$

$$K_{imatrice} = (1 - D_{imat2})\, K_{0mat2} - (1 - D_{imat1})\, K_{0mat1} \qquad \text{(équa. 11)}$$

or

$$D_{imatrice} = \frac{K_{0matrice} - K_{imatrice}}{K_{0matrice}} \qquad \text{(équa. 12)}$$

Ainsi, à partir des équations 11 et 12, connaissant les fonctions expérimentales dommage-déformation moyennes caractérisant les deux matériaux monocouches étudiés, on peut obtenir l'évolution du dommage observé dans la gaine matricielle en fonction de la déformation appliquée à l'éprouvette. Une hypothèse sous-jacente à ce calcul est l'indépendance du comportement global du matériau 1 par rapport à la gaine matricielle l'enrobant.

Pratiquement, en ce qui concerne le matériau 1, comme vu dans le deuxième Chapitre, on peut écrire la fonction dommage expérimentale sous la forme :

$$D_{imat1} = 0.65\ (1- \exp(-5.7\ 10^{-4}\ (F_i - F_s)^{1.4})$$

F_s étant un seuil d'endommagement aléatoire (N). Considérant le seuil d'endommagement moyen, ainsi que la complaisance moyenne expérimentalement observés, on peut déterminer la variation correspondante du dommage en fonction de la déformation appliquée pour le matériau 1.

En ce qui concerne le matériau 2, la fonction dommage-déformation correspondante a été déterminée directement à partir des valeurs expérimentales :

$$D_{imat2} = 0.8\ (1- \exp(-214.7\ (\varepsilon_i - \varepsilon_s)^{0.69})$$

La Figure III-2-4 représente les fonctions dommage-déformation moyennes ainsi obtenues pour les deux matériaux et la fonction dommage-déformation de la gaine matricielle déduite de ces dernières. On remarque que celle-ci présente rapidement une asymptote pour un dommage proche de 1 : ceci rend compte de ce qui a été expérimentalement remarqué, à savoir le rôle négligeable de la gaine matricielle lors de la rupture ultime du matériau, un état de saturation de la fissuration y étant atteint.
Remarque : On peut noter que, suivant les valeurs de seuils d'endommagement et de complaisances considérées pour les calculs, l'asymptote est atteinte pour une valeur légèrement supérieure ou inférieure à 1.

Par ailleurs, une évolution très rapide de l'endommagement est observée au sein de la gaine maticielle : il apparaît en effet que sa rigidité a chuté d'environ 90 % pour une déformation de 0.06 % environ. Malgré la simplicité de ce calcul et les hypothèses effectuées, ce résultat est comparable, comme nous le verrons dans le quatrième Chapitre, à ce que L. Guillaumat (1994) a expérimentalement mis en évidence dans le matériau multicouche.

Pour la simulation, nous avons considéré que le dommage matriciel est proportionnel au pourcentage d'éléments de matrice cassés. Ainsi, à partir de la fonction d'endommagement de la gaine matricielle, on déduit la "cinétique" de fissuration de cette dernière, représentée sur la Figure III-2-5. Il faut en effet affecter à chaque élément fini appartenant aux couches de matrice, une déformation à rupture. Nous faisons par ailleurs l'hypothèse que le dommage matriciel (c'est-à-dire en fait une fissure) se propage sur toute l'épaisseur de la couche périphérique de matrice. Ainsi, à partir de la cinétique de fissuration de la gaine matricielle, on attribue aléatoirement une déformation à rupture aux différents éléments finis comme illustré sur la Figure III-2-6.

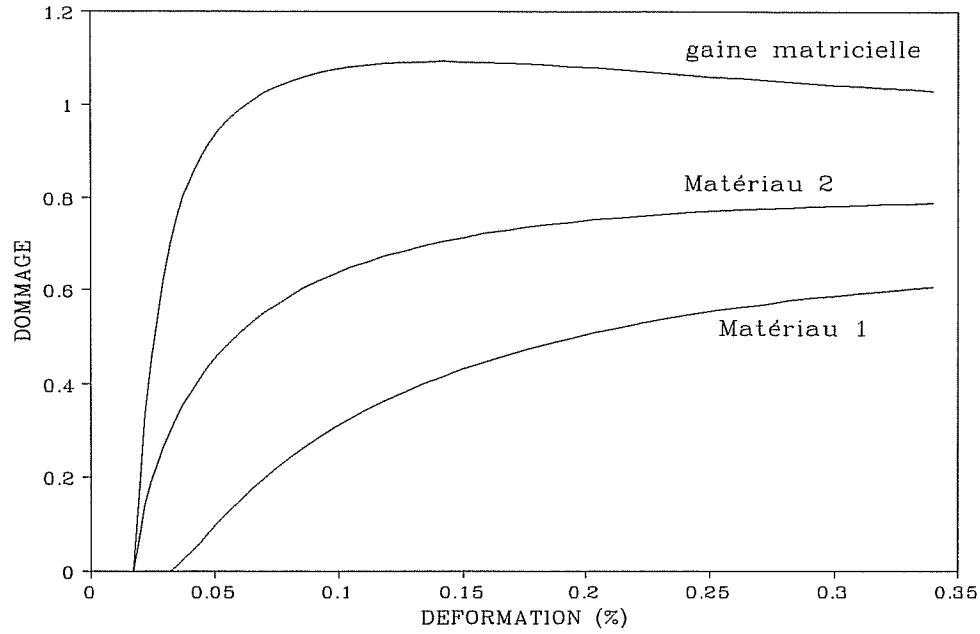


Figure III-2-4 : fonctions dommage-déformation expérimentales moyennes des matériaux monocouches 1 et 2 et calculée pour la gaine matricielle.

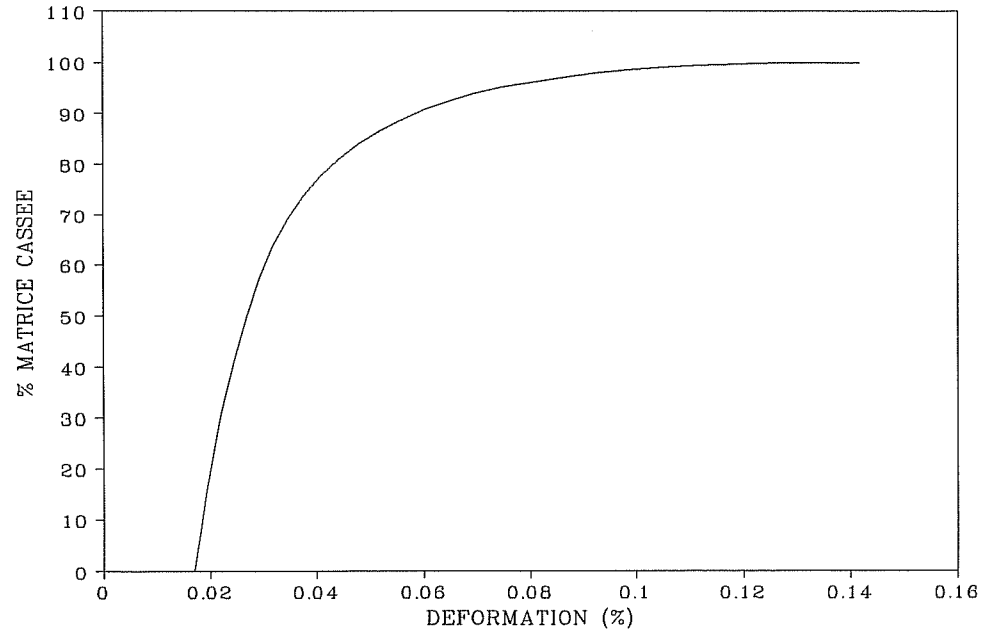


Figure III-2-5 : "cinétique" de fissuration de la gaine matricielle "enrobant" le matériau 2.

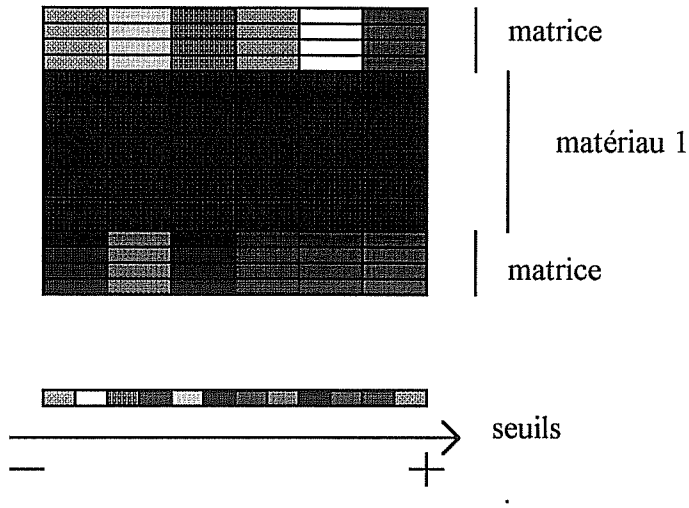


Figure III-2-6 : distributions des seuils à rupture sur les éléments du maillage (le quadrillage représente le découpage en éléments finis).

Nous avons ainsi à notre disposition les données nécessaires à la modélisation du matériau 2 : le comportement du matériau homogène équivalent au matériau monocouche 1 (ayant ou non présenté le phénomène de délaminage) et une cinétique de fissuration de la gaine matricielle. Nous pouvons maintenant présenter les résultats de la modélisation et les comparer à l'expérience.

2-2) Résultats de la modélisation.

Avant de présenter les résultats à proprement parler de la modélisation du matériau 2, il semble intéressant de valider les données introduites dans la modélisation concernant le comportement homogénéisé du matériau 1.

2-2-1) Validation des données : modélisation du matériau 1.

Il s'agit ici de valider le comportement du matériau homogène équivalent au matériau 1 en comparant les résultats ainsi produits avec ceux obtenus précédemment lors de la modélisation complète de ce même matériau. Les deux cas étudiés précédemment, correspondant aux matériaux ayant ou non présenté le phénomène de délaminage, sont considérés, mais seules les éprouvettes de longueur de fût 80 mm et possédant 6 torons longitudinaux, sont modélisées. Une vingtaine de simulations est réalisée pour les deux cas étudiés, dans le but de déterminer les distributions des seuils d'endommagement et de rupture résultantes. Ces dernières sont comparées aux distributions attendues.

La Figure III-2-7 représente une courbe de comportement type ainsi modélisée dans le cas du matériau n'ayant pas présenté de délaminage entre les torons de trame et de chaîne. On observe bien, sur la courbe de comportement résultante, les deux phases habituellement rencontrées pour ce type de matériau, soient une première partie linéaire élastique caractérisée par la complaisance C_0 initialement affectée à la monocouche et une deuxième zone correspondant à l'endommagement progressif de la structure. On peut déterminer la dispersion des seuils d'endommagement et de rupture : les Figures III-2-8 et III-2-9 présentent une comparaison entre les distributions résultant du comportement homogénéisé et provenant de la modélisation précédente du matériau 1 sans délaminage. Le comportement homogénéisé correspond bien au comportement attendu.

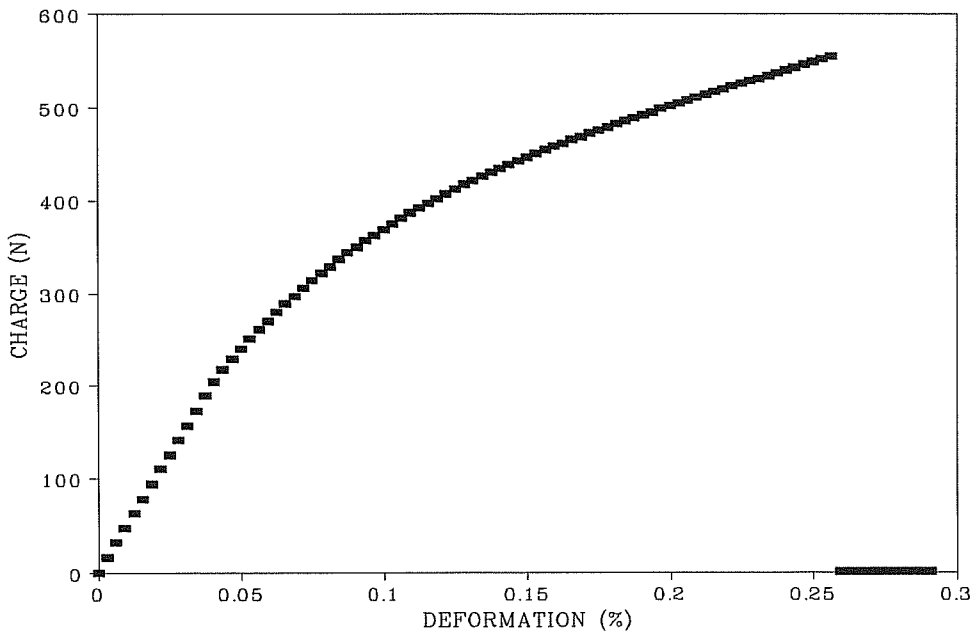


Figure III-2-7 : courbe charge-déformation du matériau 1 sans délaminage (6L80) (comportement homogène équivalent).

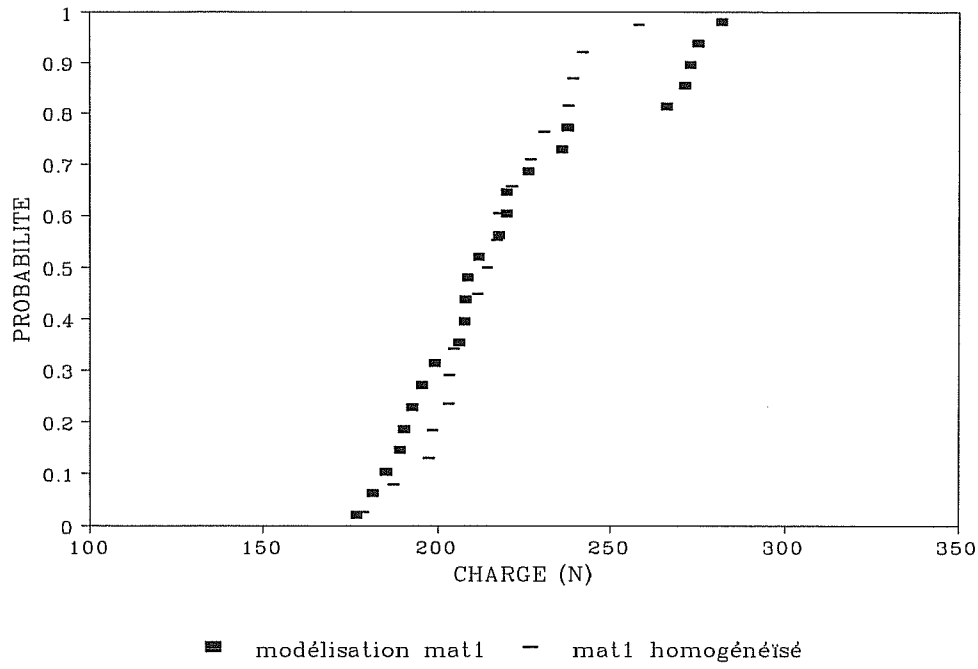


Figure III-2-8 : distributions des seuils d'endommagement du matériau 1 sans délaminage (6L80).

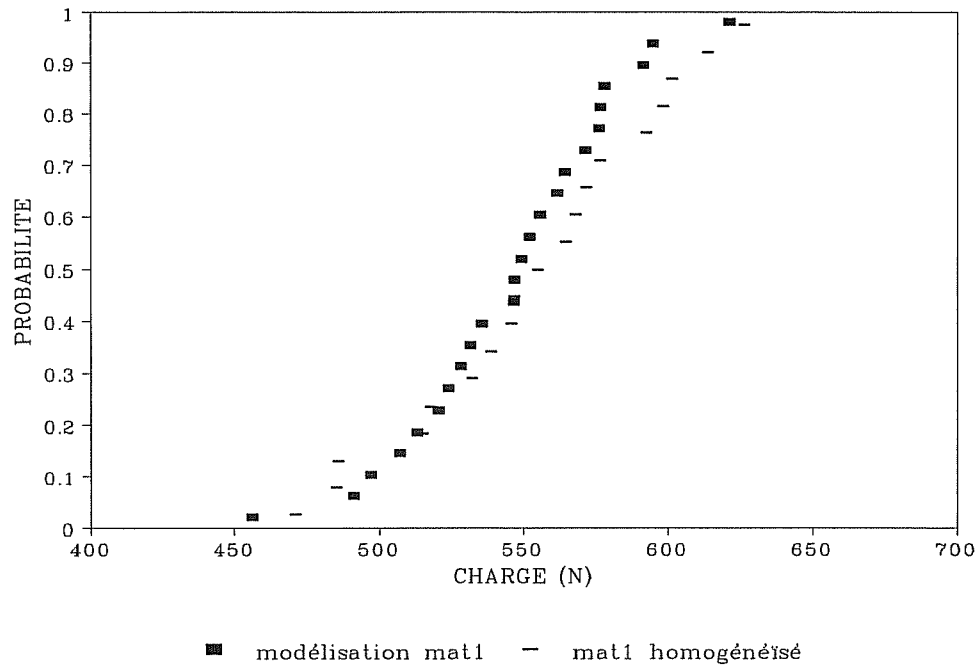


Figure III-2-9 : distributions des seuils de rupture du matériau 1 sans délaminage (6L80).

Une étude comparable a été réalisée dans le cas du matériau 1 ayant présenté des délaminages. La Figure III-2-10 représente une courbe de comportement ainsi modélisée. Les Figures III-2-11 et III-2-12 comparent respectivement les distributions des seuils d'endommagement et de rupture obtenus via le comportement homogénéisé de ce matériau et les distributions expérimentales. Ici aussi, l'accord observé est satisfaisant.

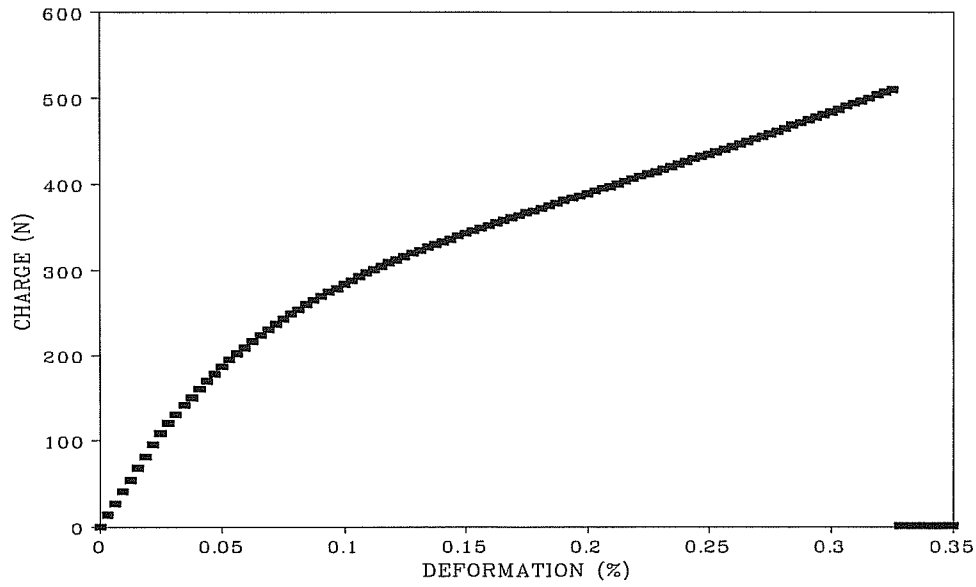


Figure III-2-10 : courbe charge-déformation du matériau 1 avec délaminages (6L80). (comportement homogène équivalent).

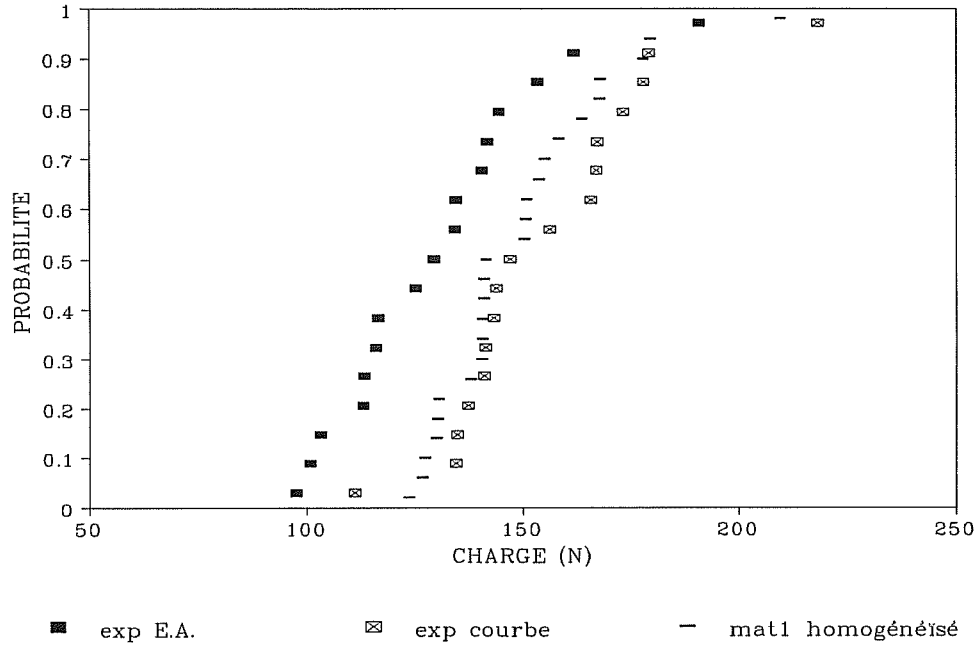


Figure III-2-11 : distributions des seuils d'endommagement du matériau 1 avec délaminages (6L80).

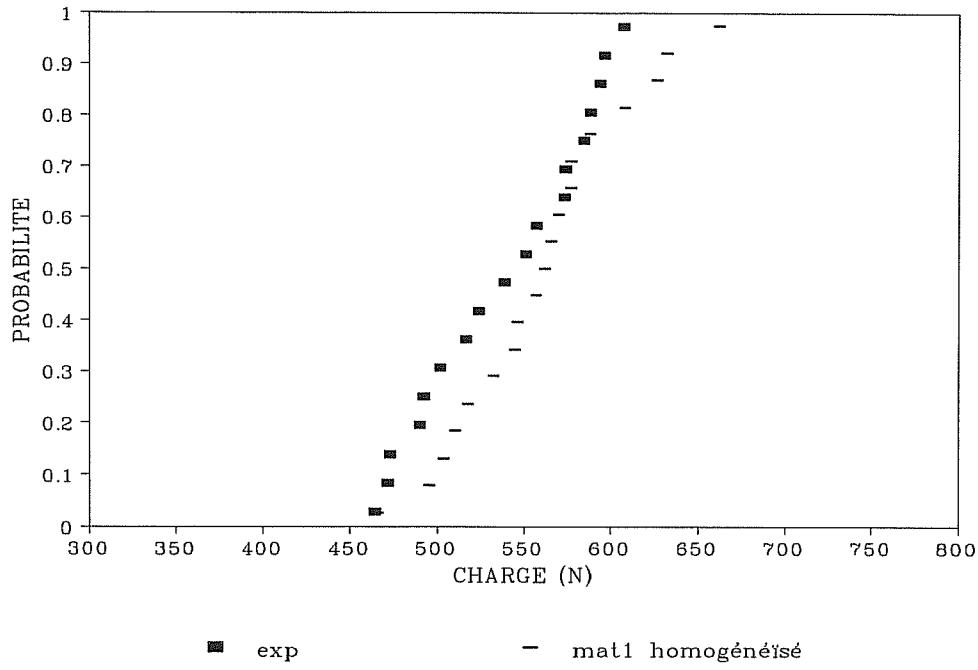


Figure III-2-12 : distributions des seuils de rupture du matériau 1 ayant présenté des délaminages (6L80).

2-2-2) Modélisation du matériau 2.

Seule la géométrie 6L80 (6 torons longitudinaux et 80 mm de longueur de fût) a été modélisée. Le maillage utilisé est schématisé sur la Figure III-2-1. Une étude préalable de convergence a été réalisée pour prouver l'indépendance des résultats de la modélisation avec la finesse du maillage. Chaque couche est découpée sur sa longueur en 50 éléments, dans son épaisseur en trois éléments. A la couche correspondant au matériau 1 est affecté le comportement homogénéisé de ce matériau ayant ou non présenté le phénomène de délaminage entre les torons longitudinaux et transversaux. La cinétique de fissuration de la gaine matricielle est affectée aux autres couches. Dans un premier temps nous allons étudier le cas du matériau dans lequel aucun délaminage n'est observé.

2-2-2-a) Modélisation du matériau 2 sans délaminage.

Ces calculs ont principalement été réalisés dans le but de modéliser le composite SiC/SiC tissé multicouche, dans lequel aucun délaminage entre torons perpendiculaires n'est mis en évidence. Une vingtaine d'essais de traction monotone et 5 essais de chargement-déchargement ont été simulés dans le but d'obtenir les distributions des seuils d'endommagement et de rupture et les fonctions dommage-charge appliquée et dommage-

déformation. Néanmoins, il semble intéressant de comparer ces résultats avec ceux expérimentalement observés pour étudier l'influence des délaminages à cette échelle.

Ainsi, la Figure III-2-13 représente une comparaison entre une courbe de comportement expérimentale et une courbe résultant de la simulation. La complaisance initiale du système est bien décrite. Cependant, de même que précédemment observé lors de la modélisation du matériau 1 sans prise en compte des délaminages, on remarque une surestimation de la rigidité globale de la structure lors de la phase d'endommagement, conduisant à une sous-estimation importante des déformations à rupture.

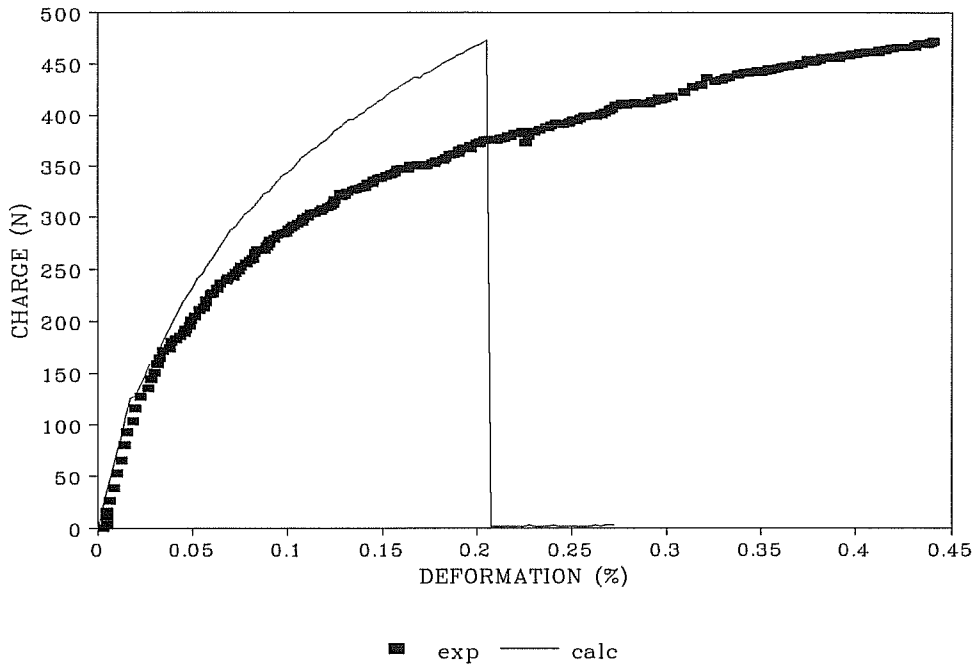


Figure III-2-13 : comparaison des courbes charge-déformation expérimentales et simulées sans délaminage dans le cas du matériau 2 (6L80).

Cependant, une bonne description du seuil d'endommagement est observée, comme on peut le voir sur la Figure III-2-14, représentant une comparaison entre les distributions expérimentales des seuils d'endommagement détectés par émission acoustique et graphiquement (via la perte de la linéarité des courbes de comportement), et la distribution obtenue par le présent modèle. On observe toutefois une dispersion plus faible des résultats de calcul. Ces remarques sont également valables en ce qui concerne les charges à rupture, comme le montre la Figure III-2-15. Le modèle ne décrit pas les queues des distributions, soient les faibles valeurs des seuils d'endommagement ou de rupture.

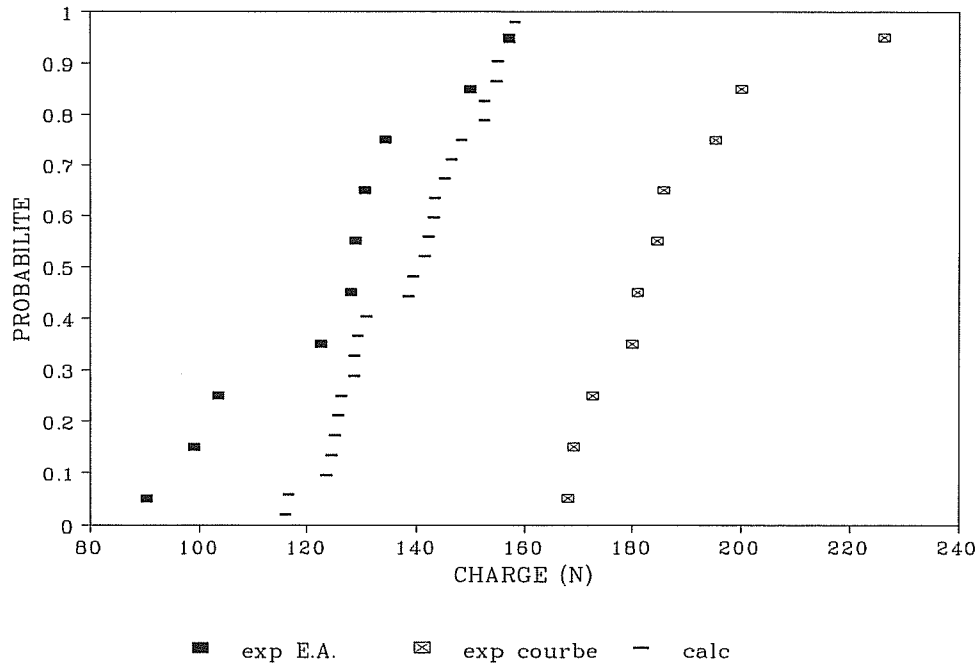


Figure III-2-14 : distributions expérimentales et calculée des seuils d'endommagement du matériau 2 sans délaminage (6L80).

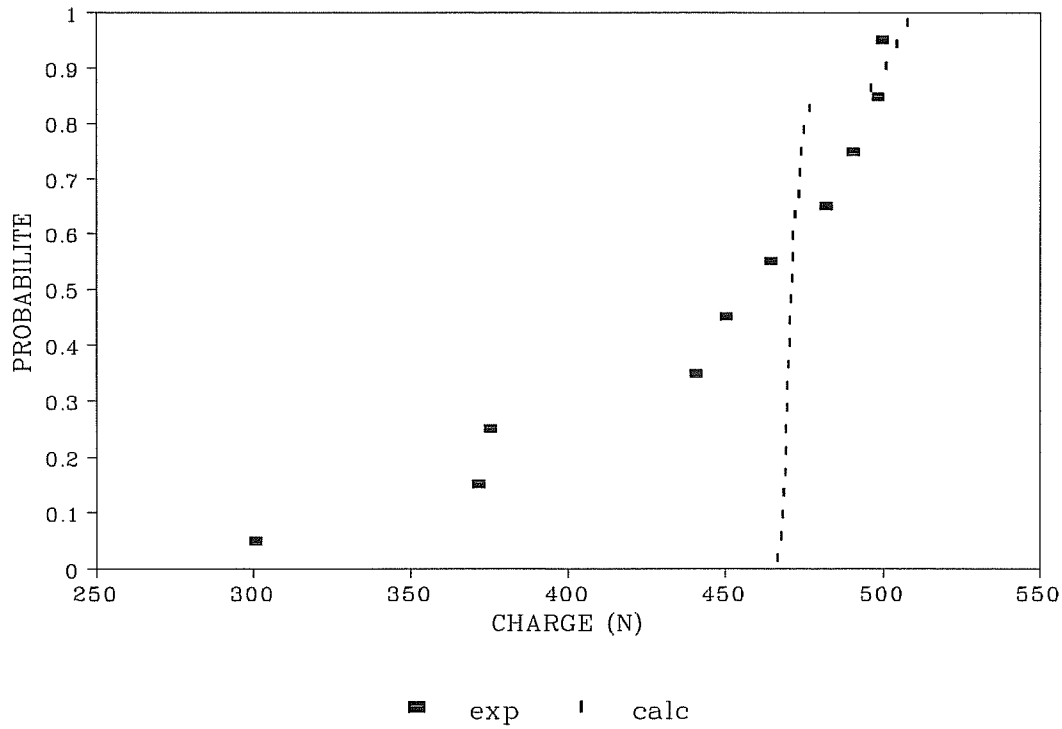


Figure III-2-15 : distributions expérimentale et calculée des seuils de rupture du matériau 2 sans délaminage (6L80).

Par ailleurs, comme nous l'avons déjà remarqué sur la Figure III-2-13 représentant des courbes de comportement expérimentales et calculées, la cinétique d'endommagement de la structure est mal décrite. Ceci est également observable sur les Figures III-2-16 et III-2-17 représentant respectivement l'évolution du dommage en fonction de la charge et de la déformation appliquées à l'éprouvette. Un désaccord est observé entre le modèle et l'expérience, ceci étant particulièrement évident à partir d'un certain stade d'endommagement. Or l'endommagement initial est principalement lié à la fissuration de la gaine matricielle : ce phénomène semble donc relativement bien décrit. L'erreur commise provient par conséquent davantage du comportement du coeur de la monocouche, soit du comportement affecté au matériau 1 : comme vu précédemment, il est en effet nécessaire d'introduire les délaminages expérimentalement observés.

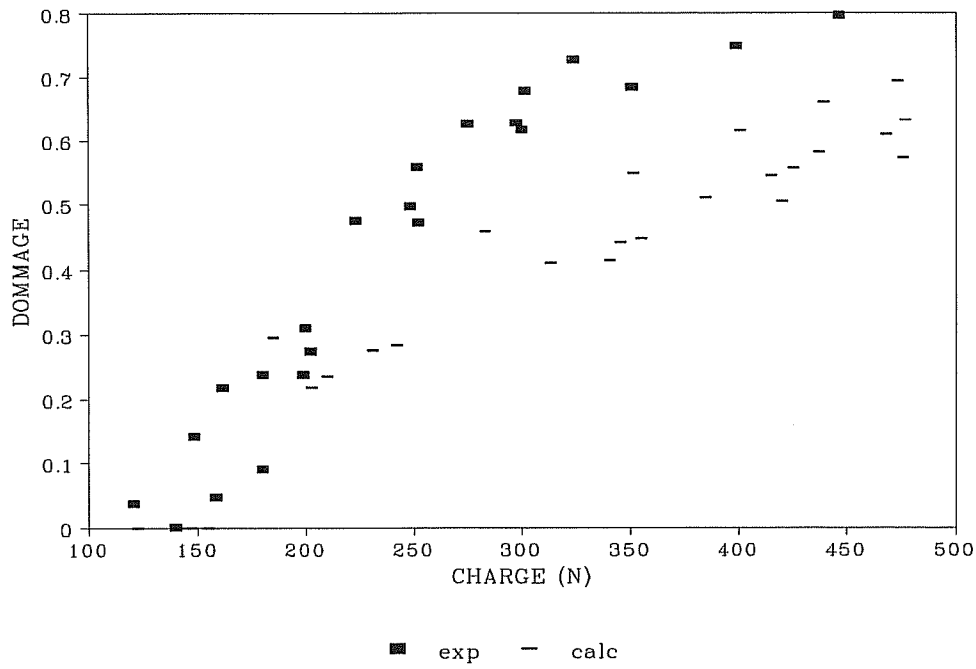


Figure III-2-16 : courbes dommage-charge appliquée expérimentale et calculée pour le matériau 2 sans délaminage (6L80).

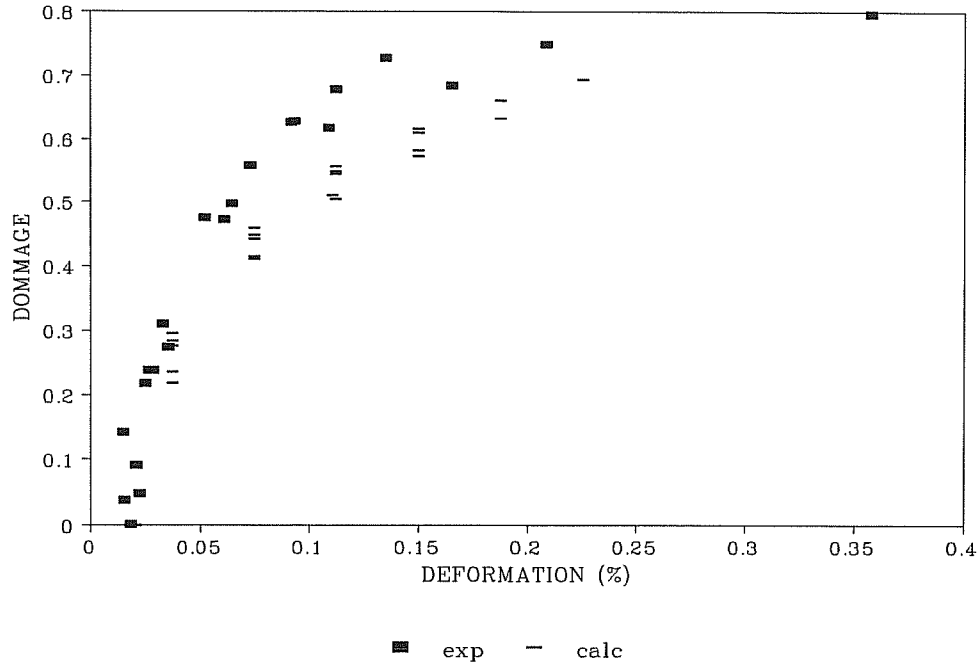


Figure III-2-17 : courbes dommage-déformation expérimentale et calculée pour le matériau 2 sans délaminage (6L80).

2-2-2-b) Modélisation du matériau 2 avec délaminage.

Nous allons maintenant modéliser le matériau 2 en considérant que des délaminages peuvent se produire entre les torons longitudinaux et transversaux. Les délaminages seront intégrés dans le comportement du matériau homogène équivalent au matériau monocouche 1. Comme précédemment, une vingtaine d'essais de traction monotone et cinq essais de chargement-déchargement ont été simulés.

La Figure III-2-18 présente une comparaison entre une courbe de comportement ainsi simulée et une courbe expérimentale. La complaisance initiale du système est toujours bien décrite. En effet une valeur moyenne de 14.6 [1] 10^{-7} N^{-1} est obtenue numériquement, contre 14.3 10^{-7} N^{-1} expérimentalement. L'introduction des délaminages dans l'actuelle modélisation, via le comportement homogénéisé du matériau 1, n'intervient pas non plus sur le seuil d'endommagement, phénomène en effet contrôlé par la fissuration des couches externes de matrice. Ainsi, la distribution des seuils d'endommagement est presque inchangée par rapport au cas sans délaminage. Ceci est observable sur la Figure III-2-19 représentant les distributions calculées pour les cas considérés (délaminages ou non). Une valeur moyenne de 140 [20.1] N est obtenue, le seuil d'endommagement est ainsi bien décrit.

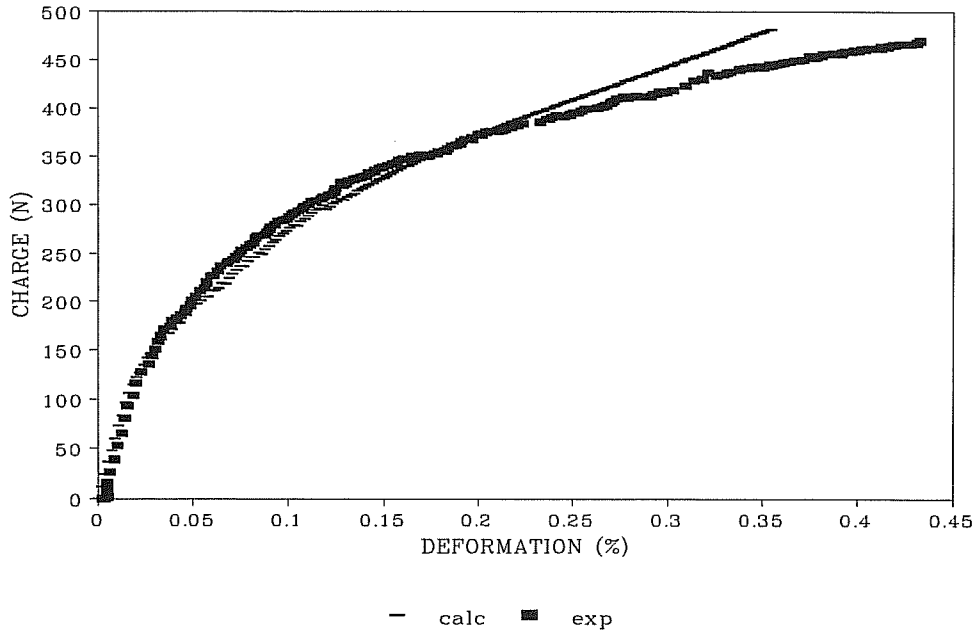


Figure III-2-18 : courbes charge-déformation expérimentale et calculée pour le matériau 2 ayant présenté des délaminages entre les torons de trame et de chaîne (6L80).

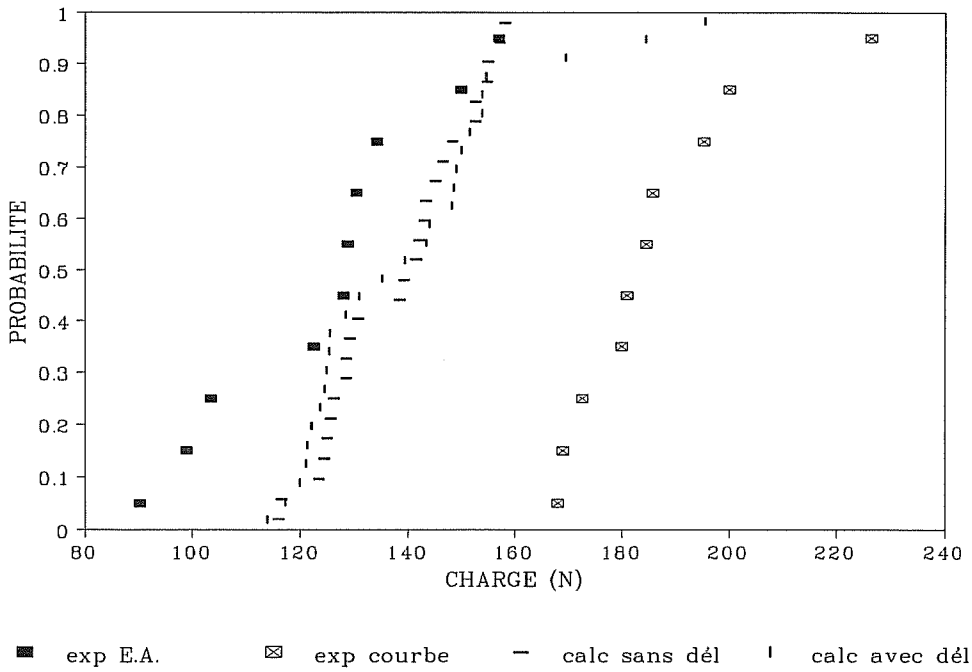


Figure III-2-19 : distributions expérimentales et calculées dans les cas où des délaminages sont ou non autorisés au sein du matériau 2 (6L80).

De même, en ce qui concerne la rupture ultime, le fait de considérer ou non les délaminages se produisant entre les torons de trame et de chaîne ne modifie pas vraiment la distribution des charges à rupture résultante, comme le montre la Figure III-2-20. Comme vu lors de la modélisation du matériau 1, la rupture est gouvernée par les torons longitudinaux et est par conséquent indépendante de l'existence éventuelle de délaminages. La modélisation sous-estime encore la dispersion expérimentalement observée. La charge à rupture moyenne calculée est 467.9 [27.1] N, contre 437.4 [66.8] N expérimentalement.

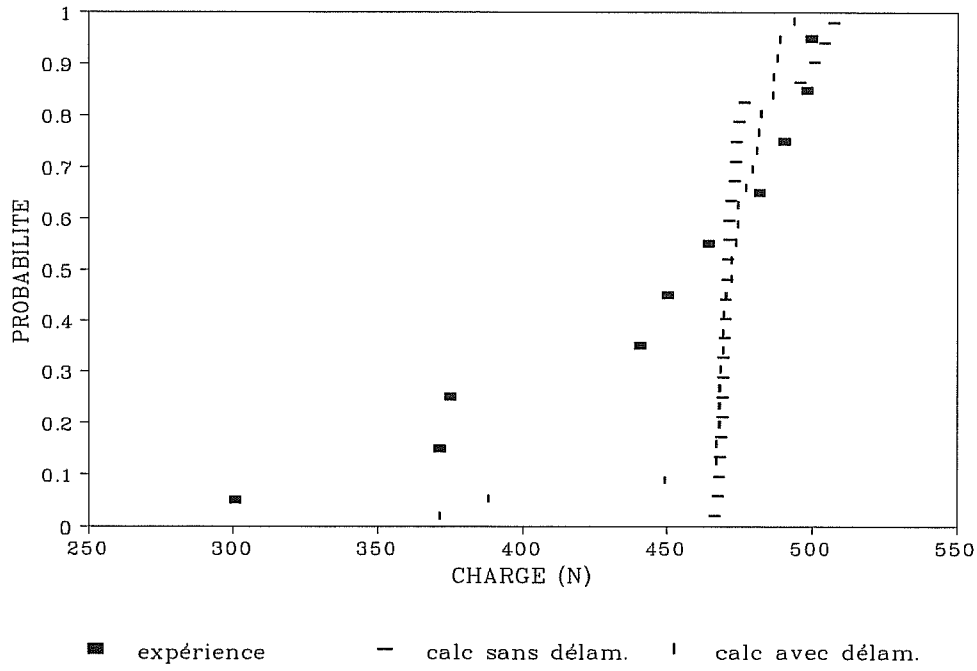


Figure III-2-20 : distributions des charges à rupture expérimentale et calculées pour le matériau 2, dans lequel des délaminages entre torons sont ou non introduits (6L80).

Cependant, la prise en compte, dans la modélisation, des délaminages expérimentalement observés, conduit à une meilleure description de la phase d'endommagement, comme on peut le voir sur la Figure III-2-18. Ceci est également remarquable sur les Figures III-2-21 et III-2-22 proposant respectivement une comparaison des fonctions dommage-charge appliquée et dommage-déformation expérimentales et calculées. L'évolution du dommage en fonction de la déformation appliquée à la structure est bien décrite par le modèle. Un écart plus important est observé en ce qui concerne l'évolution du dommage en fonction de la charge supportée par l'éprouvette. Les courbes dommage-charge appliquée calculées présentent une dispersion importante principalement pour les faibles charges appliquées. Ces écarts sont attribuables à la complaisance initiale pouvant varier d'une

éprouvette à l'autre. Pour les faibles niveaux de sollicitation, l'endommagement détecté provient principalement de la fissuration de la gaine matricielle. Or, nous avons affecté à cette dernière une cinétique de fissuration moyenne unique suivant un critère en déformation. Un tel endommagement se produit donc pour une charge appliquée d'autant plus élevée que la complaisance initiale de l'éprouvette est faible. Dès que la matrice est entièrement fissurée, l'endommagement est contrôlé par la couche correspondant au matériau 1, dont le comportement est décrit par une fonction dommage-charge appliquée unique.

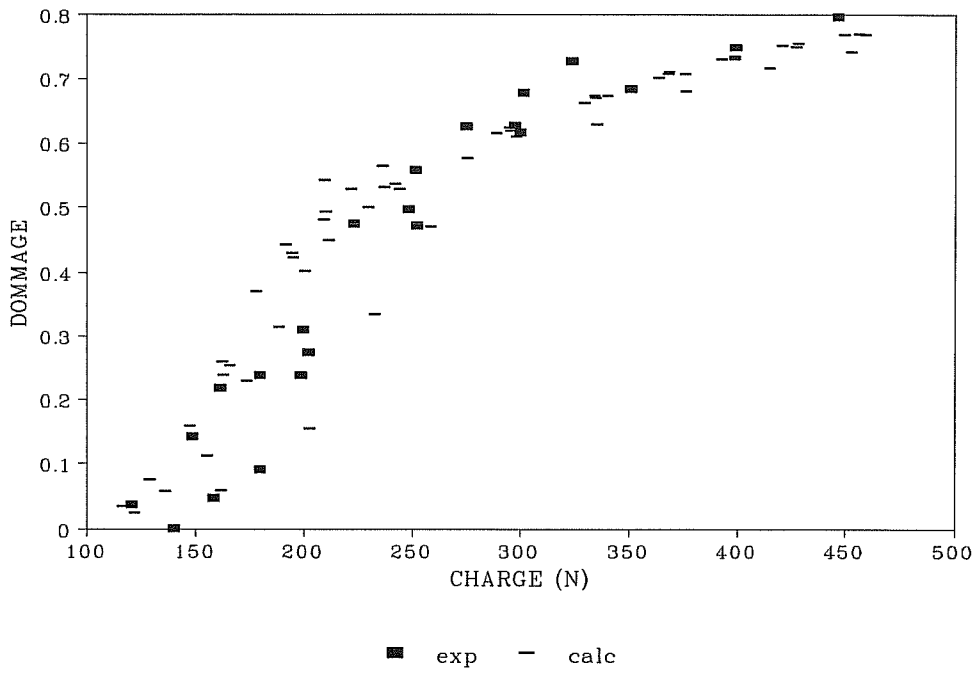


Figure III-2-21 : fonctions dommage-charge appliquée expérimentale et calculée dans le cas du matériau 2 ayant présenté des délaminages (6L80).

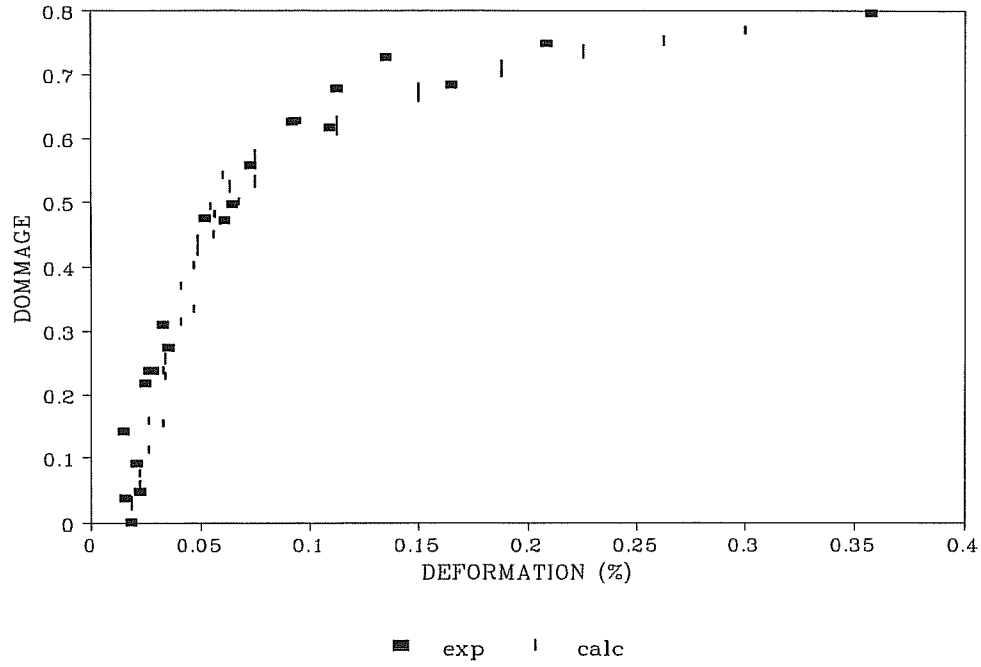


Figure III-2-22 : fonctions dommage-déformation expérimentale et calculée dans le cas du matériau 2 ayant présenté des délaminages (6L80).

Comme on pouvait s'y attendre suite à la modélisation du matériau monocouche 1, on observe également une description relativement correcte du comportement en traction uniaxiale du matériau monocouche 2, dès lors que les délaminages sont introduits dans la modélisation. Ces derniers jouent donc un rôle non négligeable à l'échelle des matériaux monocouches.

III- CONCLUSIONS DU TROISIEME CHAPITRE

Nous avons proposé dans ce Chapitre une modélisation du comportement mécanique des tissus monocouches précédemment étudiés, sollicités en traction uniaxiale. L'approche multi-échelle adoptée est basée sur une description statistique du comportement des torons, ces derniers constituent en effet les éléments constitutifs principaux du tissu.

En ce qui concerne le matériau 1, la modélisation fournit une bonne description du comportement réel expérimentalement observé et rend bien compte de la dispersion des seuils d'endommagement et de rupture détectés. Il est apparu nécessaire de prendre en compte dans la modélisation les délaminages se produisant entre les torons de trame et de chaîne. Nous avons ainsi été conduits à estimer empiriquement une "cinétique de délaminage" des intersections, qu'il serait nécessaire de valider par des observations microscopiques supplémentaires.

En raison de sa gaine matricielle supplémentaire, le matériau 2 est une structure plus complexe et sa modélisation repose sur le comportement d'un matériau homogène équivalent à la monocouche 1. Des hypothèses plus fortes ont été nécessaires, concernant les interactions entre les torons et la gaine matricielle les enrobant, et le comportement propre du dépôt supplémentaire de matrice. Une description correcte du comportement réel du matériau 2 est obtenue. Des essais et observations complémentaires seraient cependant intéressants pour confirmer les hypothèses qu'il est apparu nécessaire d'effectuer lors du passage à cette échelle.

ANNEXES DU CHAPITRE III

ANNEXE 1

Influence de l'ondulation des torons

Nous allons chercher à appréhender l'influence que peut avoir l'ondulation des torons, issue de leur tissage, sur leur comportement mécanique dans le domaine élastique.

Le matériau est représenté sur la tranche, le maillage utilisé ainsi que les conditions limites considérées sont indiqués sur la Figure A-1. Un déplacement est imposé sur le toron longitudinal, une liaison parfaite est supposée entre le toron longitudinal et les torons transversaux. Le calcul est effectué avec l'hypothèse de contraintes planes.

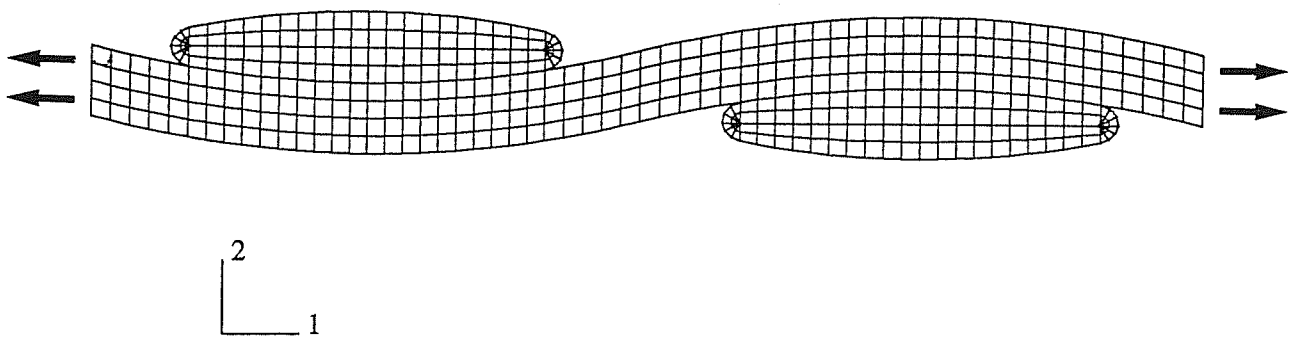
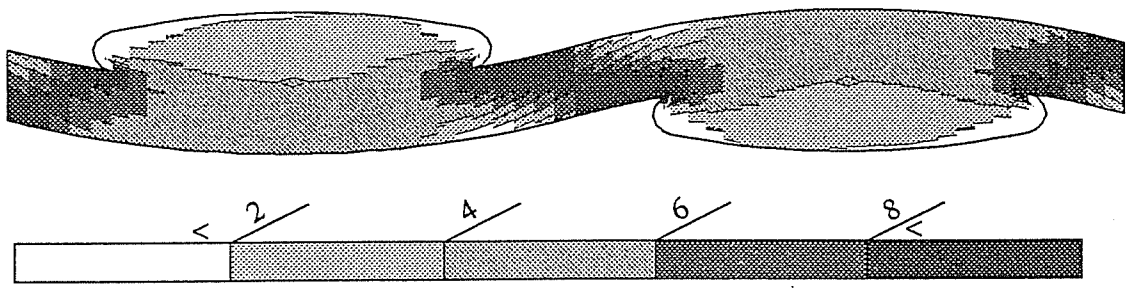


Figure A-1 : maillage du matériau 1 vu sur la tranche.

Les caractéristiques d'élasticité affectées à chaque constituant sont les suivantes :
- torons longitudinaux : $E_{longi} = 287$ GPa , $\nu_{longi} = 0.25$
- torons transversaux: $E_{trans} = 282$ GPa , $\nu_{trans} = 0.25$

La Figure A-2 représente les iso-contraintes observées au sein du matériau suivant la direction de sollicitation. On peut, dans un premier temps, remarquer un niveau de contrainte plus important dans le toron longitudinal au niveau de la zone ondulée située entre les deux torons transversaux.



10** 2

iso-sig11 (MPa)

Figure A-2 : iso-contraintes dans la direction de sollicitation au sein du matériau 1.

Cependant, ces légères surcontraintes ne modifient pas la réponse globale du toron longitudinal. En effet, on peut déterminer comme suit le module homogénéisé de ce dernier soit $E_{homo.longi.}$:

$$E_{homo.longi} = \frac{\sigma_{homo.}}{\varepsilon_{homo.}}$$

avec :

$$\sigma_{homo} = \frac{\sum_{i=1}^{nelem} \sigma_i S_i}{\sum_{i=1}^{nelem} S_i} \qquad \varepsilon_{homo} = \frac{\sum_{i=1}^{nelem} \varepsilon_i S_i}{\sum_{i=1}^{nelem} S_i}$$

nelem : nombre total d'éléments du toron longitudinal.

S_i : surface de l'élément i considéré.

$\sigma_{i,}$, ε_i : contrainte et déformation selon la direction de sollicitation dans l'élément i.

Le module du toron longitudinal ainsi homogénéisé est égal à 287.3 GPa, valeur très proche du module affecté à ces torons (287 GPa). L'ondulation ne semble donc pas jouer un rôle important dans le domaine élastique et peut donc être négligée en première approximation. Cette hypothèse a été également effectuée par différents auteurs, tels que Aubard [1992]. Ce dernier justifie également ceci par la similitude de la micro-fissuration observée dans un composite SiC/SiC stratifié et dans un composite SiC/SiC tissé multicouche.

Par ailleurs, on remarque que les torons transversaux supportent une part minime de la charge globale appliquée à la structure, ceci relativement au toron longitudinal (Figure A2). Les torons transversaux supportent en effet une partie des efforts appliqués à la structure uniquement par l'intermédiaire de leurs surfaces de contact avec les torons longitudinaux. Ils participent alors faiblement à la rigidité de la structure, comme observé expérimentalement. En effet, le module homogénéisé sur l'ensemble de la structure est de 286.5 GPa, très proche du module des torons longitudinaux.

ANNEXE 2

Contraintes locales de délaminages.

On observe expérimentalement une décohésion entre torons longitudinaux et transversaux (délaminages). Ce phénomène doit être introduit dans la modélisation du matériau 1. Les sollicitations macroscopiques pour lesquelles se produisent ces délaminages ont été déterminées. Il est nécessaire, pour le calcul par éléments finis, d'en déduire les contraintes locales dans les torons transversaux, au niveau des intersections avec les torons longitudinaux.

En pratique, il est nécessaire de déterminer le facteur de proportionnalité α permettant le calcul des contraintes locales à partir de la charge macroscopique appliquée :

$$\sigma_{locale} = \alpha F_{macro}.$$

Ce paramètre α dépend par conséquent de l'état de contrainte observé localement dans la structure. Or, lorsque la $i^{ème}$ intersection entre torons perpendiculaires se délamine, un certain endommagement s'est déjà développé au sein du matériau. Nous avons cependant supposé que les délaminages sont les seuls phénomènes d'endommagement se produisant dans la gamme de chargement considérée, par ailleurs nous avons déterminé que 64 % des intersections sont concernés par ce phénomène. Ainsi, la valeur de α peut dépendre de la nature des liaisons présentes autour de la liaison concernée par le futur délaminage. Etant donné le caractère aléatoire de la répartition, au sein de la structure, des intersections à délaminer, il semble difficile de connaître la valeur exacte du paramètre α à considérer lors du délaminage de la $i^{ème}$ intersection. Nous avons ainsi décidé de déterminer une valeur moyenne. Pour cela, plusieurs simulations ont été réalisées en libérant dès le début du calcul un nombre donné d'intersections aléatoirement réparties. Pour chaque simulation, un paramètre α est déterminé à chaque intersection non délaminée. La moyenne ainsi que l'écart-type alors observés sur la valeur de α sont calculés (Tableau A-1). Le maillage considéré correspond à la géométrie 6L50.

% d'intersections délaminées	0	10	30	50	64
α	0.243 [0.006]	0.245 [0.008]	0.246 [0.012]	0.247 [0.013]	0.246 [0.01]

Tableau A-1 : valeurs moyennes de α.

Des écarts-types très faibles sont observés sur les valeurs de α correspondant à un endommagement donné (pour un pourcentage d'intersections délaminées donné). De plus, ce paramètre ne semble pas vraiment sensible à l'état d'avancement de l'endommagement au sein de la structure. Il est par conséquent correct, en première approximation, de considérer une valeur moyenne pour α, soit $\alpha = 0.245$. Cette valeur sera alors utilisée lors de la modélisation pour déterminer les contraintes locales de délaminage à associer aux différentes intersections.

ANNEXE 3

Influence de la gaine matricielle.

Le matériau 2 correspond physiquement au matériau 1, sur lequel un dépôt supplémentaire de matrice a été effectué. Quelle(s) influence(s) peut avoir cette gaine matricielle sur le comportement en traction du matériau monocouche ?

Pour appréhender ce phénomène, nous avons représenté le matériau 2 vu sur la tranche. Le maillage indiqué Figure A-3 est employé : sont représentés un toron longitudinal, des torons transversaux et la gaine matricielle. Le "coeur" de cette monocouche est identique au maillage utilisé dans le cas du matériau 1 (cf Figure A-1). Les constantes d'élasticité des torons sont indiquées dans l'Annexe 1, la matrice est quant à elle caractérisée par un module de 387 GPa. Les conditions limites considérées sont indiquées sur le maillage (déformation imposée aux extrémités). Nous avons fait l'hypothèse de contraintes planes.

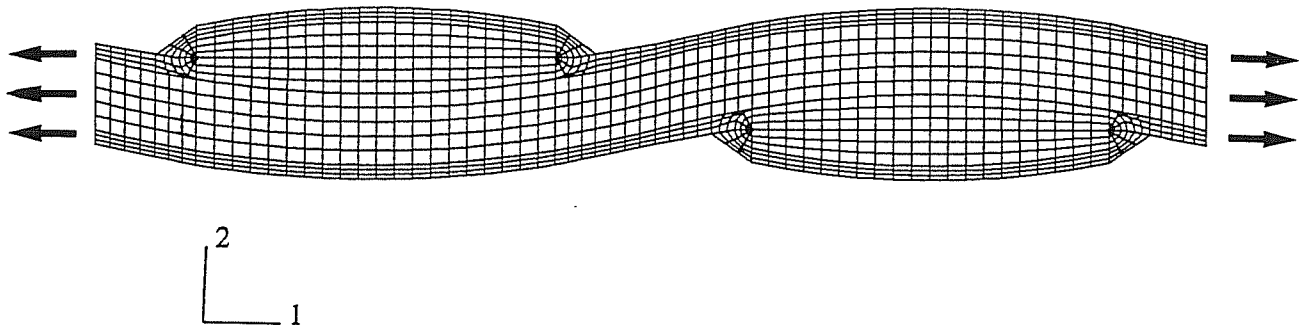


Figure A-3 : maillage du matériau 2 vu sur la tranche.

La Figure A-4 représente les iso-contraintes observées au sein du matériau 2. La gaine matricielle est la zone la plus contrainte du matériau, ceci en raison de sa rigidité élevée. De part la présence de la couche de matrice enrobant la structure, on observe une certaine "homogénéisation" de la répartition des contraintes entre les torons longitudinaux et transversaux. En effet, le rapport entre les contraintes moyennes supportées par les torons

longitudinaux et transversaux, dans la direction de sollicitation, est de 1.2 dans ce cas, contre 2.1 dans le cas où la gaine matricielle n'existe pas.

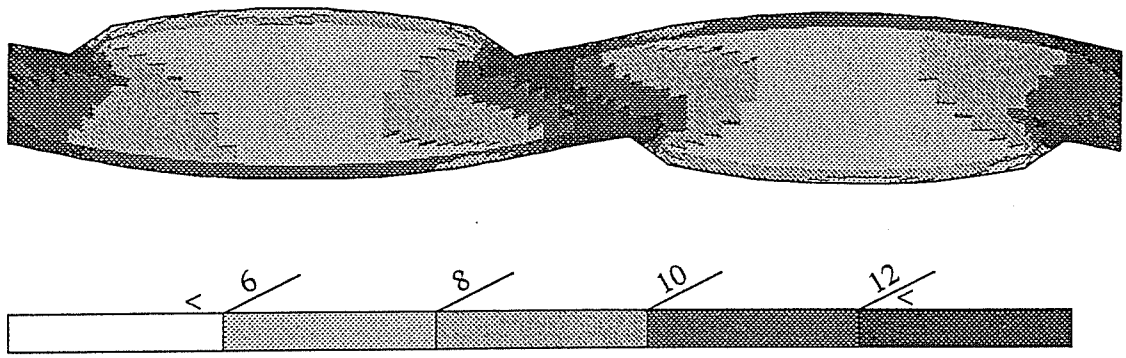


Figure A-4 : iso-contraintes dans la direction de sollicitation au sein du matériau 2.

La présence de la gaine matricielle modifie l'état de contrainte au coeur de la monocouche, ceci au moins en l'absence d'endommagement. On peut s'interroger sur ces conséquences sur le déroulement de l'endommagement ? Modifie t-elle le comportement propre au matériau 1, mis en évidence par des essais réalisés directement à cette échelle ? Voici des questions auxquelles il serait dans l'avenir intéressant de répondre. Il est tout de même intéressant de noter que les délaminages se produisent tout de même dans les deux matériaux.

QUATRIEME CHAPITRE:

COMPORTEMENT MECANIQUE ET MODELISATION DU COMPOSITE SiC/SiC TISSE MULTICOUCHE

Nous allons, dans ce chapitre, nous intéresser au composite SiC/SiC tissé multicouche. Les matériaux étudiés précédemment, soient les torons et les composites monocouches, représentent en effet uniquement des échelles intermédiaires nécessaires à notre étude, et ont fait l'objet d'une élaboration particulière.

Dans un premier temps, nous présenterons la structure de ce matériau multicouche.

Puis nous étudierons son comportement mécanique lors d'une sollicitation en traction uniaxiale à température ambiante. Des données bibliographiques existent dans ce cas, ce matériau ayant en effet fait l'objet de nombreuses études au cours de ces dernières années. Une comparaison avec les résultats précédemment obtenus sur les matériaux monocouches est proposée dans le but d'établir un parallèle entre les différents comportements observés, et de déterminer les données nécessaires à la modélisation.

Nous terminerons ainsi par une présentation de la modélisation adoptée pour simuler le comportement de ce matériau. La dernière étape de notre modélisation multi-échelle est décrite, soit le passage du matériau monocouche au matériau multicouche. Les résultats obtenus à l'échelle précédente (échelle du matériau monocouche) servent alors de base de données. Une comparaison entre le calcul et l'expérience est proposée.

I- PRESENTATION DU MATERIAU SiC/SiC TISSE MULTICOUCHE

Ce matériau est formé d'une superposition de nappes de torons tissés, chaque couche étant similaire à celles utilisées pour l'élaboration des matériaux monocouches. L'ensemble est ensuite imprégné par la matrice SiC toujours selon le même procédé d'infiltration chimique en phase vapeur. Il en résulte un certain nombre d'hétérogénéités, liées en partie au procédé d'infiltration utilisé et à l'architecture des différentes couches de torons tissés.

D'un point de vue macroscopique, on remarque une différence d'imprégnation entre le coeur et les couches externes du matériau : une macro-porosité beaucoup plus importante est observable à coeur, comme le montre la Figure IV-1-1.

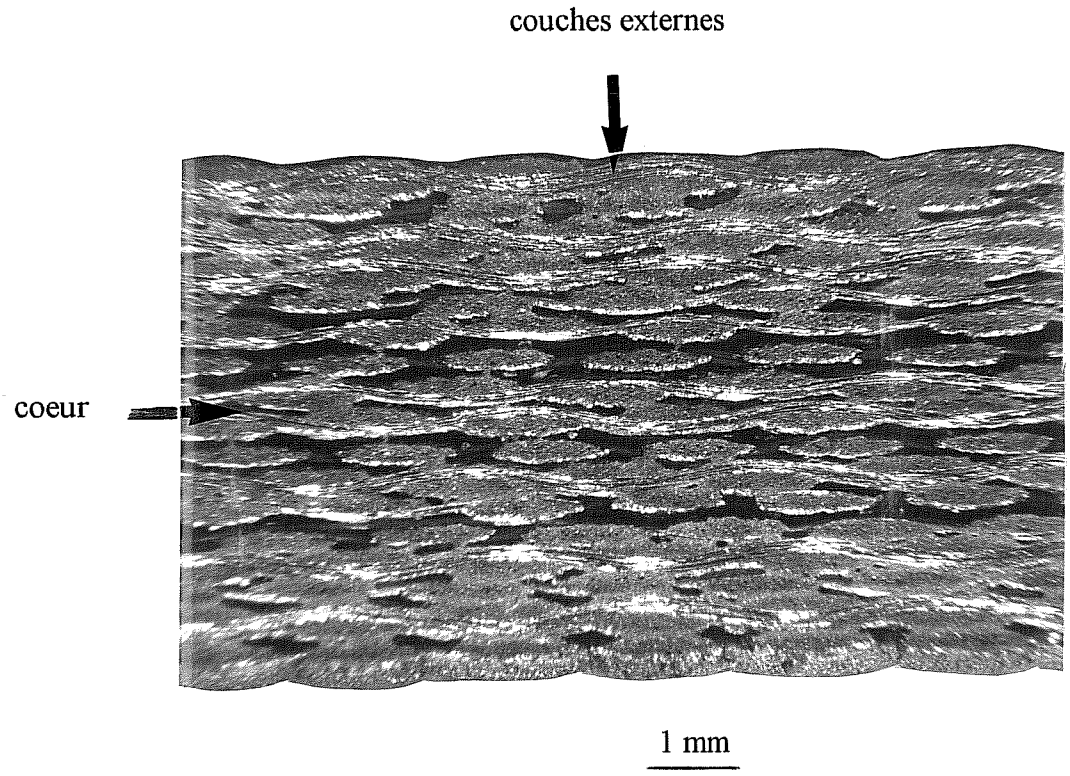
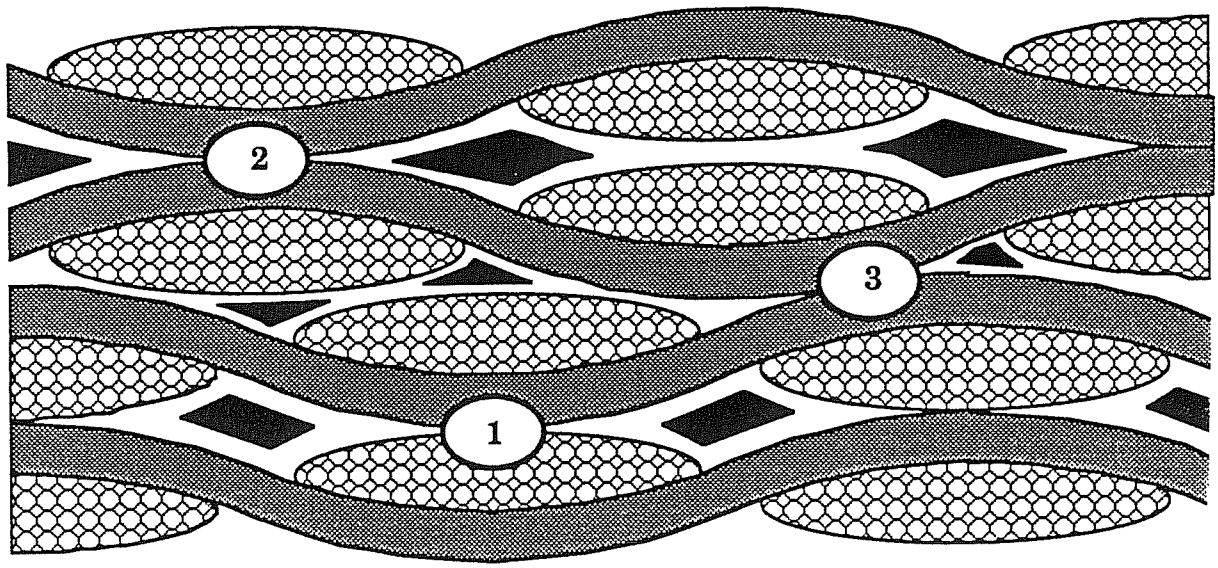


Figure IV-1-1 : section du matériau SiC/SiC tissé multicouche.

Ce phénomène est principalement lié aux conditions d'élaboration lors du (ou des) dernier cycle d'infiltration : le dépôt matriciel final, réalisé plus rapidement, colmate la porosité ouverte, rendant alors plus difficile l'accès des gaz au coeur de la structure.

Les macro-pores présents dans toute la section du composite sont également la conséquence de l'empilement aléatoire des strates au sein de la structure. Trois principales

configurations sont observables : des empilements en phase, en opposition de phase ou des assemblages compacts. La Figure IV-1-2 représente schématiquement ces divers cas de figure.



1 : en phase 2 : en opposition de phase 3 : compact

Figure IV-1-2 : représentation schématique des différents types d'assemblages de strates rencontrés au sein du matériau tissé multicouche (Guillaumat, 1994).

Comme schématisé, ces différentes configurations génèrent des macro-porosités de formes spécifiques, comme l'a observé L. Guillaumat (1994). Dans le cas des assemblages en phase, des pores de forme parallélépipèdique sont engendrés. Des empilements hors phase (décalage des strates d'une demi période du tissage) conduisent à une porosité en forme de "fer de lance" (Figure IV-1-3). Dans le cas d'une configuration compacte (décalage des strates d'un quart de période), une macro-porosité beaucoup plus réduite est observée (Figure IV-1-4). L'observation d'une section du matériau révèle en effet la présence de ces diverses configurations au sein de la structure comme le montre la Figure IV-2-15.

Une autre famille de macro-porosités, liées à la nature tissée du composite étudié, est présente dans le plan des strates. Comme précédemment remarqué dans le cas des matériaux monocouches, des espaces sont observables entre des torons parallèles (Figure IV-1-5), la technique d'infiltration utilisée conserve en effet le souvenir de la morphologie de la préforme fibreuse initiale.

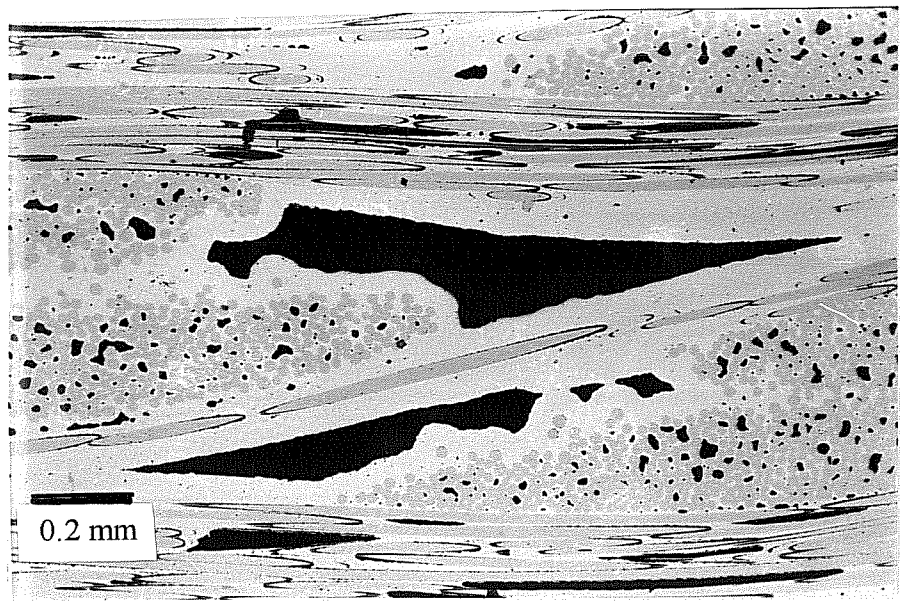


Figure IV-1-3 : section du matériau SiC/SiC multicouche : porosité en "fer de lance" observée dans le plan perpendiculaire aux strates.

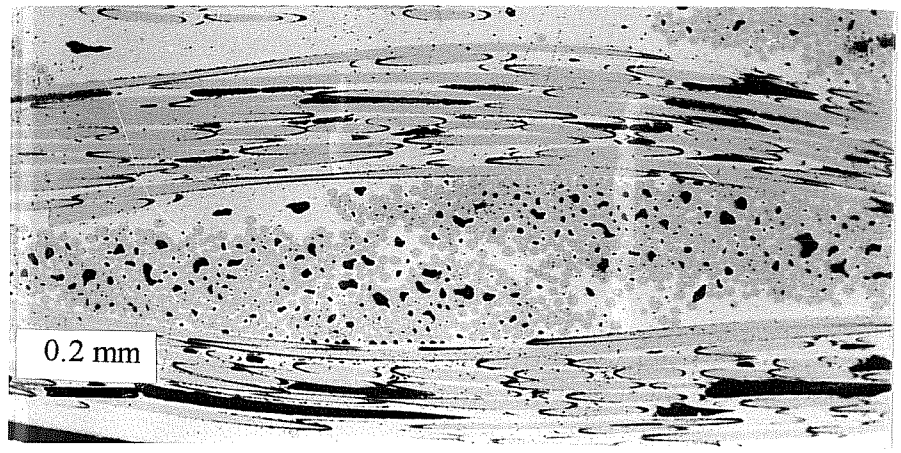


Figure IV-1-4 : section du matériau tissé multicouche : configuration d'assemblage compact.

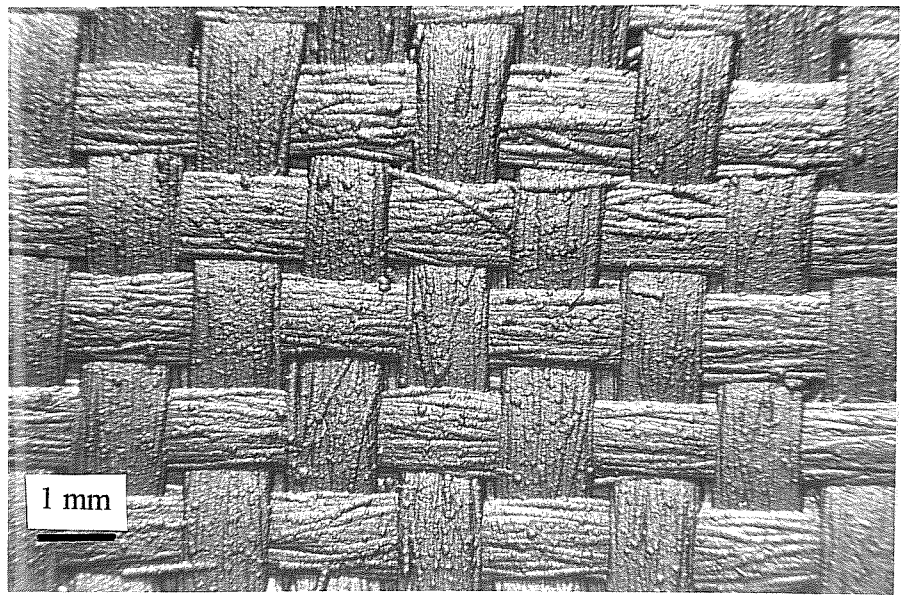


Figure IV-1-5 : composite SiC/SiC multicouche : porosité observée dans le plan des strates.

Ainsi, en fonction de la position relative des différentes strates, un réseau tridimensionnel de macro-pores est établi dans toute la structure, ceci de façon relativement complexe en raison du caractère aléatoire des empilements réalisés. Un taux surfacique de pores élevé (10 à 15 %) est ainsi observé. Cette porosité peut être en premier lieu nocive sur le plan mécanique de par la forme assez anguleuse des pores. Ces derniers jouent le rôle de concentrateurs de contraintes et pourront être un lieu privilégié d'amorçage de fissures.

On distingue, à une échelle plus petite, un autre type de porosité. Cette micro-porosité observable au sein des torons dans le matériau multicouche est similaire à celle présente dans les mèches infiltrées étudiées dans le premier Chapitre et dans les torons des matériaux monocouches (Figure IV-1-6). Contrairement aux macro-porosités inter-torons et inter-couches, cette micro-porosité intra-torons résulte principalement des premiers cycles d'infiltration.

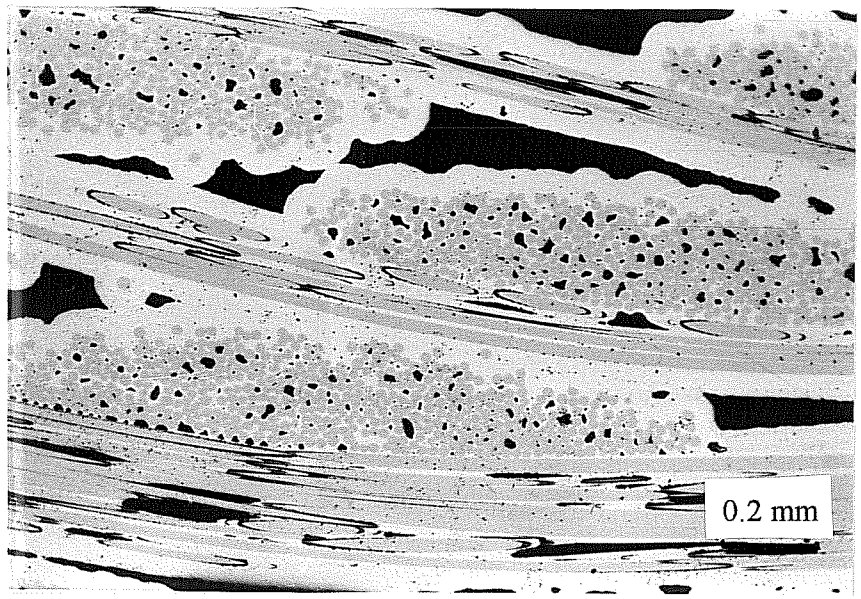


Figure IV-1-6 : section du matériau multicouche : micro et macro-porosités.

Les strates constituant le matériau multicouche correspondent aux nappes de torons tissés formant les matériaux monocouches étudiés. Par ailleurs, dans le composite massif, la largeur moyenne d'un toron (1.27 [0.06] mm) et l'espace moyen inter-torons (0.22 [0.05] mm), déterminés en microscopie optique, sont comparables aux valeurs obtenues dans le cas du matériau monocouche 2 (Tableau II-1-1). On observe en effet souvent, dans le matériau massif, la présence d'une gaine matricielle autour des torons (Figure IV-1-6). De plus, l'épaisseur de cette dernière, soit environ 0.05 mm (Guillaumat, 1994), est proche de celle déterminée pour le matériau monocouche 2 (0.04 mm).

En ce qui concerne notre étude, le matériau tissé multicouche, qui nous a été fourni par la S.E.P., se présente sous la forme de plaques de dimensions (200*200*5.4) mm^3. Il est constitué par l'empilement de 17 couches de torons tissés. L'imbrication des différentes strates au sein de ce composite se justifie par l'épaisseur moyenne d'une monocouche par rapport à l'épaisseur totale du matériau multicouche.

Nous allons maintenant présenter le comportement de ce matériau sollicité en traction à température ambiante et comparer les résultats obtenus à ceux observés dans le cas des matériaux monocouches.

II- COMPORTEMENT MECANIQUE DU MATERIAU 2 D TISSE SOLLICITE EN TRACTION

Après une brève description de la procédure expérimentale utilisée pour étudier le comportement de ce matériau, nous présenterons les résultats de sa caractérisation mécanique en traction uniaxiale à température ambiante.

2-1) Procédure expérimentale.

Dans les plaques de matériau multicouche, sont découpées, à l'aide d'une meule diamantée, des éprouvettes de traction de forme parallélépipèdique. Pour une longueur de fût de 80 mm, la longueur totale d'une éprouvette est de 140 mm, soient 30 mm de part et d'autre de la longueur de l'éprouvette consacrés à son amarrage dans les mors. Dans un objectif de comparaison entre le comportement mécanique observé aux différentes échelles considérées (torons, monocouches et multicouches), la largeur des éprouvettes est fixée pour respecter un nombre donné de torons longitudinaux, soit 6 torons. Une attention particulière est alors nécessaire, lors de la découpe des éprouvettes, pour conserver sur toute la longueur de fût un nombre constant et entier de torons longitudinaux, tout du moins sur les faces externes des éprouvettes.

En ce qui concerne l'amarrage des éprouvettes sur la machine d'essais, des mors mécaniques auto-serrants sont utilisés. Des talons en résine sont préalablement collés sur l'éprouvette pour assurer une meilleure adhésion et réduire la possibilité de glissement de l'éprouvette dans les mors. Un soin particulier est porté à la mise en place de l'éprouvette : un bon alignement avec l'axe de sollicitation est nécessaire pour éviter des phénomènes de flexion parasites. La Figure IV-2-1 présente le dispositif expérimental d'amarrage, l'extensomètre et le capteur d'émission acoustique. L'appareillage utilisé a été précédemment détaillé dans le deuxième Chapitre.

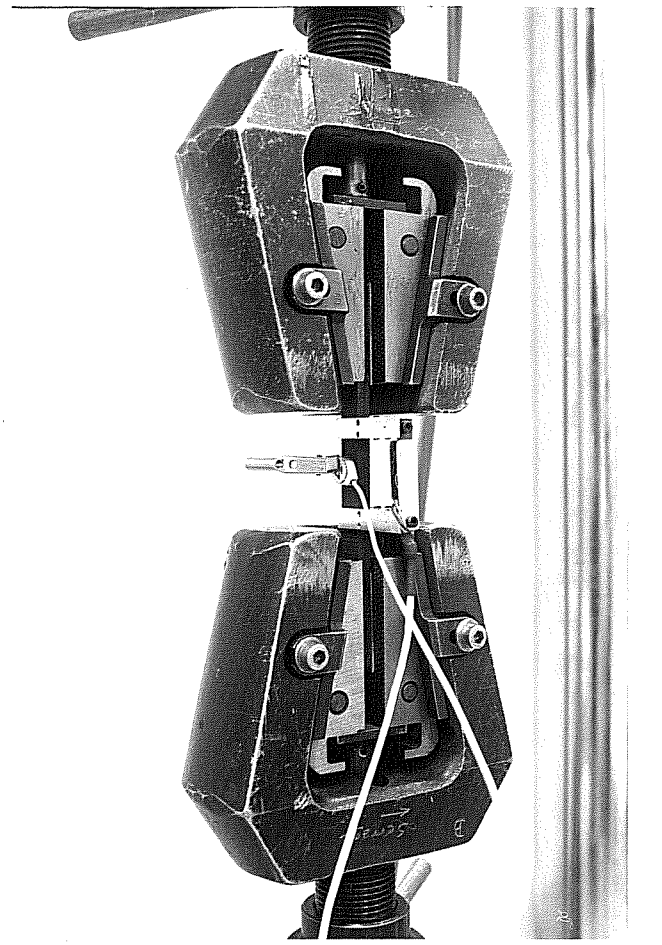


Figure IV-2-1 : dispositifs expérimentaux d'amarrage, d'extensométrie et de détection d'émission acoustique pour les éprouvettes de matériau 2D.

Une vingtaine d'essais de traction monotone à déformation imposée a été réalisée dans le but de déterminer les caractéristiques d'élasticité du matériau, et les distributions des contraintes de début d'endommagement et de rupture. Des essais de chargement-déchargement à charge imposée ont permis de définir les fonctions dommage-déformation et dommage-contrainte, caractérisant l'évolution de l'endommagement au sein du matériau dans la direction de sollicitation. Il est à noter qu'une certaine sensibilité du matériau est observée vis à vis de la procédure d'essais utilisée : par exemple, une légère différence de comportement peut être remarquée entre des essais effectués à vitesse de déformation imposée ou à charge imposée (Reynaud, 1992).

2-2) Comportement mécanique du composite 2D SiC/SiC.

Nous allons donc présenter le comportement du matériau sollicité en traction parallèlement à la direction des torons longitudinaux (essais de traction dits à 0°).

La Figure IV-2-2 présente une courbe de comportement contrainte-déformation type ainsi obtenue dans le cas du matériau multicouche, ε étant la déformation subie par l'éprouvette (déterminée sur la longueur de jauge de l'extensomètre), σ étant la contrainte appliquée : $\sigma = F / S$ (F charge supportée, S section de l'éprouvette considérée).

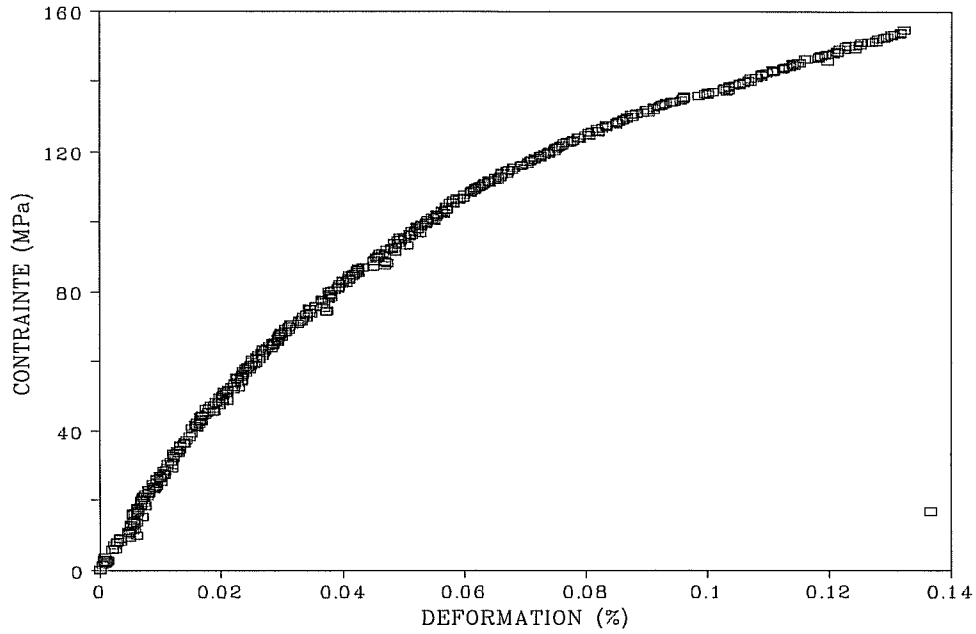


Figure IV-2-2 : courbe de comportement $\sigma = f(\varepsilon)$ du matériau multicouche.

Le comportement du composite multicouche est similaire à celui précédemment observé dans le cas des torons et des composites monocouches : après une première phase linéaire élastique relativement réduite, une phase importante d'endommagement se développe avant la rupture ultime. Nous allons maintenant présenter les caractéristiques du matériau durant les différentes séquences d'un essai.

2-2-1) La phase linéaire élastique.

La phase initiale linéaire élastique est caractérisée, dans la direction de sollicitation, par un module d'Young initial moyen $E_0 = 225.6$ [34.3] GPa ou une complaisance par unité de longueur initiale moyenne $C_0 = 9$ [1.5] 10^{-8} N^{-1}.

Or, ce composite massif peut être assimilé, en première approximation, à un système de 17 monocouches en parallèle. Connaissant la complaisance de l'ensemble, on peut déterminer la complaisance moyenne d'une strate. Une hypothèse sous-jacente est que le matériau est formé de 17 couches identiques, présentant donc la même infiltration. Ainsi, la complaisance moyenne d'une strate de torons tissés, issue du matériau multicouche, est de 15.3 10^{-7} N^{-1}. Cette valeur est à comparer avec les complaisances initiales observées pour les matériaux monocouches possédant 6 torons longitudinaux (Tableaux II-3-1 et II-3-3). On remarque ainsi que la complaisance initiale d'une strate au sein du matériau multicouche est voisine de celle présentée par le matériau monocouche 2 (14.6 10^{-7} N^{-1}). Ceci semble confirmer les observations microscopiques révélant également la présence d'une gaine matricielle autour des torons dans le matériau multicouche.

Par ailleurs, des essais dits "hors-axe" ont été réalisés sur ce composite (Allix et coll., 1994) : le matériau n'est alors pas sollicité parallèlement à la direction des torons, mais à 45°. Aucune différence notable de comportement est observée dans la phase linéaire élastique (Figure IV-2-3). Cette dernière est, quelle que soit la direction de sollicitation, caractérisée par un module d'Young proche de 230 GPa et un coefficient de Poisson de 0.15. Le matériau peut donc être considéré, en première approximation, comme "quasi-isotrope" dans le plan du tissu (isotropie transverse).

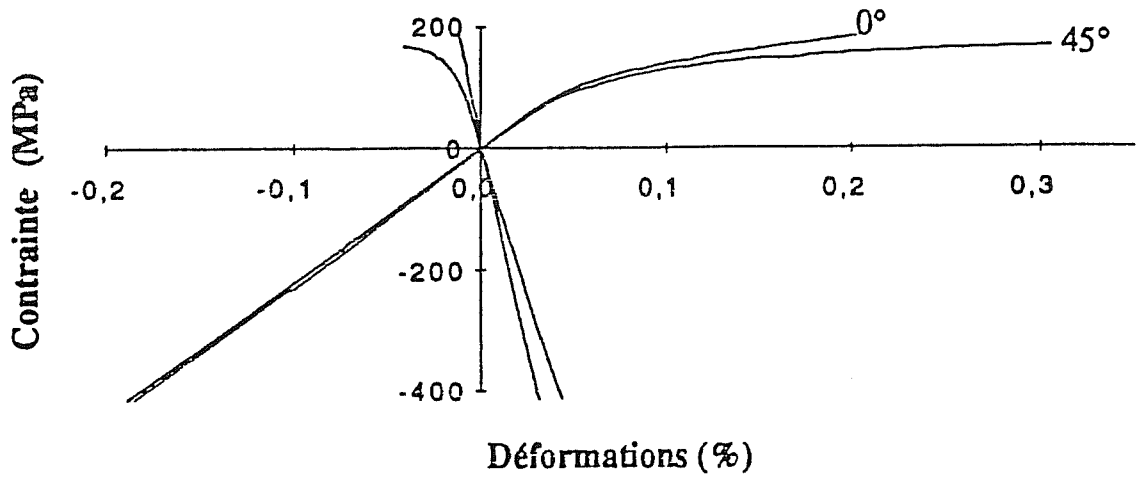


Figure IV-2-3 : courbes de comportement en traction d'éprouvettes de matériau multicouche sollicitées à 0 et 45° (Allix et coll., 1994).

De tels essais permettent de caractériser le comportement du matériau multicouche dans le plan des strates, mais son comportement suivant la normale au plan des couches n'est pas ainsi accessible. Une telle caractérisation est possible par des techniques ultrasonores (Roux et coll., 1990). Ces dernières confirment la quasi-isotropie, en élasticité, du composite SiC/SiC dans le plan des strates, cependant la rigidité du matériau apparaît initialement plus faible suivant la direction normale au plan de l'éprouvette (Baste et coll., 1993). Ceci n'est pas confirmé par la méso-modélisation tridimensionnelle de la structure tissée, proposée par B. Lebon (Lebon et coll., 1993) : les modules E_{11}, E_{22} et E_{33} résultants sont alors très proches (les directions 1 et 2 définissent le plan du tissu, la direction 3 correspond à la normale au plan des strates). Un tel résultat a également été présenté par H.T. Hahn et coll. (1992). Mais ces différents résultats, concernant la réponse du matériau dans la direction "3", sont ouverts à la discussion. En effet, la caractérisation ultrasonore est plus difficile dans l'épaisseur du matériau, étant donnée la faible épaisseur des plaques. De plus, les valeurs obtenues par B. Lebon résultant d'une modélisation sont donc, par nature, sujettent à caution : un modèle propose toujours une représentation plus ou moins simplifiée de la réalité et peut donc difficilement prendre en compte les diverses hétérogénéités du matériau. Il serait peut être plus correct d'étudier par des essais mécaniques le comportement du matériau dans cette direction (en réalisant des essais de traction), mais il serait alors nécessaire d'élaborer des matériaux plus épais, ce qui peut poser des problèmes d'infiltration.

2-2-2) La phase d'endommagement.

La fin de cette première phase d'élasticité, est marquée par la détection par émission acoustique d'un début d'endommagement au sein de la structure. Comme dans les cas des torons et des matériaux monocouches, cette technique de perception de l'endommagement est plus sensible que la mesure de la perte de la linéarité sur les courbes de comportement. Nous avons donc choisi de ne considérer que les seuils déterminés par émission acoustique.

La contrainte et la déformation de début d'endommagement moyennes sont respectivement de 53 [10.] MPa et 0.024 [0.005] %. Une certaine dispersion des résultats est encore observée à cette échelle, comme on le voit sur la Figure IV-2-4 représentant la distribution expérimentale des contraintes de début d'endommagement.

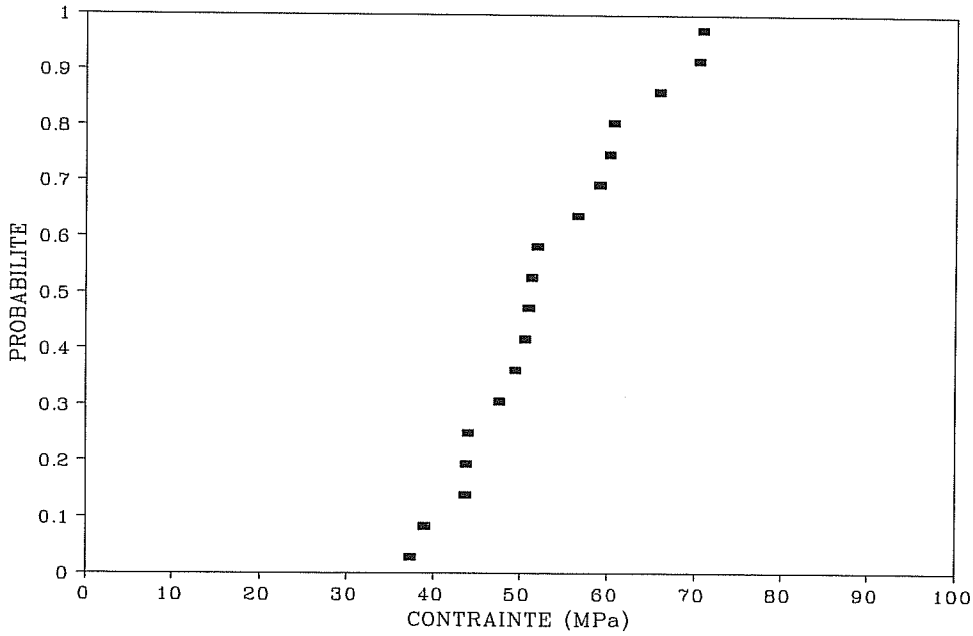


Figure IV-2-4 : distribution expérimentale des contraintes de début d'endommagement du matériau multicouche.

Cependant, on remarque que ce composite multicouche commence à s'endommager pour une déformation appliquée voisine de celle observée dans le cas du matériau 2 monocouche, soit 0.025 [0.008] %. Pour ces deux matériaux, le même phénomène physique doit donc être responsable de l'endommagement initial de la structure. En effet, comme pour le matériau monocouche 2, la fissuration de la gaine matricielle, présente autour des torons, représente la première dégradation visible du composite. Cette fissuration initiale de la matrice inter-torons a été mise en évidence dans le matériau multicouche lors d'essais de traction sous microscope à balayage (Arnault, 1989) et par des essais de traction interrompus, couplés à des observations en microscopie optique des tranches polies d'éprouvettes (Guillaumat, 1993).

Des essais de chargement-déchargement (Figure IV-2-5) permettent de déterminer l'évolution de l'endommagement au sein de la structure, ceci par l'intermédiaire de la fonction dommage caractérisant la chute de la rigidité globale du matériau au cours du chargement. Les Figures IV-2-6 et IV-2-7 représentent respectivement les fonctions dommage-contrainte appliquée et dommage-déformation ainsi obtenues. Un dommage maximal voisin de 0.6 est observé à rupture. Le comportement du matériau multicouche peut être considéré comme élastique endommageable, bien que, comme pour les torons et les tissus monocouches, de faibles déformations résiduelles, attribuables à une refermeture imparfaite des fissures, soient observées. Le comportement est légèrement dissipatif : des boucles d'hystérésis très peu

ouvertes se développent au cours du chargement et sont caractéristiques de frottements internes à la structure.

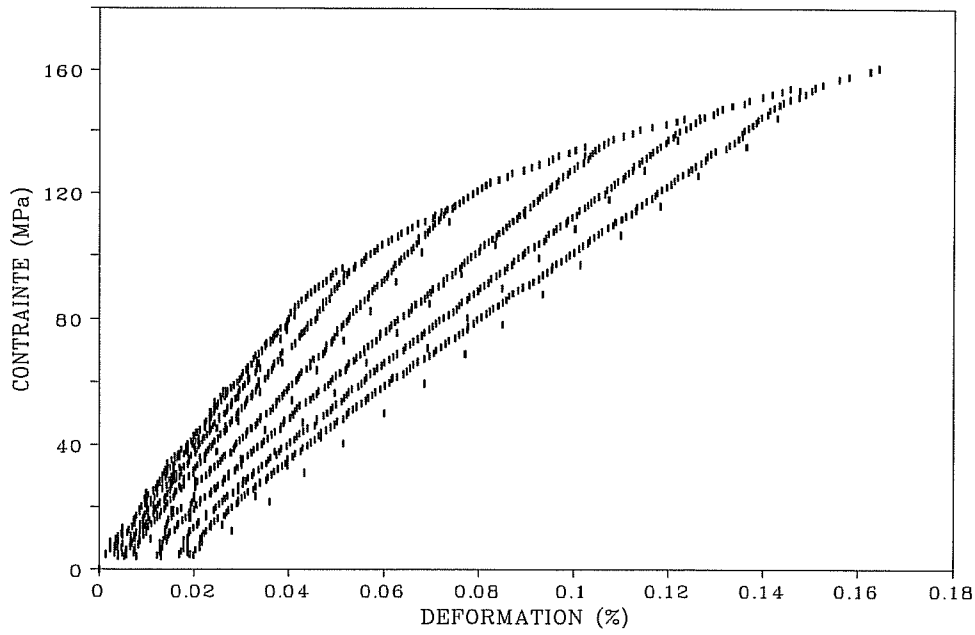


Figure IV-2-5 : courbe type de chargement-déchargement obtenue pour le matériau multicouche

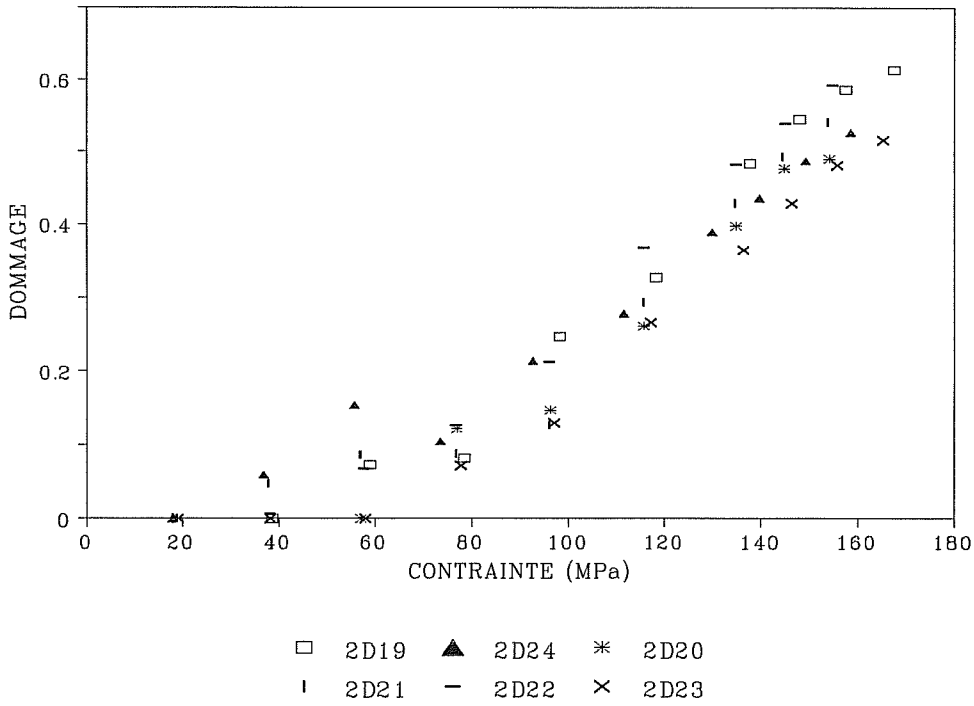


Figure IV-2-6 : fonction dommage-contrainte obtenue pour le matériau massif.

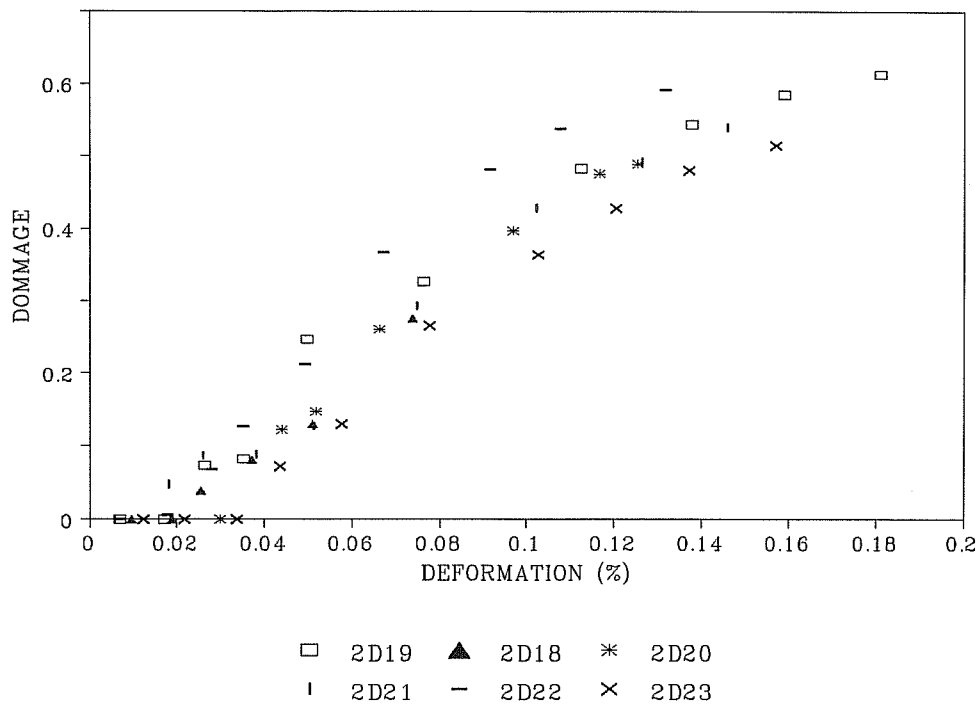


Figure IV-2-7 : fonction dommage-déformation obtenue pour le matériau tissé multicouche.

Une comparaison avec les matériaux monocouches est possible en ce qui concerne la fonction dommage-déformation. La Figure IV-2-8 propose un tel rapprochement : dans un souci de clarté, seules les fonctions moyennes sont indiquées. Bien que commençant à s'endommager pour une déformation appliquée voisine de celle du matériau monocouche 2, le matériau multicouche présente cependant une cinétique d'endommagement moins rapide. En effet, la fonction dommage-déformation le caractérisant se situe entre celles présentées par les matériaux monocouches 1 et 2. La position relative des différentes courbes de dommage peut être attribuable à divers phénomènes. L'empilement aléatoire des couches constituant le matériau massif conduit parfois à l'absence d'une gaine matricielle constante autour des torons, contrairement à ce qui est observé sur le matériau monocouche 2. De plus, l'état de contrainte dans une strate présente au sein du matériau multicouche peut être différent de celui observé sur une monocouche en raison de la présence des couches voisines plus ou moins imbriquées : la répartition des contraintes entre les torons peut donc être modifiée. On peut également penser que des phénomènes physiques se produisant dans les matériaux monocouches n'ont pas lieu dans le matériau multicouche.

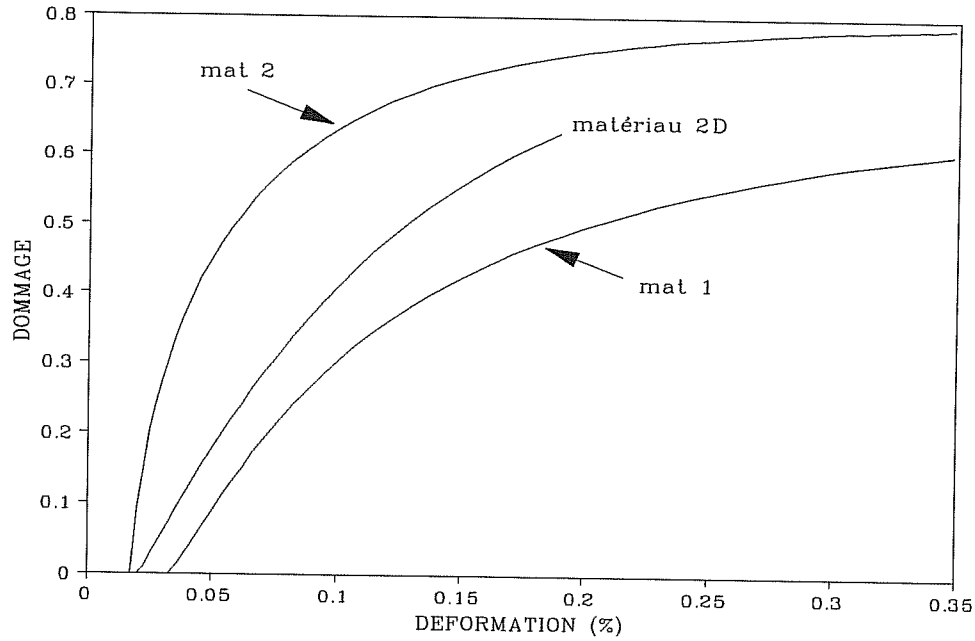


Figure IV-2-8 : comparaison des fonctions dommage-déformation moyennes obtenues pour les matériaux monocouches 1 et 2 et pour le matériau multicouche.

Il apparaît donc intéressant d'étudier les phénomènes physiques se produisant au cours du chargement dans le matériau multicouche. Une telle étude effectuée par L. Guillaumat (1993) a permis de révéler différentes étapes.

La Figure IV-2-9 propose une représentation schématique de l'évolution de la micro-fissuration au sein des éprouvettes lors d'un essai de traction. Dans un premier temps, les fissures observées sont principalement générées aux angles des macro-pores, puis la fissuration des torons à proprement parler commence. L'endommagement s'étend à l'ensemble de la structure jusqu'à atteindre le stade de la rupture ultime du matériau. Une saturation de la fissuration de la matrice inter-torons est atteinte pour une déformation appliquée à l'éprouvette voisine de 0.08 - 0.1%. Ce phénomène semblerait correspondre à la cinétique d'endommagement de la gaine matricielle déterminée dans le cas du matériau monocouche 2 (Figure III-2-5).

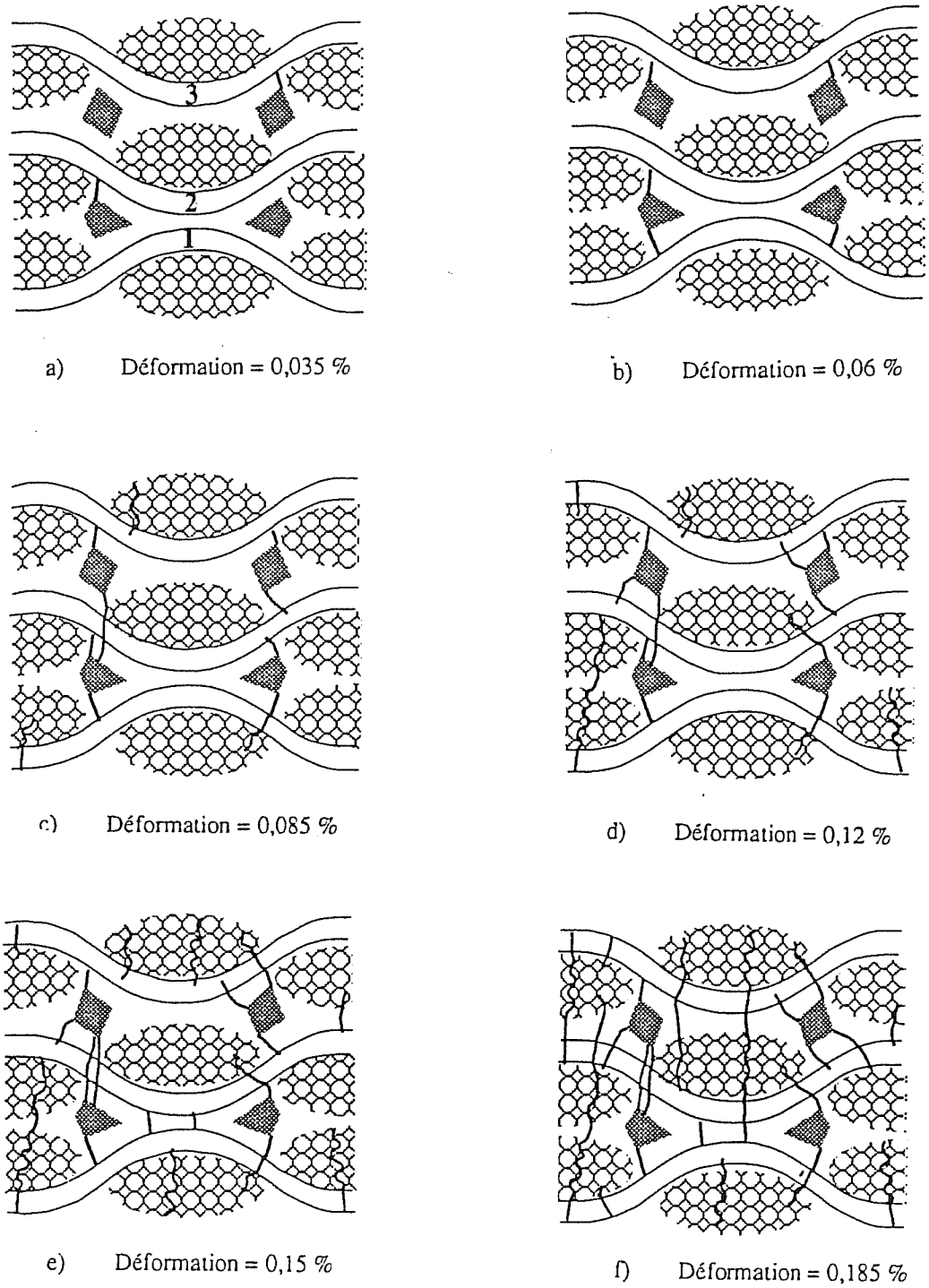


Figure IV-2-9 : évolution de l'endommagement au sein du matériau 2D tissé : observation de la fissuration sur la tranche longitudinale d'une éprouvette de traction (Guillaumat et coll., 1993).

De façon générale, les fissures se développent perpendiculairement à la direction de la charge appliquée. Cependant, V. Arnault (1989) a parfois remarqué la présence de fissures longitudinales (parallèles à l'axe de chargement) dans des zones d'empilement hors-phase.
L'observation des éprouvettes révèle que des fissures créées dans la gaine de matrice inter-torons ne traversent pas toujours les torons, comme le montre la Figure IV-2-10. On peut parfois même observer, comme dans le cas du matériau 2 (Figure II-3-29), une désolidarisation de la gaine matricielle et des torons : ceci a également été remarqué par Dambrine (1994) (Figure IV-2-11). Ces phénomènes peuvent être liés à des différences de contraintes résiduelles entre le coeur des torons et la couche de matrice.
Cependant, contrairement à ce qui est observé pour les matériaux monocouches, aucun délaminage entre torons de trame et de chaîne n'a été mis en évidence. Ce dernier point peut expliquer en partie les positions relatives des courbes dommage-déformation observées pour les matériaux monocouches et multicouches.
Le fait que la fissuration au sein du matériau multicouche se développe de façon privilégiée perpendiculairement à la direction du chargement se reflète sur le tenseur d'endommagement. Ce dernier, déterminé par des mesures ultrasonores (Baste et coll., 1993b, 1994), est totalement anisotrope : le dommage principal est ainsi observé dans la direction de chargement. Le matériau tissé multicouche, qui peut être considéré comme isotrope du point de vue de l'élasticité, tend à devenir anisotrope au cours de l'endommagement.

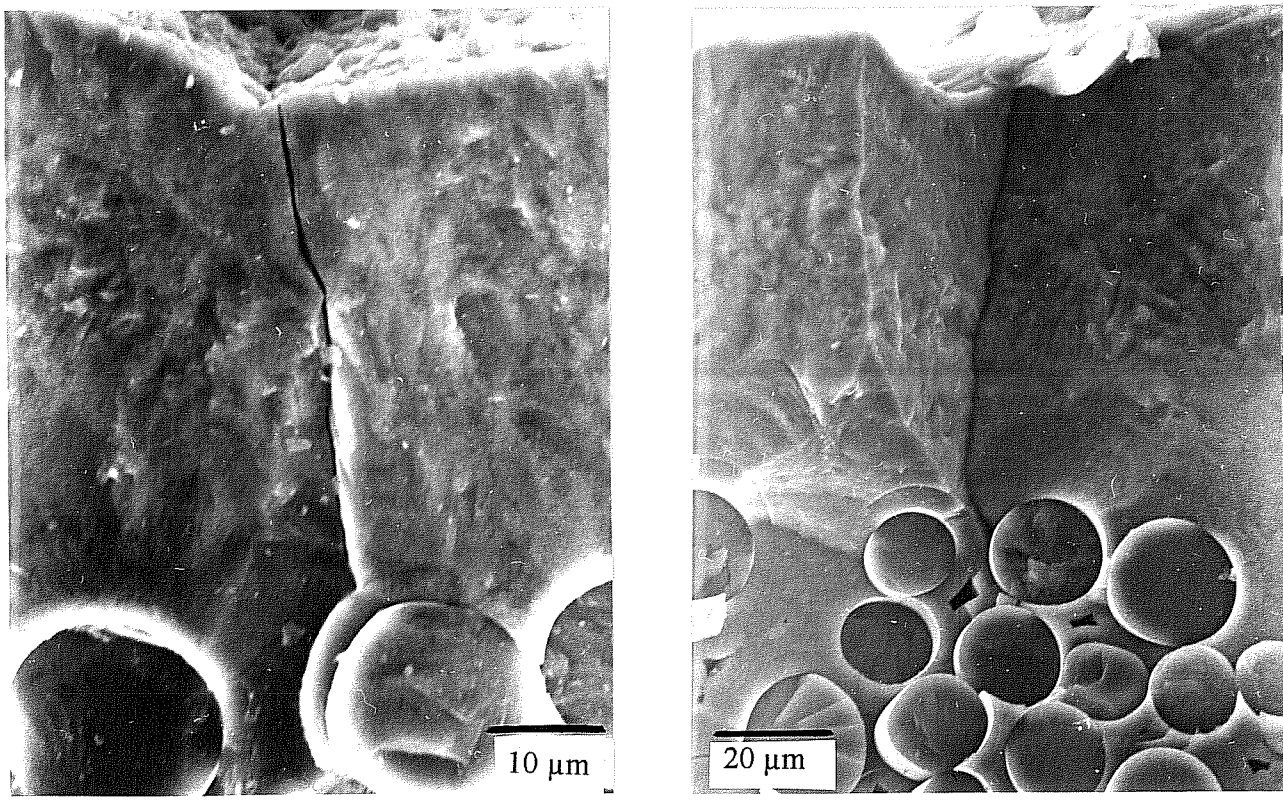


Figure IV-2-10 : fissuration de la matrice inter-torons.

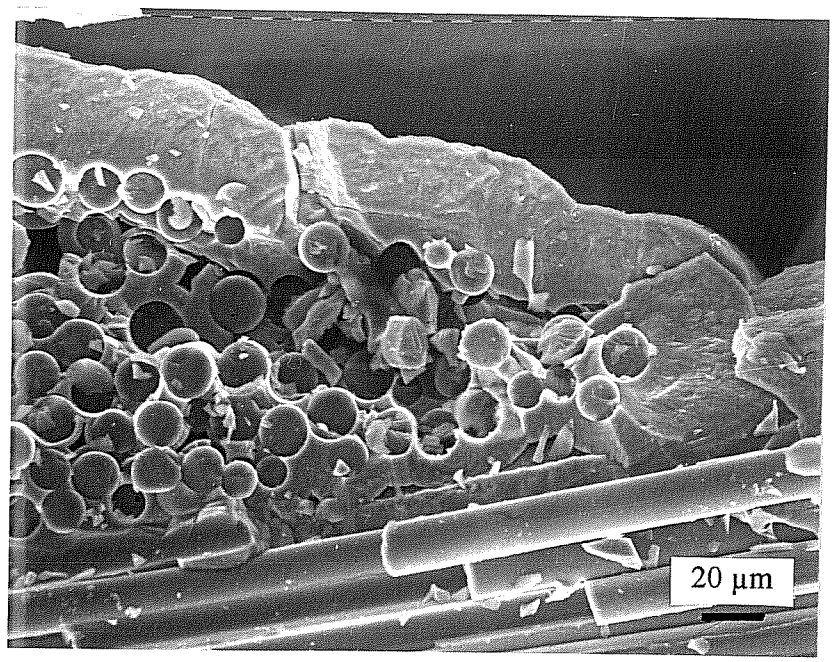


Figure IV-2-11 : désolidarisation des torons et de la gaine matricielle.

2-2-3) La rupture.

Une certaine dispersion des contraintes à rupture est encore observée à l'échelle du matériau multicouche, même si elle tend nettement à diminuer. Ceci est remarquable sur la Figure IV-2-12 représentant la distribution résultante, la contrainte à rupture moyenne est de 162.4 [6.2] MPa.

Comme pour les matériaux monocouches, aucune relation n'est observable entre les seuils d'endommagement et de rupture, comme on peut le voir sur la Figure IV-2-13 représentant l'évolution des contraintes à rupture par rapport aux contraintes de début d'endommagement. Cependant, la rupture ultime des éprouvettes ne se produit pas avant qu'un certain dommage ne se soit développé au sein de la structure (Figure IV-2-14) : $\sigma_r / \sigma_d > 2.2$.

La déformation à rupture observée dans le cas du matériau multicouche est de 0.16 [0.02] %, valeur voisine des déformations à rupture observées numériquement pour les matériaux monocouches lorsqu'aucun délaminage n'est autorisé entre les torons de trame et de chaîne (Chapitre III). Ceci tend à confirmer l'absence de délaminage au sein du matériau massif.

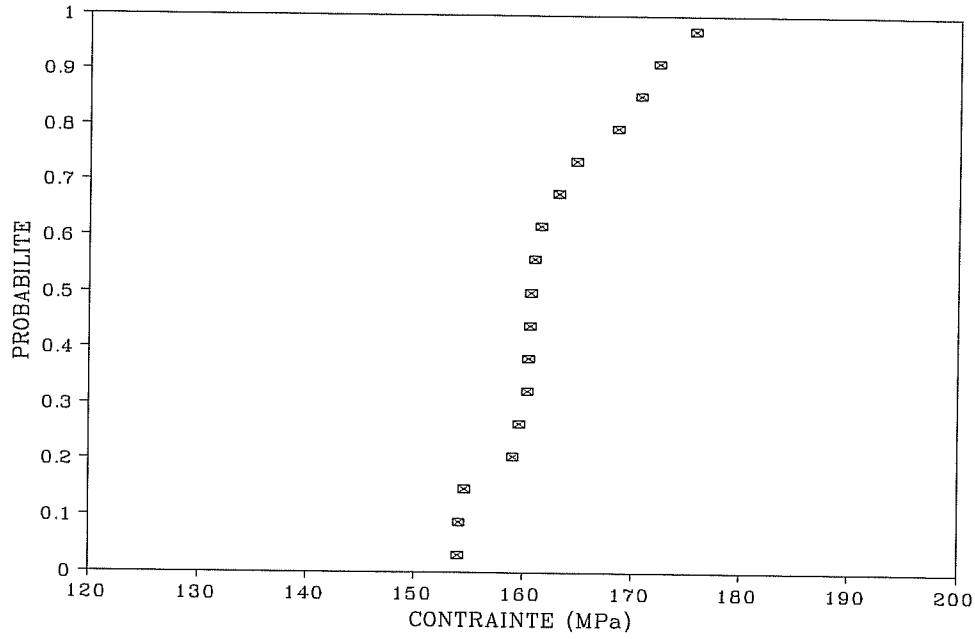


Figure IV-2-12 : distribution des contraintes à rupture du matériau tissé multicouche.

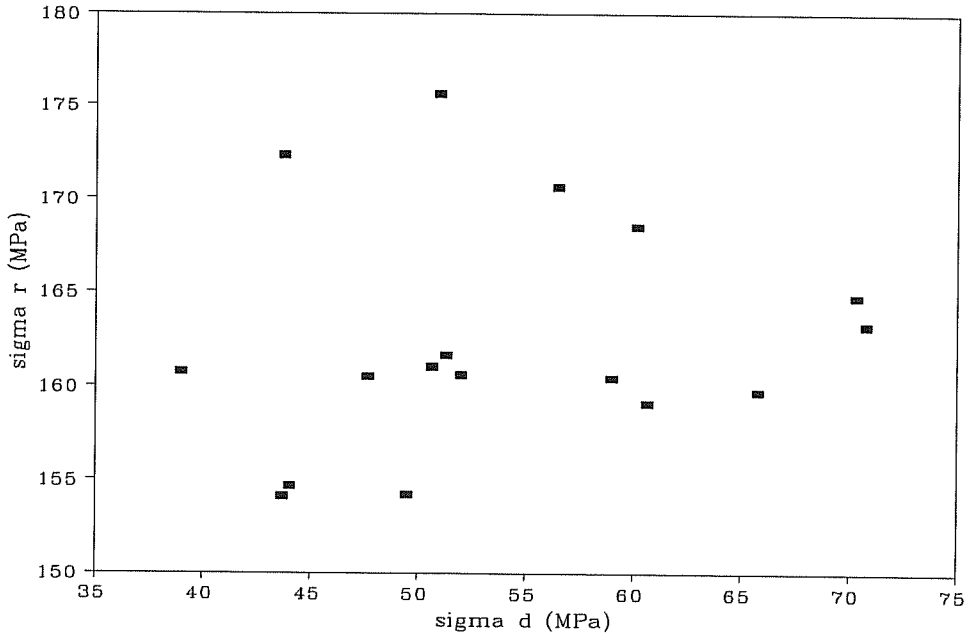


Figure IV-2-13 : variation des contraintes à rupture σ_r par rapport aux contraintes de début d'endommagement σ_d du matériau multicouche.

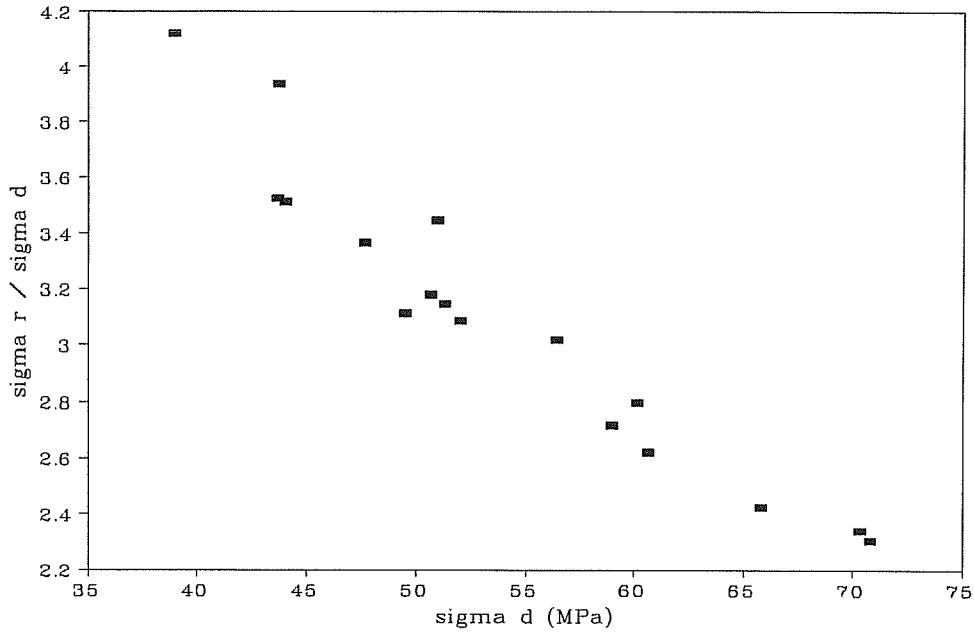


Figure IV-2-14 : variation du rapport σ_r / σ_d en fonction du seuil d'endommagement pour le matériau massif.

Le faciès de rupture des éprouvettes est relativement plan, orienté perpendiculairement à la direction de chargement, preuve d'une rupture de type fragile : très peu de pull-out n'est observé (Figure IV-2-15). L'importante macro-porosité présente entre les différentes strates conduit parfois à un délaminage des éprouvettes dans le plan des strates situé près du centre de l'éprouvette, comme le montre la Figure IV-2-16. On distingue sur le plan délaminé la trace des quelques points de contact qui existaient entre les strates. Pour remédier à un tel phénomène, une des possibilités pourraient être d'améliorer l'infiltration à coeur du matériau et probablement le serrage des couches de tissu avant imprégnation.

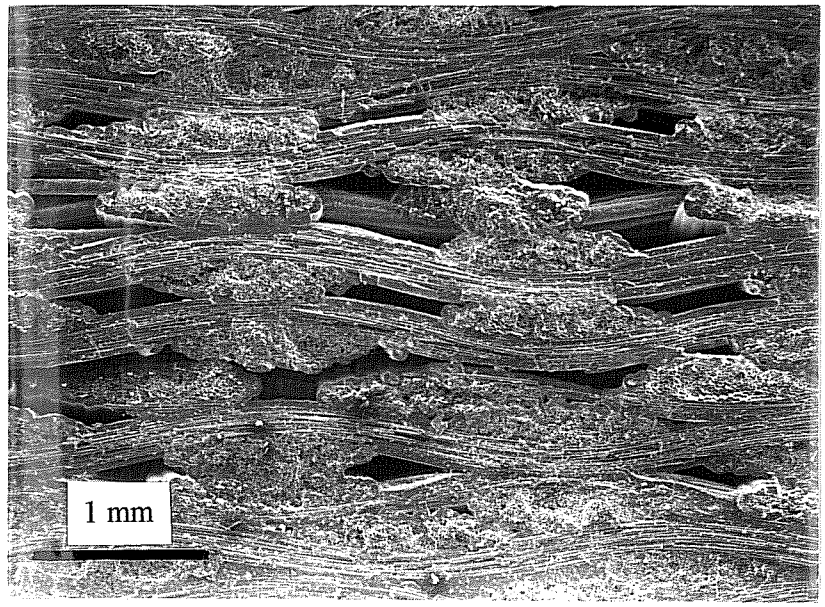


Figure IV-2-15 : faciès de rupture d'une éprouvette de matériau multicouche.

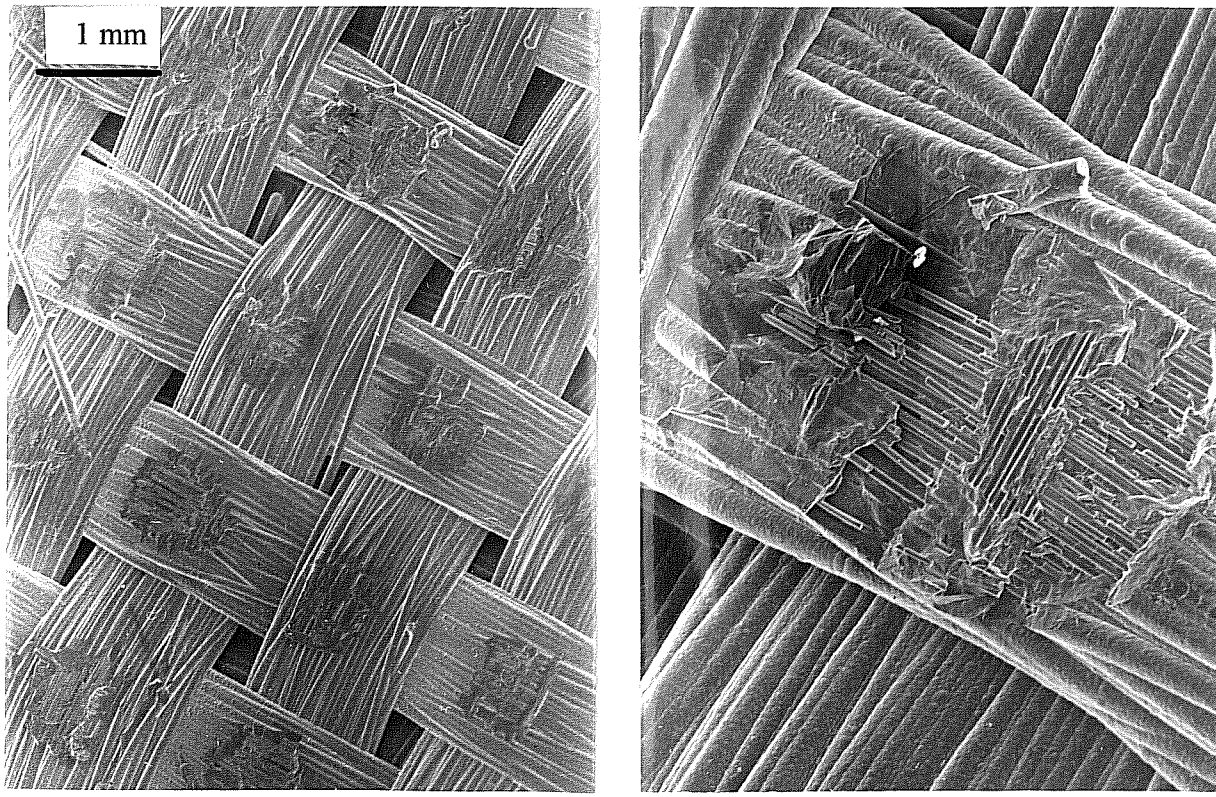


Figure IV-2-16 : surface d'une éprouvette de traction de matériau massif ayant délaminé.

III- MODELISATION DU COMPOSITE TISSE MULTICOUCHE.

Nous allons maintenant présenter la modélisation du comportement en traction uniaxiale de ce composite tissé multicouche. Notre approche consiste, dans ce cas, à modéliser le comportement du matériau massif à partir de celui d'une strate de torons tissés. Seule la géométrie étudiée expérimentalement (6 torons longitudinaux et 80 mm de longueur de fût) a été calculée.

3-1) Données de la modélisation.

Comme vu précédemment, le composite multicouche étudié est constitué de l'assemblage de 17 monocouches. Le maillage, indiqué schématiquement sur la Figure IV-3-1, a donc été adopté. Le matériau est vu sur la tranche : les dimensions du maillage sont fixées par les caractéristiques géométriques des éprouvettes étudiées (longueur : 80 mm, épaisseur : 5.4 mm). Les différentes strates le constituant sont représentées : le matériau est ainsi divisé dans son épaisseur en 17 couches d'épaisseur identique, l'imbrication des différentes strates n'est pas prise en compte. Chaque couche est par ailleurs découpée en un certain nombre d'éléments finis. L'hypothèse de déformations planes a été adoptée pour les calculs. Mais étant donnée la géométrie de la structure, un état de contraintes purement uniaxial est observé, ce qui implique un état de contraintes planes dans l'épaisseur des éprouvettes.

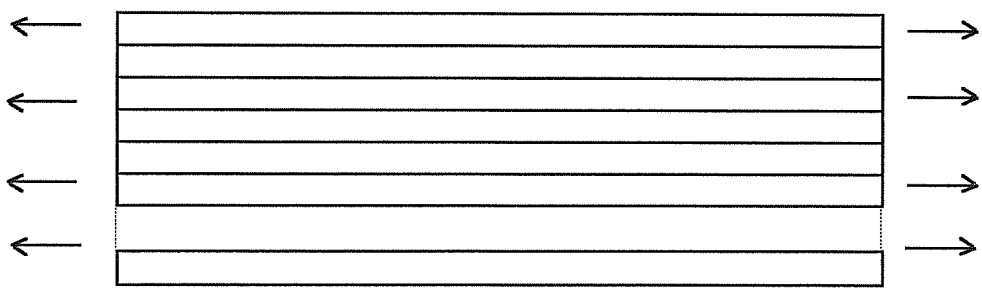


Figure IV-3-1 : représentation schématique du maillage éléments finis du matériau 2D.

Chaque strate correspond à un matériau monocouche de type 2 (une gaine matricielle étant également présente, dans ce cas, autour des torons), dont l'endommagement ne prend pas en compte le phénomène de délaminage (ces derniers n'ayant pas été observés dans le matériau multicouche).

Nous allons donc supposer que le matériau multicouche est formé d'une superposition de 17 strates ayant le comportement, déterminé antérieurement, du matériau monocouche 2 sans délaminage. Une modélisation similaire à celle proposée dans le cas du matériau monocouche 2 est adoptée.

Le comportement de chaque strate est donc élastique endommageable, caractérisé par un module initial, des seuils d'endommagement et de rupture, et une loi d'endommagement. Cette dernière est définie par la fonction dommage-déformation de ce matériau. Par ailleurs, en raison des effets d'échelle pouvant être rencontrés dans ces matériaux, il est nécessaire d'introduire au niveau de chaque couche le comportement d'une monocouche de caractéristiques géométriques identiques à celles présentes au sein des éprouvettes de matériau massif, donc de même longueur (80 mm) et possédant un nombre identique de torons longitudinaux (6).

Dans la phase linéaire élastique, le module d'Young initial E_0 d'une couche est déterminé à partir de la complaisance initiale C_0 d'une monocouche déduite de la modélisation proposée dans le Chapitre III pour le matériau 2. On a : $E_0 = 1 / (C_0 * S)$, S étant la section moyenne d'une couche au sein de l'éprouvette de matériau multicouche. Or, comme vu dans les Chapitres II et III, la complaisance initiale C_0 du matériau monocouche 2 varie dans une certaine mesure d'une éprouvette à l'autre. Cette dispersion est introduite dans la modélisation : chaque strate est ainsi caractérisée par un module d'Young choisi aléatoirement dans la distribution de modules possibles.

La fin de cette première phase du comportement du matériau 2 monocouche est marquée par l'apparition d'un endommagement au sein de la structure. On observe une dispersion des seuils d'endommagement, plus importante en charge qu'en déformation. Ceci est également remarquable pour les fonctions dommage-charge appliquée et dommage-déformation obtenues pour différentes simulations de ce matériau, comme on peut le voir sur les Figures III-2-16 et III-2-17. La faible dispersion des déformations de début d'endommagement est liée à l'unicité de la cinétique de fissuration de la gaine matricielle, phénomène à l'origine de l'endommagement du matériau 2 monocouche. La dispersion des charges de début d'endommagement s'explique ainsi principalement par les écarts de complaisance initiale observés lors des différentes simulations. On remarque en effet numériquement une dépendance des charges de début d'endommagement avec la complaisance initiale de l'éprouvette, comme le montre la Figure IV-3-2.

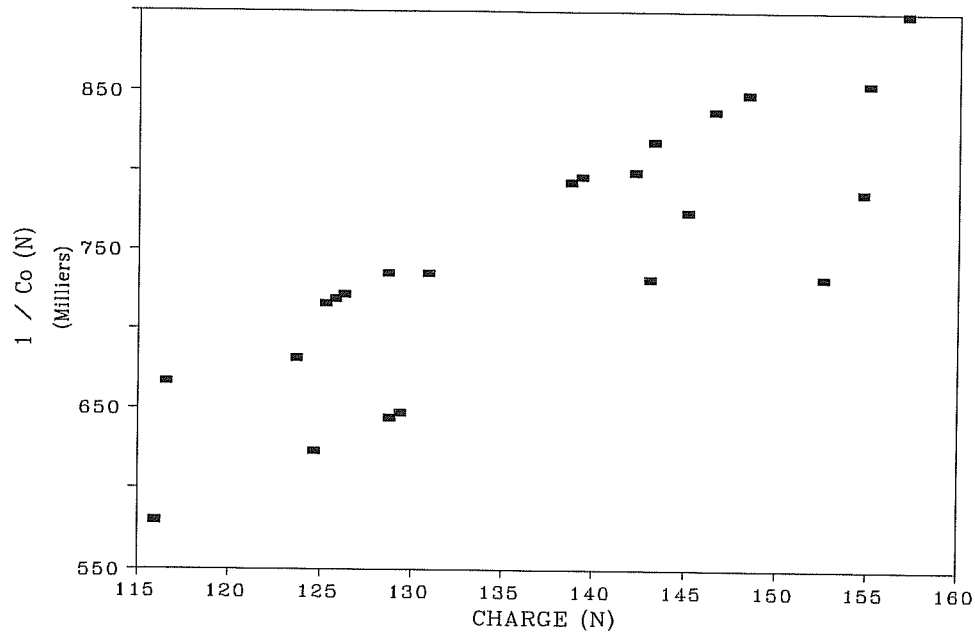


Figure IV-3-2 : variation de la complaisance initiale C_0 en fonction de la charge de début d'endommagement observée numériquement pour le matériau monocouche 2 sans délaminage.

La déformation de début d'endommagement et la complaisance initiale d'une strate sont donc, quant à elles, des variables statistiquement indépendantes. Nous avons par conséquent choisi d'affecter, à chaque strate, une déformation de début d'endommagement ε_s choisie aléatoirement parmi les seuils possibles, ceci indépendamment du module d'Young de la couche considérée.

Il faut également définir l'évolution de l'endommagement dans chaque strate. Ceci est effectué via la fonction dommage-déformation suivante, déterminée empiriquement pour le matériau monocouche 2 dans lequel aucun délaminage n'a lieu :

$$D = 0.79\ [1 - \exp{-81.1\ (\varepsilon - \varepsilon_s)^{0.61}}]$$

Une bonne description de la phase d'endommagement est ainsi obtenue, comme le montre la Figure IV-3-3 représentant la fonction dommage-déformation résultant de la modélisation présentée dans le Chapitre III, et la courbe optimisée en considérant la déformation moyenne de début d'endommagement. Par ailleurs, comme vu précédemment, l'endommagement de la structure est très orienté, le dommage n'est donc numériquement appliqué que dans la direction de sollicitation.

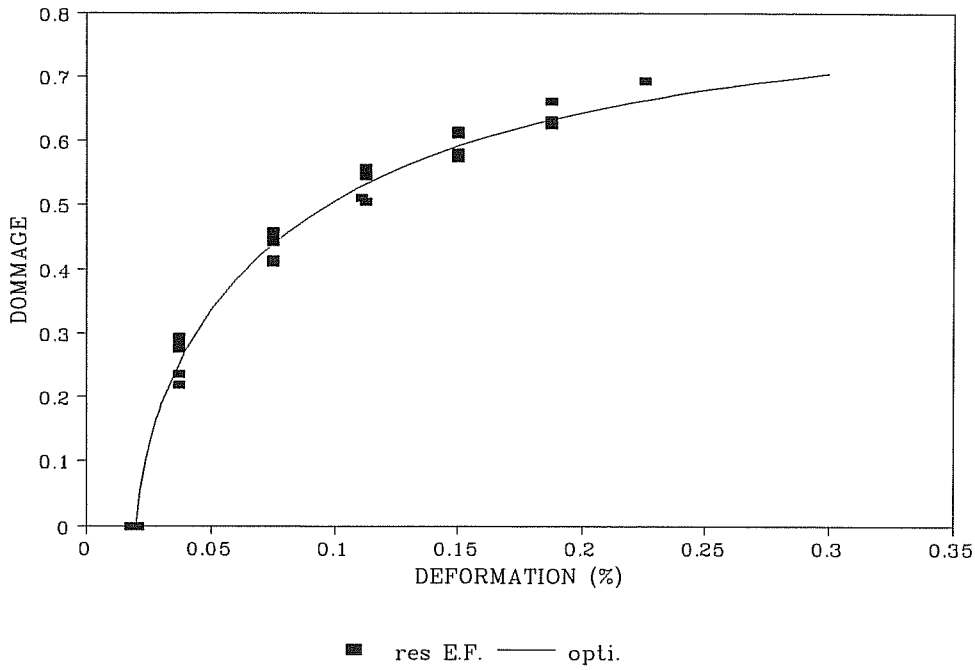


Figure IV-3-3 : optimisation de la fonction dommage-déformation résultant de la modélisation du matériau monocouche 2 sans délaminage.

Chaque couche est également caractérisée par une déformation à rupture choisie aléatoirement dans la distribution des déformations possibles résultant de la modélisation de ce matériau monocouche 2. Or, la rupture ultime ne se produit pas avant qu'un certain niveau d'endommagement se soit développé au sein de la structure. Le tirage de la déformation à rupture ε_r associée à une couche donnée est donc conditionnel, l'inégalité suivante doit en effet être vérifiée : $\varepsilon_r > 8 * \varepsilon_s$.

Nous connaissons maintenant le comportement à introduire au niveau de chaque strate dans la modélisation du matériau multicouche. Dans un objectif de vérification des données, la modélisation d'une seule strate a été effectuée et les résultats ont été comparés à ceux obtenus dans le Chapitre III pour un tel matériau monocouche.

3-2) Validation des données.

Nous allons donc présenter les résultats de la modélisation d'une seule strate réalisée en utilisant le comportement homogénéisé du matériau monocouche 2 sans délaminage. La Figure IV-3-4 présente une courbe de comportement ainsi modélisée. Les différentes phases

caractéristiques du comportement d'un tel matériau sont observables : suite à la phase linéaire élastique, l'endommagement de la structure se poursuit jusqu'à l'atteinte de la rupture ultime.

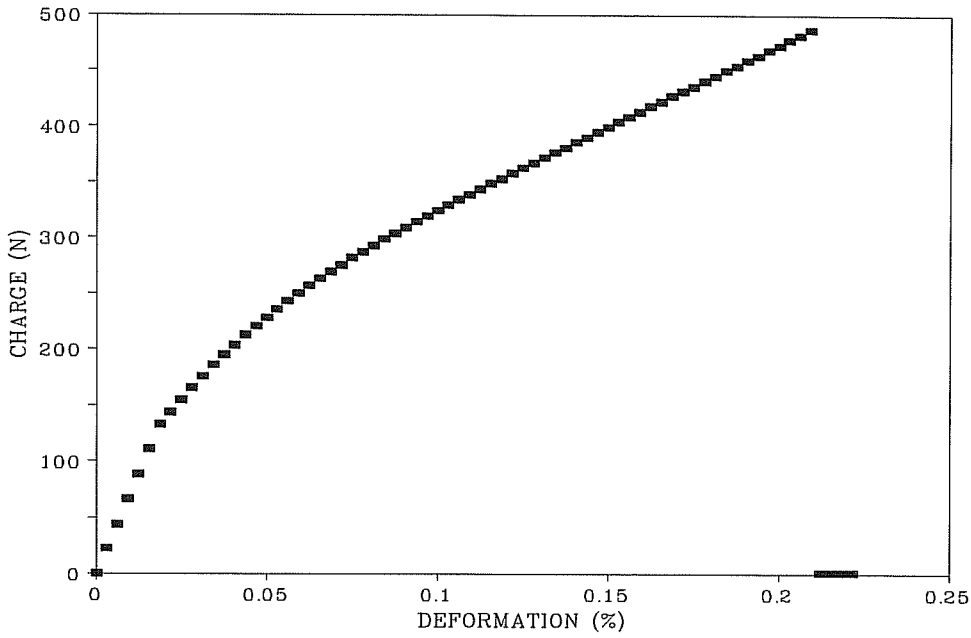


Figure IV-3-4 : courbe de comportement du matériau monocouche 2 sans délaminage résultant de l'homogénéisation (6L80).

Il est alors intéressant de comparer les distributions des charges de début d'endommagement et de rupture obtenues via le comportement homogénéisé, avec celles résultant directement de la modélisation du matériau monocouche 2 sans délaminage. Les Figures IV-3-5 et IV-3-6 proposent de telles comparaisons. On remarque un bon accord entre les résultats obtenus selon ces deux méthodes. En effet, les seuils d'endommagement et de rupture moyens observés sont respectivement de 139.9 [13] N et 476.5 [27.7] N pour le comportement homogénéisé, contre 138.3 [12.9] N et 475.7 [11.8] N obtenus par la modélisation directe de ce matériau monocouche. Il apparaît cependant une dispersion plus importante en ce qui concerne les charges à rupture résultant du comportement homogénéisé. Dans cette modélisation, le critère de rupture est exprimé en déformation : les charges à rupture n'étant pas imposées, dépendent par conséquent du module initial de l'éprouvette. Ceci peut expliquer la différence observée.

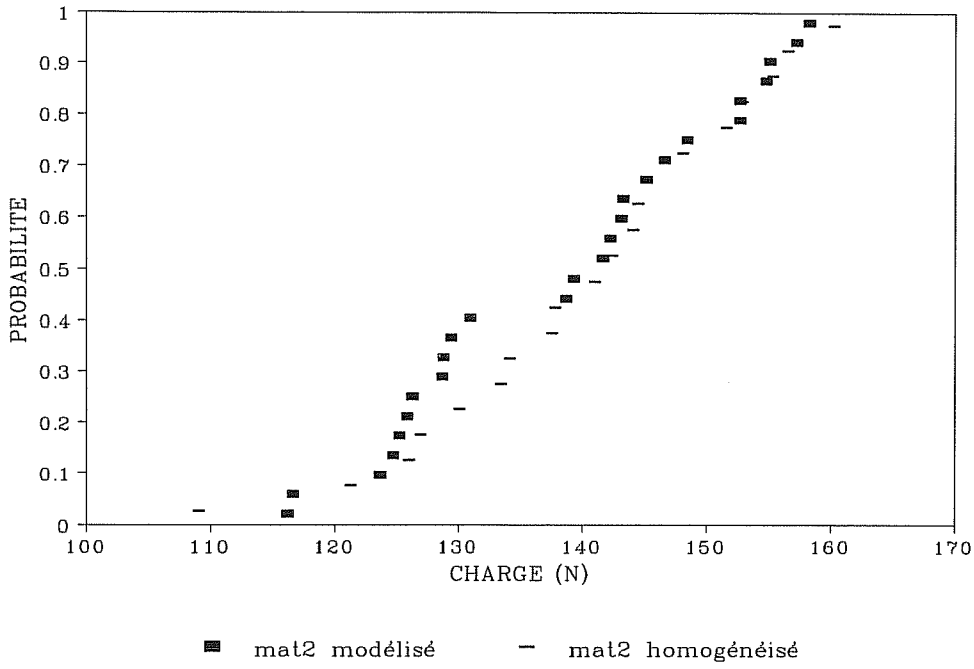


Figure IV-3-5 : distributions des seuils d'endommagement résultant de la modélisation (Chapitre III) et de l'homogénéisation du matériau monocouche 2 sans délaminage.

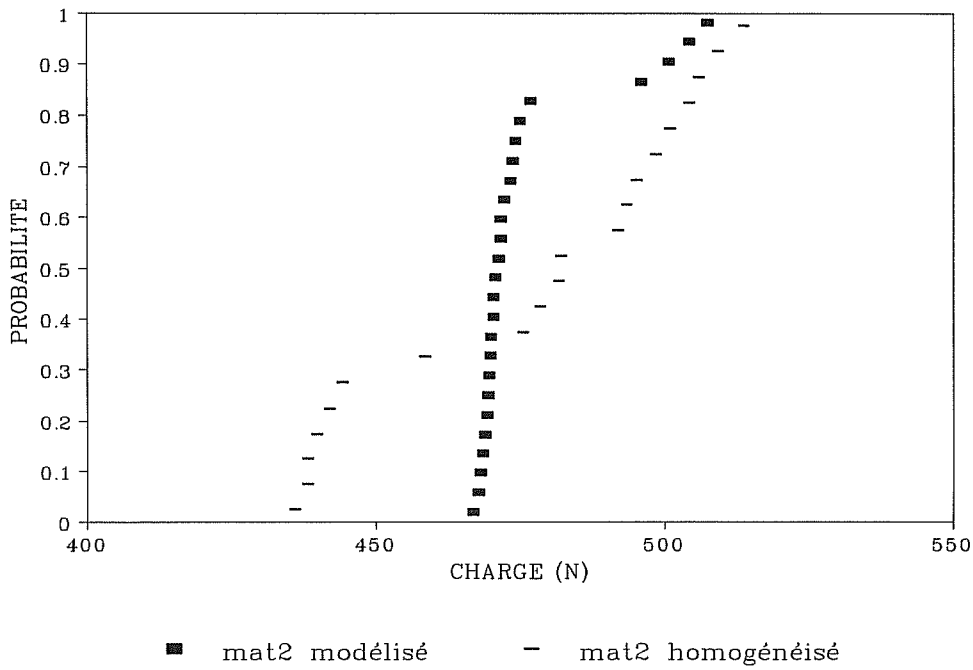


Figure IV-3-6 : distributions des charges à rupture résultant de la modélisation (Chapitre III) et de l'homogénéisation du matériau monocouche 2 sans délaminage

3-3) Modélisation du matériau multicouche.

Après avoir validé les données introduites dans le modèle, nous allons maintenant présenter les résultats de la modélisation et les confronter à ceux expérimentalement observés.

La Figure IV-3-7 propose une telle comparaison en ce qui concerne la courbe globale de comportement du matériau multicouche. On remarque globalement un bon accord entre le calcul et l'expérience. Il est toutefois intéressant de regarder plus précisément la description, fournie par le modèle, de chaque phase du comportement de ce composite.

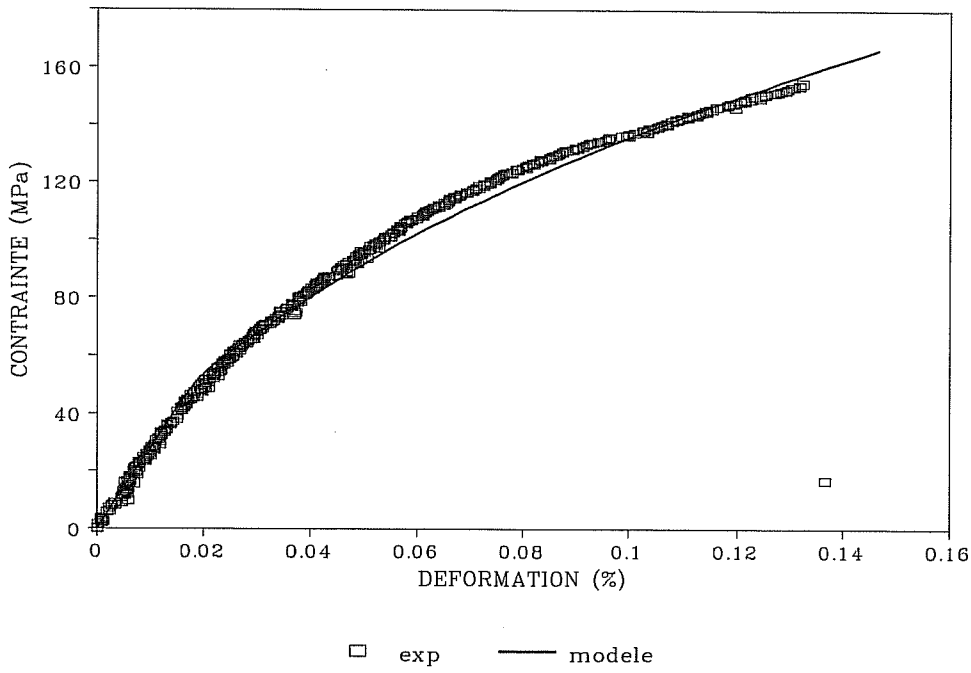


Figure IV-3-7 : courbes types de comportement, expérimentale et calculée, pour le matériau multicouche.

La réponse initiale du matériau, vierge de tout endommagement, est décrite par la phase linéaire élastique de la courbe de comportement du matériau. On remarque une légère surestimation, par le modèle, de la rigidité globale de la structure. En effet, le module d'Young initial des éprouvettes est de 263 [7.2] GPa en moyenne d'après la modélisation. Cette surestimation du module est liée en partie au fait que nous avons considéré chaque strate constituée d'un matériau similaire au monocouche 2. Or, de part l'imbrication des différentes couches, une épaisseur constante de matrice autour des torons n'est pas observée au sein du

matériau multicouche, principalement lors d'une configuration d'assemblage compact des strates (Figure IV-1-4).

D'autre part, la modélisation fournit une bonne description de la moyenne des seuils d'endommagement : en effet, une contrainte de début d'endommagement moyenne de 52.5 [2.2] MPa est obtenue numériquement. Cependant, la modélisation sous-estime la dispersion de ces seuils, comme le montre la Figure IV-3-8. Ce phénomène a également été mis en évidence lors du calcul du matériau 2 monocouche. Ceci peut s'expliquer par la dispersion relativement faible des seuils d'endommagement du matériau monocouche, dispersion qui est numériquement encore réduite lors du passage de cette échelle à celle du composite multicouche : le calcul tend en effet à moyenner les phénomènes.

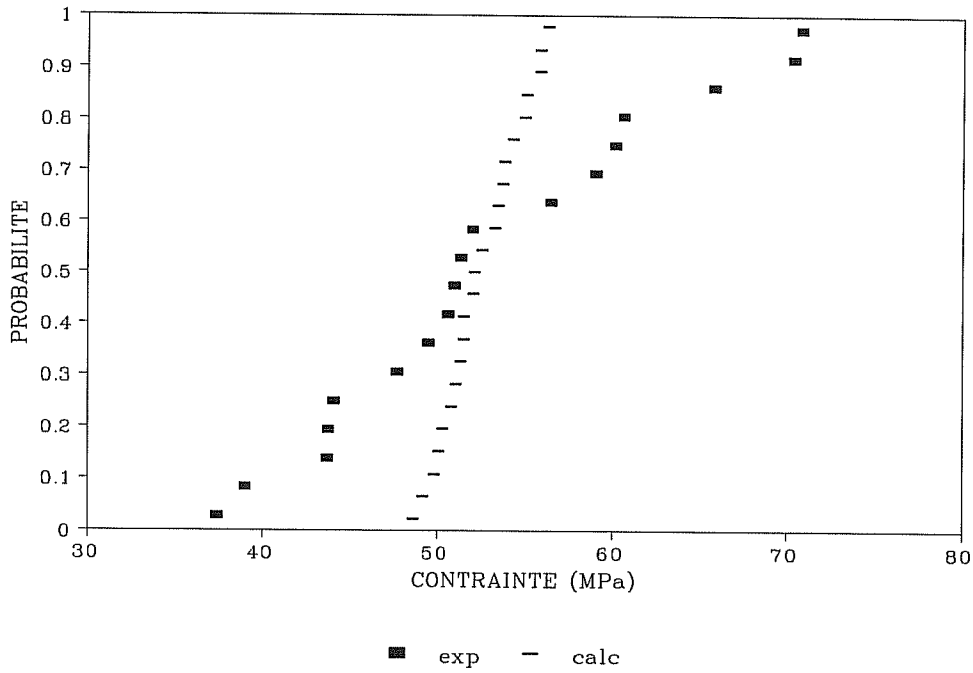


Figure IV-3-8 : comparaison des contraintes de début d'endommagement, expérimentales et calculées, du matériau multicouche.

L'écart entre l'expérience et le calcul est également perceptible au cours de la phase d'endommagement. Comme présenté dans le Chapitre III, la simulation d'essais de chargement-déchargement permet, de la même manière qu'expérimentalement, de définir l'évolution de l'endommagement au sein des éprouvettes via la détermination des fonctions dommage-contrainte appliquée et dommage-déformation. La Figure IV-3-9 présente une courbe de chargement-déchargement calculée pour le matériau multicouche : le comportement en est

purement élastique endommageable. Les Figures IV-3-10 et IV-3-11 représentent respectivement une comparaison des fonctions dommage-contrainte appliquée et dommage-déformation, expérimentales et calculées, pour différentes simulations.

On remarque une cinétique d'endommagement légèrement plus rapide numériquement qu'expérimentalement, phénomène également perceptible lors de la comparaison des courbes de comportement expérimentale et calculée (Figure IV-3-7). Ceci peut s'expliquer principalement par les hypothèses simplificatrices effectuées pour la modélisation. Nous avons en particulier supposé un matériau uniquement constitué de strates identiques correspondant au matériau monocouche 2 sans délaminage. Cette hypothèse explique, par ailleurs aussi, l'erreur commise sur la description de la rigidité initiale des éprouvettes. Il serait donc nécessaire de prendre en compte, de façon plus précise, la structure du matériau multicouche, en caractérisant l'imprégnation des différentes strates, et par conséquent en leurs affectant les cinétiques d'endommagement correspondantes. Ceci peut se justifier par la position relative des courbes dommage-déformation des différents matériaux étudiés (Figure IV-2-8).

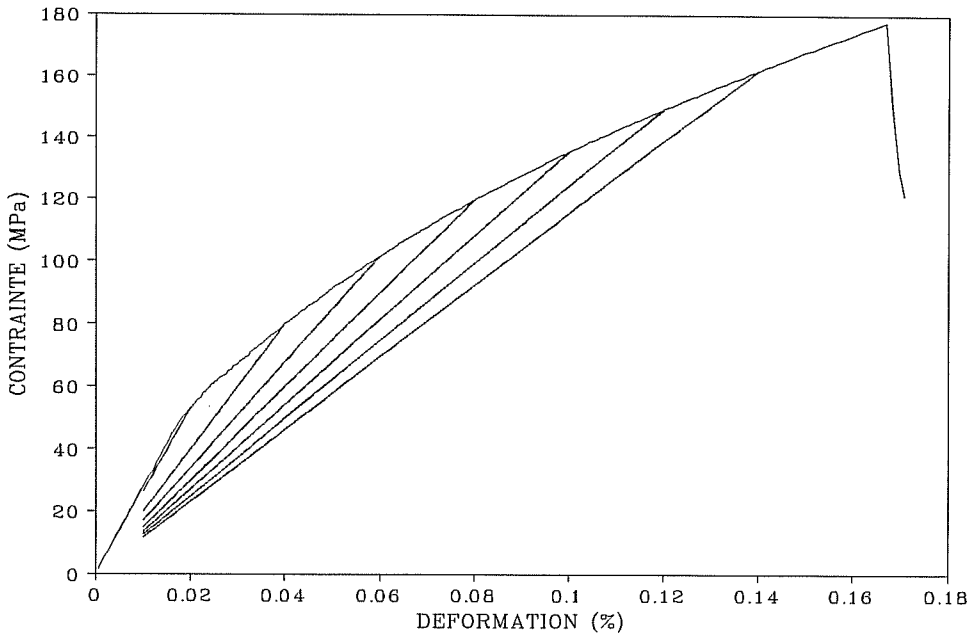


Figure IV-3-9 : courbe de chargement-déchargement simulée pour le matériau multicouche.

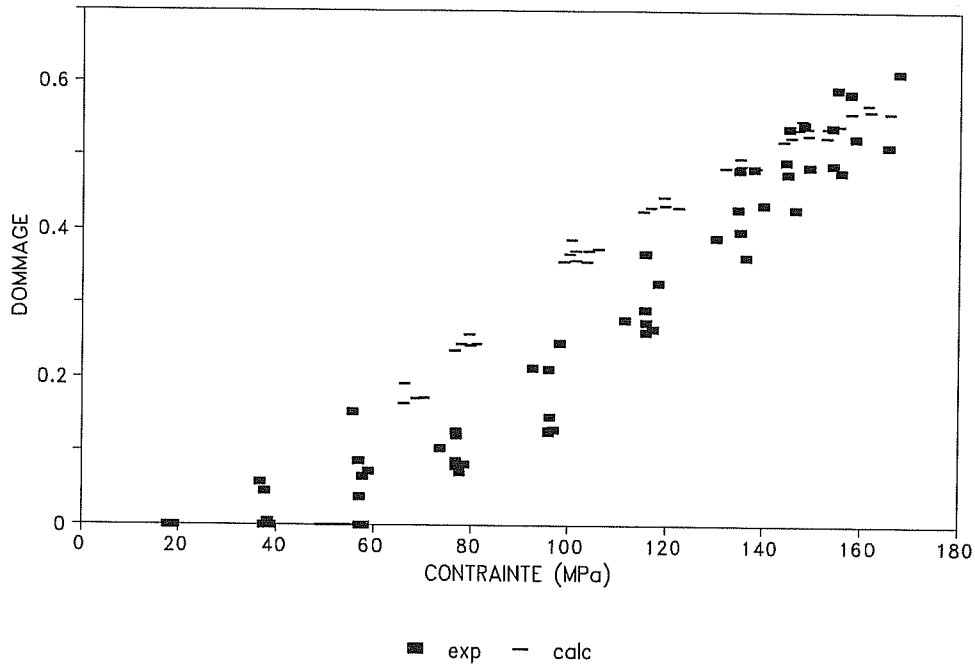


Figure IV-3-10 : comparaison des fonctions dommage-contrainte appliquée, expérimentale et calculée, du composite multicouche.

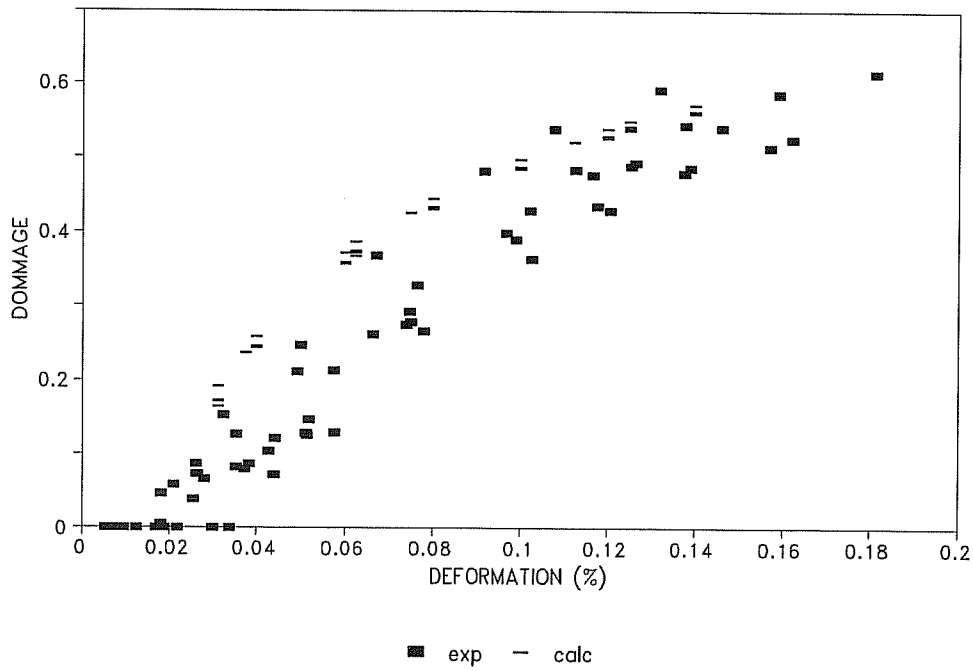


Figure IV-3-11 : comparaison des fonctions dommage-déformation, expérimentale et calculée, du composite multicouche.

Par ailleurs, en ce qui concerne la rupture de la structure, une légère surestimation des contraintes à rupture est observée numériquement comme le montre la Figure IV-3-12. En effet, une contrainte moyenne de 168.1 [6.5] MPa est obtenue, contre 162.4 [6.2] MPa expérimentalement. On peut se rappeler la surestimation des contraintes à rupture déjà observée à l'échelle du matériau monocouche 2.

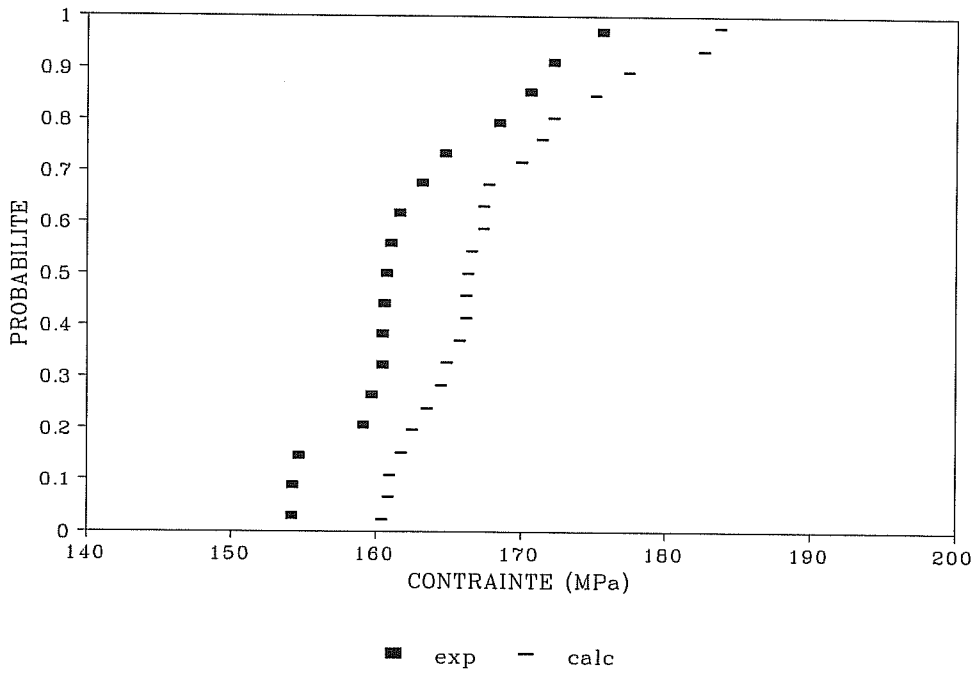


Figure IV-3-12 : distributions expérimentales et calculées des contraintes à rupture du matériau multicouche.

IV- CONCLUSIONS DU QUATRIEME CHAPITRE

Le comportement du matériau SiC/SiC tissé multicouche, étudié dans ce chapitre, confirme les résultats observés par différents auteurs. Ce composite peut être considéré, en première approximation, comme élastique endommageable. Une dispersion des caractéristiques mécaniques de ce dernier (module d'Young, contraintes de début d'endommagement et de rupture) est encore observée à cette échelle.

La modélisation proposée permet une description acceptable du comportement en traction uniaxiale de ce composite. Les écarts observés entre le calcul et l'expérience sont attribuables en partie aux hypothèses effectuées pour la modélisation. Une description précise de la structure du matériau multicouche apparaît nécessaire pour une meilleure prise en compte des phénomènes physiques pouvant intervenir à cette échelle. Une étude microscopique du matériau massif, caractérisant la nature de l'infiltration des différentes strates, permettrait par exemple de définir plus précisément "l'épaisseur" des différentes strates et l'évolution de l'endommagement en leur sein.

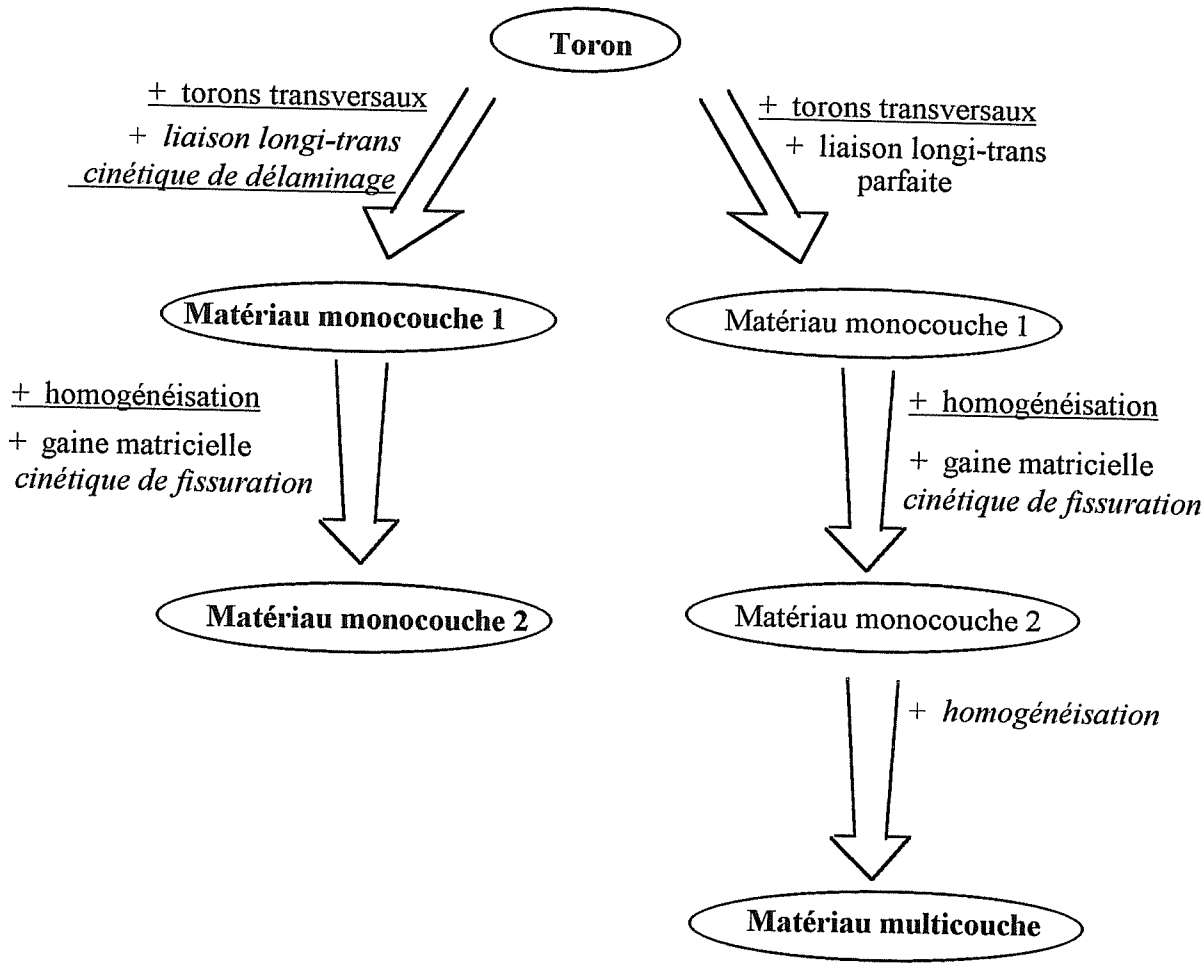
CONCLUSION GENERALE

L'objectif de ce travail était de modéliser le comportement mécanique du matériau SiC/SiC tissé multicouche à partir de celui de son élément constitutif de base : le toron. Moyennant quelques hypothèses, ce but a été atteint pour une sollicitation de traction uniaxiale suivant un des axes d'orthotropie. Deux étapes intermédiaires se sont avérées nécessaires : celles des composites tissés monocouches 1 et 2, le matériau 2 correspondant au matériau 1 ayant subi une infiltration supplémentaire. L'approche multi-échelle que nous avons adoptée, nécessite la connaissance et la prise en compte des phénomènes physiques intervenant à chaque niveau.

Ainsi, nous avons été conduits à caractériser expérimentalement différents matériaux : les torons, les composites monocouches 1 et 2, et le matériau multicouche. Les grandes lignes du comportement mécanique de ces matériaux ont été identifiées : les différents composites étudiés, sollicités en traction uniaxiale, possèdent tous, en première approximation, un comportement de type élastique endommageable. Différents phénomènes physiques microscopiques sont à l'origine de leur endommagement :

- dans le cas des torons, la fissuration de la matrice est le phénomène prédominant.
- l'endommagement du matériau monocouche 1 est, quant à lui, contrôlé initialement par les délaminages se produisant entre les torons de trame et de chaîne, puis s'étend à l'ensemble de la structure par la fissuration, perpendiculairement à la contrainte appliquée, des torons longitudinaux et transversaux.
- dans le cas du matériau monocouche 2, la multifissuration de la gaine matricielle, présente autour des torons, précède les autres modes d'endommagement observés dans la monocouche 1.
- les phénomènes responsables de l'endommagement du matériau multicouche sont comparables à ceux observés dans le cas du matériau monocouche 2, mais la superposition des couches de tissu interdit les délaminages entre torons longitudinaux et transversaux.

La modélisation multi-échelle proposée est basée sur le comportement des torons, et fait également intervenir, à chaque échelle, les phénomènes physiques mis en évidence expérimentalement. Le schéma ci-dessous récapitule le parcours que nous avons effectué et les hypothèses réalisées à chaque étape. A chaque fois que cela a été possible, les données nécessaires au calcul ont été extraites des résultats expérimentaux. Les résultats de la modélisation ont été régulièrement discutés grâce à une confrontation avec l'expérience.



En gras sont indiqués les niveaux de comparaison entre le calcul et l'expérience.
Les points en italiques seraient à confirmer par des observations microscopiques supplémentaires.
Des caractérisations mécaniques complémentaires seraient intéressantes pour valider les étapes soulignées.

Par ailleurs, la prise en compte du caractère aléatoire de certaines caractéristiques mécaniques (seuils d'endommagement et de rupture, modules) de ces matériaux permet de décrire correctement leurs courbes de comportement et les dispersions associées. On remarque que la dispersion, importante au niveau des torons et des composites monocouches, devient plus limitée au niveau du matériau multicouche d'épaisseur 5.4 mm. Dans le cadre des applications pratiques, l'importance de l'aspect statistique sera intimement liée à la taille des composants : elle pourra être essentielle dans le cas de composants minces. Par ailleurs, les effets d'échelle observés au niveau des seuils d'endommagement des torons, décrits par une statistique de densité critique de défauts, sont pratiquement inexistant dans les matériaux monocouches.

En l'état actuel de son développement, l'intérêt d'une telle approche est principalement de relier le comportement de la structure que constitue un matériau multicouche réel à celui de ses constituants élémentaires, et ainsi de mieux éclairer le comportement macroscopique spécifique de chaque échelle par les phénomènes physiques d'endommagement observés. Ce modèle a ainsi, actuellement, un caractère descriptif mais également prédictif. Il permet en effet de comprendre l'effet de tel ou tel paramètre physique sur la réponse de la structure que constitue le matériau multicouche, et peut donc être particulièrement intéressant lors de la conception de nouveaux matériaux.

Cependant, ce type d'approche a toutefois le défaut de ses qualités. En effet, il est nécessaire, pour une bonne description du comportement macroscopique d'un matériau, de prendre en compte, dans la modélisation, les paramètres physiques principaux intervenant lors de sa sollicitation. Se pose alors le problème de leur caractérisation. Ainsi, une des zones d'ombre associées à cette approche concerne la relation entre les nombreux mécanismes opérant à l'échelle microscopique, responsables du comportement mécanique du matériau, et les grandeurs macroscopiques caractéristiques de ce comportement. Les hétérogénéités inhérentes à ce type de matériau rendent en effet particulièrement difficile, à partir de résultats macroscopiques, l'identification des mécanismes opérant à l'échelle microscopique et l'établissement des critères locaux associés. Il serait parfois nécessaire de compléter, voire de valider, certaines hypothèses de cette étude par des observations microscopiques supplémentaires in situ (lors de la réalisation des essais mécaniques), comme indiqué sur le schéma précédent.
Une autre limite de cette modélisation multi-échelle repose sur la nécessité de définir un matériau homogène équivalent lors du passage à une échelle supérieure. Il serait intéressant d'améliorer ces étapes d'homogénéisation par la prise en compte de la différence d'état de contrainte entre un matériau isolé ou présent au sein d'une structure. On perd également, par homogénéisation, la notion de localisation de l'endommagement.
En ce qui concerne le matériau multicouche, l'approche actuelle considère un matériau formé uniquement de strates semblables, présentant toutes le même niveau d'imprégnation. Une étude détaillée de son architecture permettrait de décrire de façon plus fine le comportement des différentes strates le constituant.

Dans un avenir plus lointain, on peut envisager d'étendre cette approche multi-échelle vers un niveau plus microscopique, en cherchant à déterminer le comportement du toron à partir du comportement des fibres et de la matrice, ces derniers étant alors considérés comme les éléments de base de la structure. Ceci permettrait en particulier d'étudier l'influence des interfaces entre fibre et matrice sur le comportement du matériau massif.

A l'état actuel de son développement, la modélisation proposée reste limitée à la description du comportement du matériau multicouche, soumis à des sollicitations de traction purement uniaxiales, ce qui constitue une limite à l'applicabilité du modèle pour le dimensionnement de structures réelles. Il serait par conséquent nécessaire dans l'avenir d'étendre le champ d'application du modèle en développant des critères d'endommagement multiaxiaux, pour pouvoir décrire le comportement du matériau en traction biaxiale, en compression, en flexion,.... De plus, vis à vis des applications envisageables pour de tels matériaux, les modélisations futures devront s'intéresser à leur comportement à haute température, et prendre en compte les effets d'environnement. Pourquoi ne pas rêver au vol d'une structure aéronautique (par exemple une navette spatiale) dont les composants en composites céramiques auraient été calculés à partir d'une pure approche micro-macro !!!

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

A

[Abbé et coll., 1993]
Abbé F., Bourgeon M., Richard J. P., *"Comportement des composites céramique/céramique: le SiC/SiC GS4C"*, Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 3, numéro hors série, p. 43-48 (1993).

[Allix et coll., 1993]
Allix O., Cluzel C., Gasser A., Ladevèze P., *"Modélisation des composites céramique-céramique à différentes échelles"*, Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 3, numéro hors série, p. 277-297 (1993).

[Allix et coll., 1994]
Allix O., Cluzel C., Gasser A., Ladevèze P., Poss M., *"Modélisation du comportement mécanique des composites céramique-céramique à température ambiante"*, Rapport d'activité de l'équipe "Modélisation de l'endommagement des composites" du L.M.T., Janvier 1994.

[Arnault, 1989]
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 Lyon (1989).

[Aubard, 1992]
Aubard X., *"Modélisation et identification du comportement mécanique des matériaux composites 2D SiC/SiC"*, Thèse de Doctorat de l'Université de Paris VI (1992).

[Aussedat et coll., 1993]
Aussedat E., Thionnet A., Renard J., *"Modélisation de l'endommagement dans les matériaux composites soumis à des essais hors axes. Application aux tissus SiC/SiC"*, Revue des composites et de matériaux avancés, vol. 3, n° 2, p. 181-193 (1993).

[Aveston et coll., 1971]
Aveston J., Cooper G. A., Kelly A., *"Paper 2: single and multiple fracture"*, Conference Proceedings of National Physical Laboratory, Teddington U.K., London, IPC Science and Technology Press Ltd, p. 15-24 (1971).

B

[Baste, 1993]
Baste S., *"Damage mechanisms and elastic property degradation in ceramic matrix composite materials"*, HT-CMC 1, 20-24 Septembre, Bordeaux, p. 465-472 (1993).

[Baste et coll., 1993b]
Baste S., Gérard A., Roux J., *"Modélisation et mesure ultrasonore de l'endommagement anisotrope"*, Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 3, numéro hors série, p. 129-144 (1993).

[Baste et coll., 1994]
Baste S., Gérard A., Roux J., Rapport de synthèse des travaux effectués dans le cadre du G.S. "Comportement thermomécanique des composites céramique-céramique" par le L.M.P. Bordeaux (Février 1994).

C

[Caputo et coll., 1984]
Caputo A. J., Lackey W. J., *"Fabrication of ceramic fiber reinforced ceramic composites by chemical vapor infiltration"*, Ceramic Engineering and Science proceedings, n°7-8, p. 654-667 (1984).

[Chermant et coll., 1993]
Chermant J. L., Fantozzi G., *"Intérêt des composites à matrices céramiques à fibres longues"*, Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 3, numéro hors série, p. 13-19 (1993).

[Cojean et coll., 1990]
Cojean D., Monthioux M., Oberlin A., *"Phénomènes interfaciaux dans les composites SiC/SiC 2D de propriétés mécaniques variées"*, JNC7, 6-8 Novembre, Lyon, p. 381-390 (1990).

D

[Dambrine, 1994]
Dambrine B., Présentation finale de la SNECMA pour le Groupement Scientifique GS4C, Septembre, Arcachon (1994)

F

[Fareed et coll., 1987]
Fareed A. S., Fang P., Koczak M. J., Ko F. M., *"thermomechanical properties of SiC yarn"*, American Ceramic Society Bulletin, vol. 66, n° 2, p. 353-358 (1987)

[Fantozzi, 1993]
Fantozzi G., *"Avant-propos"*, Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 3, numéro hors série, p. 9-11 (1993).

[Fréty, 1991]
Fréty N., *"Comportement et endommagement mécaniques de torons densifiés et de matériaux 1D et 2D SiC/SiC non protégés - Influence de vieillissements sous air à haute température"*, Thèse de Doctorat ENSMP (1991).

G

[Grateau, 1987]
Grateau L., *"Etude du comportement mécanique de composites monofilamentaires SiC/SiC - Rôle de l'interface"*, Thèse de Doctorat de l'Université de Paris-Sud, Centre d'Orsay (1987).

[Guillaumat et coll., 1993]
Guillaumat L., Lamon J., *"Multi-fissuration de composites SiC/SiC"*, Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 3, numéro hors série, p. 159-171 (1993).

[Guillaumat, 1994]
Guillaumat L., *"Microfissuration des C.M.C.: relation avec la microstructure et le comportement mécanique"*, Thèse de Doctorat de l'Université de Bordeaux 1 (1994).

[Guillaumat et coll., 1994]
Guillaumat L., Lamon J., *"Multifissuration des composites tissés 2D SiC/SiC: relation avec la microstructure et le comportement mécanique"*, Rapport final du Groupement Scientifique GS4C, Février 1994.

[Goda et coll., 1986]
Goda K., Fukunaga H., *"The evaluation of the strength distribution of silicon carbide and alumina fibres by a multi-modal Weibull distribution"*, Journal of Materials Science, 21, p. 4475-4480 (1986).

H

[Hahn et coll., 1992]
Hahn H. T., Pandey R., *"Micromechanics models for thermoelastic properties of woven fabric composites"*, Pennstate, Office of Industrial Technology, Oak Ridge National Laboratory (Tennessee) (Août 1992)

I

[Inghels, 1987]
Inghels E., *"Comportement mécanique des composites à fibres et à matrices céramiques: définition d'une méthode d'analyse dans le cas de deux composites tissés à matrice de carbure de silicium"*, Thèse de Docorat ENSMP (1987).

[Ishakawa et coll., 1982]
Ishikawa T., Chou T. W., *"Stiffness and strength behaviour of woven fabric composite"*, Journal of Materials Science, 17, p. 3211-3220 (1982).

J

[Jamet, 1989]
Jamet J. F., *"Les carbones et céramiques renforcées. Les acquis et leurs applications industrielles"*, Revue Française de Mécanique, 2, p. 199-207 (1989).

[Jeulin, 1991]
Jeulin D., *"Modèles morphologiques de structures aléatoires et de changement d'échelle"*, Thèse de Doctorat d'Etat ès Sciences Physiques, Université de Caen (1991)

L

[Labrugère et coll., 1992]
Labrugère C., Guette A., Naslain R., Rapport du groupement scientifique "Comportements thermomécaniques de composites céramique/céramique à fibres" GS4C, 1992.

[Lacombe, 1989]
Lacombe A., *"Les matériaux composites à matrice céramique: des précurseurs de percées technologiques"*, Matériaux et techniques, p. 3-10, Juin 1989.

[Ladevèze, 1983]
Ladevèze P., *"Sur la théorie de l'endommagement anisotrope"*, Rapport interne n° 34, L.M.T., Mars 1983.

[Ladevèze, 1986]
Ladevèze P., *"Sur la mécanique de l'endommagement des composites"*, JNC5, Paris, 9-11 Novembre 1986.

[Lamicq et coll., 1986]
Lamicq P. J., Bernhart G. A., Dauchier M. M., Mace J. G., *"SiC/SiC composite ceramic"*, American Ceramic Society Bulletin, vol. 65, no 2, p. 336-338 (1986.

[Lamon, 1990]
Lamon J., *"Mécanique de la rupture des torons de fibres Nicalon: approche probabiliste-statistique"*, JNC7, 6-8 Novembre, Lyon, p. 337-350 (1990).

[Langlais et coll., 1989]
Langlais F., Prebende C., Tarride B., Naslain R., *"On the kinetics of the C.V.D. of Si from SiH_2Cl_2/H_2 and Sic from CH_3SiCl_3/H_2 in a vertical tubular hot-wall reactor"*, Journal de Physique, Colloque C5, supplément au n° 5, tome 50, Mai (1989).

[Lebon et coll., 1990]
Lebon B., Lesne P. M., Renard J, Arnault V, *"Modélisation du comportement mécanique d'un composite céramique endommagé"*, Colloque Matériaux Composites pour Applications à Hautes températures", 29-30 mars, Bordeaux, p. 105-114 (1990).

[Lebon, 1993]
Lebon B., *"Etude et modélisation de l'endommagement dans des composites tissés SiC/SiC"*, Thèse de Doctorat de l'Université Paris 6 (1993).

[Lebon et coll., 1993]
Lebon B, Renard J., *"Etude et modélisation de l'endommagement dans un composite tissé SiC/SiC"*, Revue des composites et des matériaux avancés, vol. 3, numéro hors série, p. 267-275 (1993).

[Le Coustumer et coll., 1993]
Le Coustumer P., M. Monthioux, Oberlin A., *"Understanding Nicalon fiber"*, Journal of the European Ceramic Society, 11, p. 95-103 (1993).

[Lemaitre et Chaboche, 1985]
Lemaitre J., Chaboche J. L., *"Mécanique des matériaux solides"*, Dunod (1985).

[Lesniewski et coll., 1986]
Lesniewski C., Bunsell A. R., *"Effet matrice dans les matériaux composites réfractaires"*, rapport final, convention DRET/SEP n° 84/445 (1986).

[Lissart et coll., 1992]
Lissart N., Lamon J., *"Analyse statistique multimodale de la rupture des fibres de carbure de silicium"*, JNC8, 16-18 Novembre, Palaiseau, p. 5-16 (1992).

[Lipowitz et coll., 1987]
Lipowitz J., Freeman H. A., Chen R. T., Prack E.R., *"Composition and structure of ceramic fibers prepared from polymer precursors"*, Advanced Ceramic Materials, vol. 2, n° 2, p. 121-126 (1987)

[Lowden et coll., 1987]
Lowden R. A., Stinton D. P., *"The influence of the fiber-matrix bond on the mechanical behavior of Nicalon / SiC composites"*, Oak Ridge (Tennessee): Oak Ridge National Laboratory, Rapport ORNL/TM--10667, DE88 006155 (1987).

M

[Maire et coll., 1994]
Maire J. F., Lesne P. M., Chaboche J. L., *"Modélisation micro-macro du comportement mécanique des tissus SiC/SiC"*, Rapport d'activité ONERA/OR dans le cadre du GS4C, Mai 1994.

[Marshall et coll., 1985]
Marshall D. B., Cox B. N., Evans A. G., *"The mechanics of matrix cracking in brittle-matrix fiber composites"*, Acta Metallurgica, vol. 33, No. 11, p. 2013-2021 (1985).

[Marshall et coll, 1987]
Marshall D. B., Cox B. N., *"Tensile fracture of brittle matrix composites: influence of fiber strength"*, Acta Metallurgica, vol. 35, No. 11, p. 2607-2619 (1987).

[Monthioux et coll., 1992]
Monthioux M., Cojean D., *"Microtextures of interfaces related to mechanical properties in ceramic fiber renforced ceramic matrix composites"*, ECCM5, 7-10 Avril, Bordeaux (1992).

[Mozdzierz, 1994]
Mozdzierz N., *"Relations entre le comportement à haute température et l'évolution microstructurale de matériaux céramiques à base de carbure de silicium - SiC monolithiques et composites SiC/C/SiC"*, Thèse de Doctorat de l'Université Paris-Sud, Centre d'Orsay.

P

[Porte et coll., 1989]
Porte L., Sartre A., *"Evidence for a silicon oxycarbide phase in the Nicalon silicon carbide fibre"*, Journal of Materials Science, 24, p. 271-275 (1989).

[Pérès, 1988]
Pérès P., *"Analyse théorique et expérimentale du rôle des paramètres de microstructure sur le comportement des composites à matrice fragile"*, Thèse de Doctorat INSA Lyon (1988).

R

[Reynaud, 1992]
Reynaud P., *"Etude du comportement en fatigue des matériaux composites à matrice céramique suivi par émission acoustique"*, Thèse de Doctorat INSA Lyon (1992).

[Roux et coll., 1990]
Roux J, Baste S., Gérard A., *"Caractérisation ultrasonore de matériaux composites: théorie et mesure de leur endommagement sous charge"*, JNC7, 6-8 Novembre, Lyon, p. 433-442 (1990).

S

[Schreck P., 1992]
Screck P, Guterl-Vix C., Ehrburger P., Lahaye J., *"Reactivity and molecular structure of silicon carbide fibres derived from polycarbosilanes. Part 1:thermal behavoir et reactivity"*, Journal of Materials Science, 27, p. 4237-4242, *"Part 2: XPS analysis"*, Journal of Materials Science, 27, p. 4243-4246 (1992).

[Stohr, 1993]
Stohr J. F., *"Les composites dans les structures aérospatiales"*, Journées thématiques DRET "Les matériaux composites et structuraux", 4 Mars 1993.

W

[Warren et coll., 1992]
Warren R., Lundberg R., *"Principles of preparation of ceramic composites"*, Ceramic Matrix Composites edited by R. Warren, Blackie, USA: Chapman & Hall, New York, p. 35-63 (1992).

[Weibull, 1951]
Weibull W. A., *"A statistical distribution of wide applicability"*, Journal of Applied Mechanics, Septembre, p. 293-297 (1951).

Y

[Yajima et coll., 1976]
Yajima S., Okumara K., *"Synthesis of continuous SiC fibres with high tensile strength"*, Journal of the American Society Ceramic, vol. 59, n° 7-8, p. 324-327 (1976).