



HAL
open science

Etude et modélisation du comportement mécanique de matériaux composites à renforts tissés hybrides et non hybrides

Daniel Scida

► **To cite this version:**

Daniel Scida. Etude et modélisation du comportement mécanique de matériaux composites à renforts tissés hybrides et non hybrides. Sciences de l'ingénieur [physics]. Utc compiègne, 1998. Français. NNT: . tel-04468995

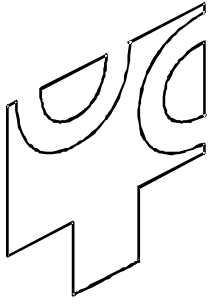
HAL Id: tel-04468995

<https://hal.univ-reims.fr/tel-04468995>

Submitted on 20 Feb 2024

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.

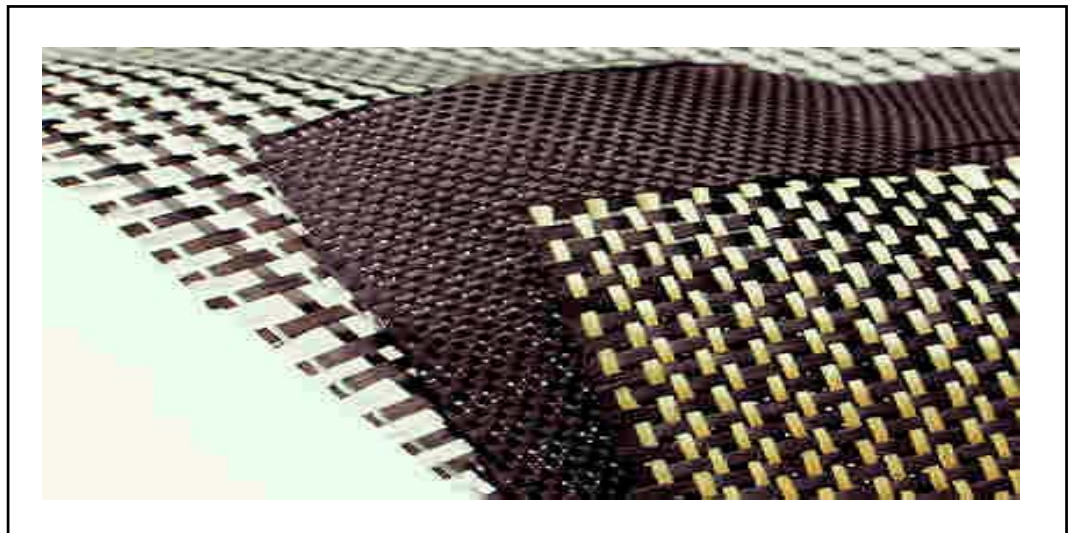


**UNIVERSITE
DE TECHNOLOGIE
DE COMPIEGNE**

Monsieur SCIDA Daniel

***Etude et modélisation du comportement
mécanique de matériaux composites à
renforts tissés hybrides et non hybrides***

Thèse présentée
pour l'obtention du grade
de Docteur de l'UTC.



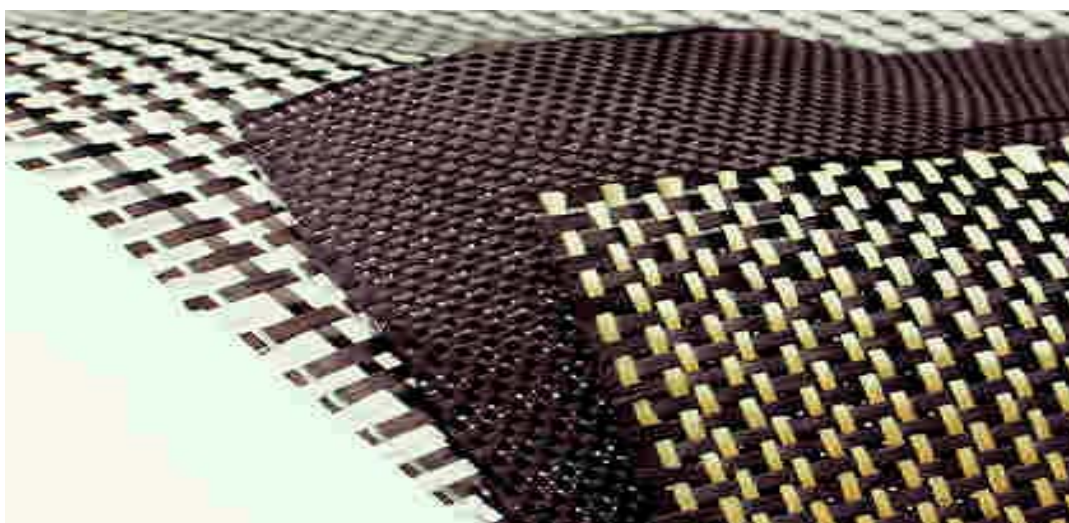
**Soutenu le : 15 Décembre 1998
Spécialité : Sciences Mécaniques pour l'Ingénieur**

ETUDE ET MODELISATION DU
COMPORTEMENT MECANIQUE DE
MATERIAUX COMPOSITES A RENFORTS
TISSES HYBRIDES ET NON HYBRIDES

Soutenue le 15 Décembre 1998 devant le jury composé de :

MM. BENZEGGAGH M.L. (Directeur de Thèse)
PERREUX D. (Président)
MME LAFARIE-FRENOT M.C. (Rapporteur)
MM. PABIOT J. (Rapporteur)
ABOURA Z.
BERANGER G.
BOCHERENS E.
CINQUIN J.

ETUDE ET MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE MATERIAUX COMPOSITES A RENFORTS TISSES HYBRIDES ET NON HYBRIDES



UNE COLLABORATION



ET



REMERCIEMENTS

Le travail présenté dans ce mémoire a été réalisé au centre de recherches de l'Université de Technologie de Compiègne (UTC) au sein de l'équipe « Polymères et Composites » sous la direction de Monsieur **M.L. Benzeggagh** en collaboration avec l'Atelier Industriel de l'Aéronautique (AIA) de la Délégation Générale pour l'Armement (DGA).

Je tiens à remercier Monsieur **M.L. Benzeggagh** pour la confiance qu'il m'a témoigné durant ces trois années de collaboration, pour ses compétences scientifiques, ses qualités humaines et ses conseils éclairés qui ont rendu son aide précieuse.

Tout ce travail n'aurait pas été mené à bien si Monsieur **Z. Aboura**, par sa compétence et sa disponibilité, ne m'avait continuellement aidé. Qu'il trouve ici toute ma gratitude pour sa collaboration fructueuse et amicale et ses conseils toujours précieux et judicieux.

Pour le partenariat fructueux entre l'UTC et l'AIA de la DGA, je tiens à exprimer ma sincère et amicale reconnaissance à Messieurs **E. Bocherens** et **R. Carbone** qui m'ont permis, grâce à leurs savoirs et conseils avisés, de m'épanouir dans ce travail très actuel lié à leurs préoccupations industrielles.

J'adresse mes remerciements à Monsieur **D. Perreux**, directeur de recherche CNRS à l'Université de Besançon, pour l'honneur qu'il m'a fait en présidant mon jury.

Que Madame **M.C. Lafarie-Frenot**, Professeur à l'ENSMA de Poitiers, et Monsieur **J. Pabiot**, Professeur à l'Ecole des Mines de Douai, qui m'ont fait l'honneur d'être rapporteurs de cette thèse soient remercier pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail.

Je tiens également à exprimer ma reconnaissance à Monsieur le Professeur **G.Beranger**, Directeur du département Génie Mécanique à l'UTC, et Monsieur **J. Cinquin**, Ingénieur à l'Aérospatiale, pour avoir bien voulu me faire l'honneur d'évaluer ce travail et de participer à ce jury.

Je voudrais enfin remercier tous les membres de l'équipe Composite de l'UTC avec qui j'ai beaucoup appris dans une atmosphère toujours chaleureuse. Je remercie tout particulièrement **Frédéric** et **Jean-Philippe** pour leurs aides dans les moments difficiles.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	1
I PRESENTATION ET CONDITIONNEMENT DES MATERIAUX	4
I.1 Généralités sur les textiles	4
I.1.1 Types de textiles	5
I.1.2 Géométrie du renfort tissé	6
I.2 Présentation des matériaux	8
I.2.1 Les constituants : résines et fibres	9
I.2.2 Les composites unidirectionnels	10
I.2.2.1 Références	10
I.2.2.2 Taux de fibres dans les composites	11
I.2.3 Les composites à renforts tissés	11
I.2.3.1 Les préimprégnés	12
<i>Les préimprégnés référencés SERH/M14/PE/SI et SERH/M18/PE/SI</i>	<i>12</i>
<i>Le préimprégné référencé SER/M14/SI</i>	<i>12</i>
<i>Les préimprégnés référencés SAT/M14/SI et SAT/M18/SI</i>	<i>12</i>
I.2.3.2 Mise en œuvre des composites	12
I.2.3.3 Taux de fibres dans les composites	13
I.3 Conditionnement des matériaux	14
I.3.1 Introduction	14
I.3.2 Suivi de l'absorption d'eau par gravimétrie	16
I.3.2.1 Modèle de Fick	16
I.3.2.2 Prise d'eau des résines et composites	17
I.4 Tableau récapitulatif des matériaux	20
I.5 Conclusion	20
II CARACTERISATION MECANIQUE DES MATERIAUX	21
II.1 Présentation des essais	21
II.1.1 Essais de traction	21
II.1.1.1 Moyens d'essais	21
II.1.1.2 Choix des éprouvettes	22
<i>Cas de l'unidirectionnel en traction longitudinale</i>	<i>22</i>
<i>Cas de l'unidirectionnel en traction transverse</i>	<i>22</i>
<i>Cas de la résine vierge et des composites tissés</i>	<i>23</i>
II.1.2 Essais de flexion	23
II.1.3 Essais de torsion	24
II.1.4 Essai de compression	25
II.2 Résultats des essais	27
II.2.1 Propriétés des résines	27
II.2.1.1 Résine M14	27
II.2.1.2 Résine M18	27

II.2.2 Propriétés des composites unidirectionnels	28
II.2.2.1 Traction longitudinale	28
II.2.2.2 Traction transverse	30
II.2.2.3 Flexion pure	31
II.2.3 Propriétés des composites à renforts tissés	32
II.2.3.1 Essai de traction	32
II.2.3.2 Essais de flexion	34
Flexion pure	34
Cisaillement	34
II.2.3.3 Essais de torsion	36
II.2.3.4 Essais de compression	36
II.3 Conclusions	38
III IDENTIFICATION DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT	39
III.1 Introduction	39
III.2 Moyens d'identification des endommagements	39
III.2.1 Le microscope électronique à balayage	39
III.2.2 L'émission acoustique	40
III.2.2.1 Principes physiques	40
III.2.2.2 Méthodes de traitement des signaux	41
Le comptage	41
Le traitement en amplitude	41
III.3 Essais mécaniques classiques	43
III.3.1 Notations	43
III.3.2 Traction	44
III.3.3 Flexion	53
III.3.4 Cisaillement	64
III.3.5 Conclusions	75
III.4. Essais de délaminage	76
III.4.1 Introduction	76
III.4.2 Procédure expérimentale	76
III.4.2.1 Matériau	76
III.4.2.2 Eprouvettes	76
III.4.3 Détermination du taux de restitution d'énergie	78
III.4.3.1 Essais de délaminage en Mode I	79
III.4.3.2 Essais de délaminage en Mode II	80
III.4.3.3 Essais de délaminage en Mode Mixte	80
III.4.4 Etude d'un sergé hybride en Mode I	81
III.4.4.1 Détermination du TRE à l'amorçage	81
III.4.4.2 Détermination des énergies de propagation	83
III.4.5 Etude d'un sergé hybride en Mode II	87
III.4.6 Etude d'un sergé hybride en Mode Mixte	89
III.4.6.1 Détermination des TRE	90
III.4.6.2 Application d'un critère semi-empirique	93

III.4.7 Conclusion	99
III.5 Conclusion	100
IV MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE MATERIAUX COMPOSITES A RENFORTS TISSES HYBRIDES	102
IV.1 Introduction	102
IV.2 Préambule : propriétés et géométrie de la mèche	103
IV.2.1 Introduction	103
IV.2.2 Détermination des propriétés de la mèche	105
IV.2.2.1 Détermination analytique	105
<i>Cas où les fibres sont isotropes</i>	105
<i>Cas où les fibres sont isotropes transverses</i>	106
IV.2.2.2 Détermination numérique	106
IV.2.2.3 Comparaison des deux approches	108
IV.2.3 Paramètres géométriques de la mèche	110
IV.2.4 Conclusion	113
IV.3 Modélisation du comportement élastique	114
IV.3.1 Revue bibliographique des modèles existants	114
IV.3.1.1 Modélisation analytique	114
IV.3.1.2 Modélisation par éléments finis	116
IV.3.1.3 Conclusion	117
IV.3.2 Présentation du modèle analytique	118
IV.3.2.1 Principe de base	118
IV.3.2.2 Caractérisation analytique de la géométrie des différents armures	121
<i>Armures Taffetas</i>	121
<i>Armures Taffetas hybride</i>	123
<i>Armures Satin</i>	124
<i>Armures Sergé</i>	127
<i>Armures Sergé hybride</i>	129
IV.3.2.3 Détermination des propriétés élastiques dans le plan	132
IV.3.2.4 Détermination des propriétés élastiques tridimensionnelles	135
IV.3.3 Modélisation numérique	140
IV.3.4 Validation des modèles	143
IV.4 Modélisation du comportement endommageable jusqu'à rupture	147
IV.4.1 Revue bibliographique des modèles existants	147
IV.4.2 Présentation du modèle analytique	148
IV.4.2.1 Calcul des contraintes et déformations	149
IV.4.2.2 Choix des critères de rupture	150
<i>Cas de la résine</i>	150
<i>Cas des mèches</i>	152
IV.4.2.3 Technique de réduction de rigidité	153
IV.4.2.4 Organigramme	154
IV.4.3 Validation du modèle	156
IV.4.3.1 Corrélation modèle / expérience	156

Composite à renfort tissé non hybride	156
Composite à renfort tissé hybride	160
Composite à renfort tissé hybride vieilli	162
IV.4.3.2 Corrélation modèle / littérature	164
IV.5 Conclusions	165
V ETUDE PARAMETRIQUE	166
V.1 Présentation du logiciel Mesotex	166
V.2 Influence des paramètres microstructuraux	169
V.2.1 Influence de l'armure sur les propriétés élastiques 3D	169
V.2.1.1 Influence de l'ondulation de la mèche	169
V.2.1.2 Influence du titre de la mèche	174
V.2.1.3 Influence de l'épaisseur de résine entre couches	179
V.2.1.4 Influence de l'hybridation	184
V.2.2 Influence de l'armure sur les propriétés à rupture	186
V.2.2.1 Influence du titre de la mèche	186
V.2.2.2 Influence de l'épaisseur de résine entre couches	188
V.2.2.3 Influence de l'hybridation	190
V.3 Synthèse de l'étude paramétrique	191
CONCLUSION GENERALE	193

***INTRODUCTION
GENERALE***

Les industries aéronautiques, spatiales, navales, civiles et militaires ainsi que celles du transport (automobile, ferroviaire etc.) ont montré ces dernières années que le choix d'une solution composite était le résultat d'un compromis entre les formes géométriques, les propriétés mécaniques physiques et chimiques et le prix global de revient recherchés.

Ce compromis a de toute évidence placé au cœur du problème la notion d'interaction entre la capacité des procédés de mise en œuvre et la disponibilité des types d'armature (Unidirectionnelle ; Armures 2D : taffetas, sergé, satin ; armures 3D ou armure mixte : hybride) associée aux formulations des résines (en préimprégné, en injection...).

La construction aéronautique (civile et militaire), entre autres, s'impose l'utilisation de matériau à haute performance mécanique et répondant à des performances spécifiques tout en se heurtant à la difficulté de satisfaire ce compromis.

C'est dans ce contexte que la solution d'un matériau (composite) hybride est envisagée et que le principe de l'hybridation apparaît comme étant une solution intéressante pour atteindre le compromis coût/performance. En effet, le tissage multifibre est non seulement tout à fait industriel mais permet grâce au principe de l'hybridation d'utiliser les potentialités de telles ou telles fibres de manière à obtenir une solution composite évitant la recherche de nouvelles formulations de résines ou de fibres.

Le choix d'une solution composite pour la réalisation d'une structure passe par l'analyse de différents paramètres dont notamment le comportement à long terme en milieu agressif. La difficulté de l'évaluation de leur durabilité dans un milieu souvent sévère reste un obstacle fondamental, susceptible d'en gêner considérablement leur utilisation. Les précautions prises sur la sécurité du système par un surdimensionnement ou les coûts de qualification du matériau sont d'autant de frein au développement des composites. Afin de proposer aux bureaux d'études les données nécessaires aux dimensionnements des structures, des vieillissements artificiels (accélérés) sont effectués sur les matériaux composites à matrice organique par exposition dans une atmosphère humide et chaude (1300 heures à 70°C avec 95 % d'humidité relative). Mais ces procédures de vieillissement artificiel posent l'épineux problème de leur représentativité. Les mécanismes d'endommagement révélés lors d'une sollicitation de type laboratoire sont sans aucun doute différents de ceux rencontrés en service. Toutefois, dans le cadre d'une étude dont l'objectif est d'établir un choix entre matériaux, l'analyse des résultats issus de matériaux vieillis artificiellement peut orienter une décision finale.

La contribution de ce travail s'inscrit dans une démarche dont l'un des objectifs est d'apporter une aide aux utilisateurs quant au choix d'un matériau composite à renfort tissé pour une application où les effets du vieillissement conditionnent la décision. Cet objectif nécessite

- à la fois une approche microstructurale déterminant les principaux paramètres de la microstructure de l'armure, tels que la largeur et l'ondulation de la mèche, la fraction volumique de fibres

- à la fois une approche expérimentale, en termes de caractéristiques élastiques, de limites ultimes des constituants et des composites et de compréhension des mécanismes de dégradation des différents composites (non vieillis et vieillis), nécessaire à l'identification des paramètres témoins
- et à la fois une approche théorique (de type analytique) intégrant la possibilité dans la démarche d'inclure les résultats et les analyses issus des approches précédentes.

Ce travail implique une interaction entre ces différentes approches puisque la modélisation du comportement nécessite en amont une sélection des paramètres représentatifs et identifiables d'un type d'armure - en termes de fraction volumique de fibres, de titre de la mèche, de grammage du tissu sec et de configuration géométrique du renfort - compte tenu des capacités des outils analytiques choisis permettant de les inclure. La démarche conduit à optimiser, tant sur le plan des performances mécaniques (modules et résistances) que sur le plan des caractéristiques microstructuraux, le choix du composite à renfort tissé.

Deux parties constitueront cet ouvrage :

- La première partie concernant la **caractérisation mécanique** mettra en avant l'identification des paramètres témoins responsables de la dégradation et permettra de mieux discerner les mécanismes d'endommagement intervenant au sein des composites à renforts tissés soumis à une sollicitation mécanique et à des conditions environnementales. Elle s'articule en trois points :

- I- **La présentation et le conditionnement des matériaux** permettront de situer la présente étude par une description détaillée de la microstructure des composites à renforts tissés, des différents matériaux de l'étude et des conditions d'un vieillissement accéléré en humidité et en température.
- II- Une **caractérisation** classique du comportement **mécanique** (traction, flexion, torsion et compression) conduira à étudier les propriétés mécaniques élastiques et à rupture de chaque constituant (résine et unidirectionnel) et des différents composites à renforts tissés. Cette démarche permettra d'identifier les premiers paramètres témoins intervenant dans la perte (ou non) des performances mécaniques après vieillissement.
- III- **Une caractérisation de l'endommagement.** Elle permettra, à partir d'une méthodologie expérimentale et de protocoles d'essais, de localiser et d'identifier les différents mécanismes d'endommagement pour diverses sollicitations. Cette étude conduira à définir le degré de nocivité de ces endommagements tout en associant à la démarche l'influence des paramètres structuraux tels que la nature de l'armure et des constituants (résine et fibres).

- La deuxième partie est entièrement consacrée à la modélisation du **comportement mécanique de matériaux composites à renforts tissés hybrides** et non hybrides. Elle s'articule en deux points :

- IV- La modélisation nécessite au préalable la prédiction des propriétés mécaniques et la définition des paramètres géométriques de la mèche qui représente l'élément constitutif de l'armure du composite. Cette étape participera à la modélisation du comportement élastique des composites à renforts tissés. La revue bibliographique des modèles existants sur ce sujet permettra d'orienter la modélisation vers un modèle analytique adapté à tous types de renforts. La discrétisation à plusieurs niveaux de la cellule de base représentative du composite permettra d'utiliser les hypothèses de la théorie de la stratification et d'en déduire les propriétés du composite. Ces propriétés prédites seront corrélées avec les résultats expérimentaux et numériques de l'étude et également quelques résultats de la littérature pour différents types d'armures hybrides et non hybrides, différentes fibres et résines. L'étape suivante de la modélisation constituera la prédiction du comportement endommageable jusqu'à la rupture de ces composites. A partir du modèle élastique, les champs de contraintes et de déformations microscopiques régnant dans la cellule de base seront déterminés. L'utilisation de critère de rupture de type Tsai-Wu pour les mèches et de lois de comportement pour la résine associée à une technique de réduction de rigidité conduira à évaluer les premières ruptures au sein du composite et la rupture ultime. Comme pour l'élasticité, les résultats seront validés et corrélés sur différentes armures pour diverses sollicitations (traction et compression).
- V- La modélisation aboutit à la proposition d'un logiciel de calcul d'aide à la décision quant au choix du composite à renfort tissé nommé « Mesotex ». La convivialité et la rapidité d'exécution du programme permettront de mener une étude sur les paramètres microstructuraux, tels que la nature de l'armure, les caractéristiques de la mèche (dimensions et titre), la quantité de résine et de l'hybridation. **L'étude paramétrique** consacrée à l'évolution des propriétés élastiques et à rupture du composite mettra en évidence l'importance de ces paramètres sur les performances mécaniques et constituera une contribution à la sélection du composite à renfort tissé optimisé.

Ces deux parties feront l'objet d'une conclusion générale.

Chapitre I

***PRESENTATION ET
CONDITIONNEMENT DES
MATERIAUX***

RESUME DU CHAPITRE I

Le chapitre I est la phase préliminaire de l'étude concernant la présentation générale des matériaux et des conditions de vieillissement auxquels ils sont soumis. Par leur microstructure complexe et variée, les composites à renforts tissés hybrides ou non posent le problème du choix d'une solution composite vis à vis d'une sollicitation et d'un conditionnement en humidité et en température. Ce composite de « composite » nous conduit à aborder au préalable les conséquences de ce vieillissement à l'échelle des constituants qui le composent afin de mieux cerner le degré de nocivité de cet environnement à l'échelle du composite à renfort tissé. A partir de différents éléments constitutifs du composite à renfort tissé (deux résines époxydes et deux fibres), plusieurs combinaisons (résine + fibre(s)) vont être étudiées selon des armatures de type unidirectionnel et tissé 2D.

I PRESENTATION DES MATERIAUX

I.1 Généralités sur les textiles

Les composites textiles sont composés à partir de divers renforts et élaborés par de nombreux procédés. Ils possèdent une microstructure complexe que l'on peut décomposer lors de la fabrication à plusieurs échelles, celle des constituants, celle du textile sec et celle du composite.

Ce « composite de composite » est élaboré suivant trois phases. La 1^{ère} étape de fabrication est la formation des mèches ; celles-ci sont constituées à partir de centaines ou de milliers de fibres associées en paquets. Dans une deuxième étape, les mèches sont tissées suivant un mode d'entrelacement choisi. Les tissus sont ensuite assemblés dans la forme du moule et dans le cas de textile, les raidisseurs et coutures éventuelles dans la direction de l'épaisseur peuvent être intégrés. Enfin, la pièce composite est consolidée par l'infiltration de résine et par cuisson dans un moule, dans le cas par exemple d'une mise en œuvre par RTM. La figure I.1 illustre les étapes préliminaires d'élaboration du renfort tissé, qui sont la formation des mèches et celle du textile sec, et l'étape de la mise en œuvre du composite.

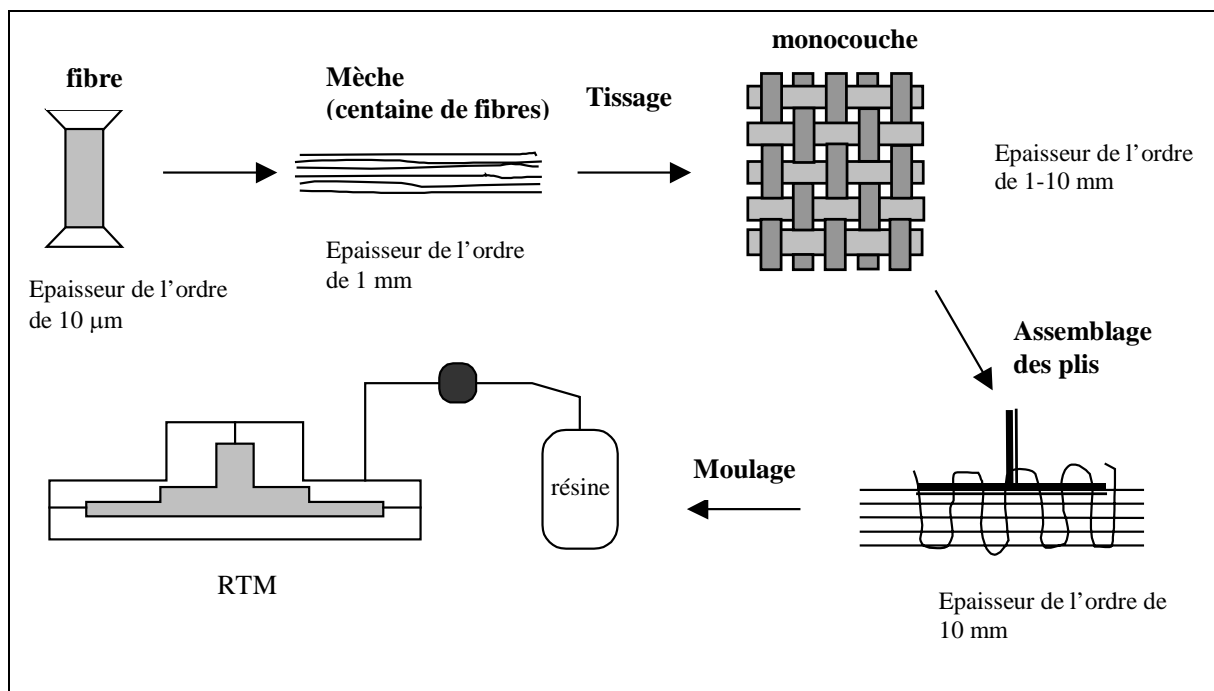


Figure I.1 Les différentes étapes dans la fabrication de composite textile

1.1.1 Types de textiles

La figure I.2 présente les groupes de textiles les plus importants. La colonne de gauche (armures, cousu...) décrit les catégories de textile selon les machines et procédés utilisés pour les fabriquer.

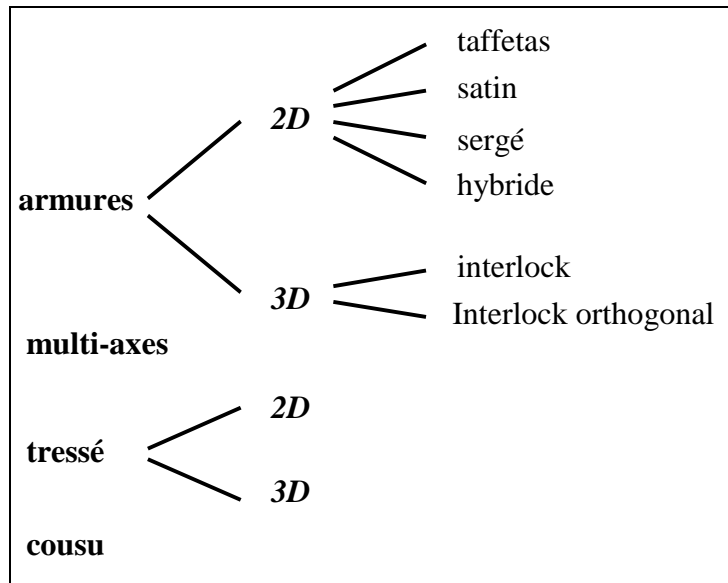


Figure I.2 Quelques types de textiles disponibles pour des structures composites à haute performance

La distinction entre composites 2D et 3D est définie par le textile sec (sans résine) qui peut transférer un chargement de manière continue dans les trois directions ou seulement dans deux directions indépendantes. Un composite 2D est constitué de plis distincts ; bien que le parcours des mèches dans ces composites 2D soit également effectué dans la direction de l'épaisseur, chaque pli est indépendant et aucune mèche passe de pli en pli. Ces matériaux sont adaptés aux structures composites nécessitant une rigidité et résistance élevée dans le plan.

Dans les structures où des contraintes triaxiales apparaissent, le choix du textile est lié à la disposition des fibres et donc au procédé ; en effet, les fibres doivent être arrangées avec la capacité de supporter grossièrement un chargement équivalent selon les trois directions du système cartésien.

La première catégorie de composites textiles correspond aux armures tissés qui ont une grande importance dans le domaine des composites. Les matériaux composites à renforts tissés permettent de fabriquer des surfaces assez larges de matériau avec des propriétés mécaniques intéressantes dans les deux directions du renfort. Les tissus sont généralement fabriqués en entrelaçant avec un métier à tisser deux séries de mèches, connues sous la désignation de mèche sens chaîne et mèche sens trame. Les mèches de sens chaîne sont orientées dans le sens de la longueur du tissu, alors que les mèches de sens trame le sont dans le sens perpendiculaire en travers du tissu. Beaucoup de tissus contiennent un nombre similaire de fibres et utilisent le même matériau dans la direction chaîne et trame mais les tissus hybrides sont également des solutions possibles et d'avenir puisqu'ils permettent d'utiliser les potentialités de plusieurs fibres.

Les renforts tissés se présentent, soit sous forme de tissus secs, soit sous forme de préimprégnés de résine. Dans la plupart des applications, de multiples couches de tissus 2D sont stratifiés ensemble. Les tissus 3D sont fabriqués sur des métiers à tisser avec plusieurs trames.

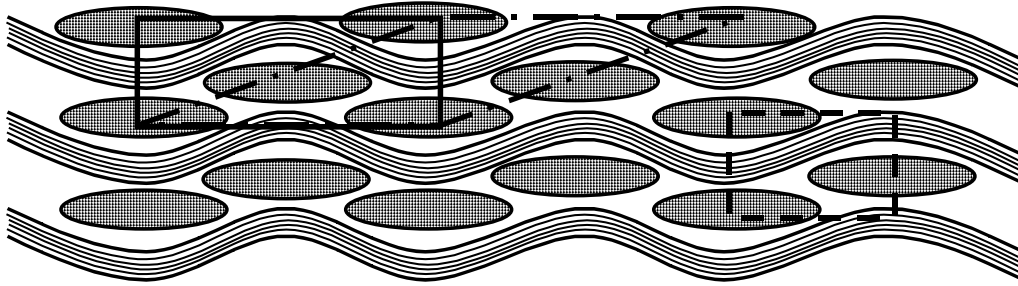
Les autres types de textiles se résument à trois catégories :

- Tressés : ils nécessitent une série de bobines de mèches qui suivent un parcours circulaire et s'entrelacent entre elles
- Tricots : Le procédé de tricots multi-axes consiste à lier des mèches de couches orientées à 0° , $\pm 45^\circ$ et 90° . Le tricot est effectué avec du fil fin de polyester, qui augmentent d'un petit pourcentage le poids total
- Cousus : ils sont utilisés pour fournir un renfort à travers l'épaisseur dans les structures composites, ce qui améliore la tolérance à l'endommagement. L'introduction ces dernières années des procédés d'injection de résine a été une avancé majeure dans la fabrication, ce qui permet de coudre des textiles secs plutôt que des préimprégnés. Cela augmente la vitesse, permet de coudre des matériaux épais et réduit beaucoup l'endommagement des fibres dans le plan. Tout en améliorant la tolérance au dommage, les cousus offrent d'autres atouts ; ils assurent par exemple une connexion mécanique entre les éléments avant que la résine soit injectée.

1.1.2 Géométrie du renfort tissé

Les motifs d'entrelacement des mèches dans un composite à renfort tissé se répètent dans une ou deux directions du renfort : ils sont alors périodiques. Cette périodicité géométrique du composite est décrite de manière conventionnelle en terme de cellule de base. Cette cellule est définie par la condition que le renfort tissé tout entier peut être construit à partir de copies de celle-ci translattées dans l'espace, chacune d'elles représentant les mèches sur une période ou un cycle. La réponse d'un composite à renfort tissé à un chargement peut alors être calculée en analysant le comportement d'une seule cellule de base.

Pour chaque structure périodique, il y a une infinité de possibilités de choisir une cellule de base. Par exemple, dans le cas du taffetas, si un cube (en trait plein sur la figure I.3) aligné avec le système d'axe (x_1 , x_2 , x_3) est une cellule de base possible, alors la cellule rhomboédrique obtenue en cisillant deux faces parallèles de ce cube (en pointillé sur la figure I.3) en est une également. De même, ce cube divisé en deux est une autre cellule de base envisageable. Néanmoins, les symétries dans un composite à renfort tissé 2D impliquent habituellement une préférence : pour l'armure taffetas, la cellule la plus réduite (cellule de droite sur la figure I.3) sera privilégiée.



*Figure I.3 Plusieurs cellules de base dans un composite à renfort tissé 2D.
La cellule la plus réduite (à droite) est due à la symétrie par rapport au plan vertical.*

Dans le cas de tissus 2D qui font l'objet de cette étude, ces tissus peuvent être classés par le paramètre définissant l'entrelacement des mèches. Les principales armures sont répertoriées ci-dessous :

(a) Armure taffetas ou toile

L'armure taffetas représente le mode de tissage le plus simple et le plus utilisé : il se caractérise par un entrecroisement alternatif des mèches de sens chaîne et de sens trame, comme le montre la figure I.4a. Le changement fréquent de position (position supérieure et inférieure) de chaque mèche réduit la résistance et la rigidité du composite.

(b) Armure satin

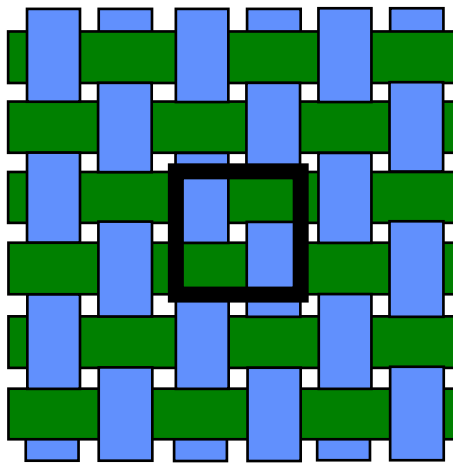
L'armure satin, connue pour sa bonne drapabilité, est définie par le nombre de mèches entre deux entrelacements successifs. Par exemple, l'armure satin de 5 présentée sur la figure I.4b possède quatre motifs en dessous et un au-dessus. De manière générale, un tissu satin de n_G ($n_G > 2$) est caractérisé par une mèche de sens chaîne tissée au-dessus ($n_G - 1$) mèches de sens trame successives puis au-dessous une mèche de sens trame. De ce fait, une face du tissu est à prédominance mèche de sens trame, l'autre à prédominance de sens chaîne.

(c) Armure sergé

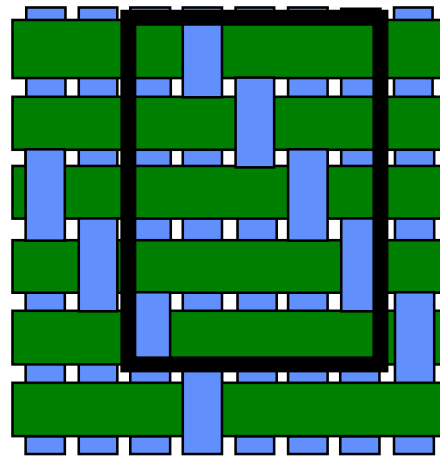
L'armure sergé 2 lié à 2 possède un entrelacement plus délié et le tissu est caractérisé par une diagonale (figure I.4c). Dans ce type de tissage, chaque mèche de sens chaîne passe au-dessus deux mèches de sens trame consécutives puis au-dessous deux mèches de sens chaîne.

(d) Armure hybride

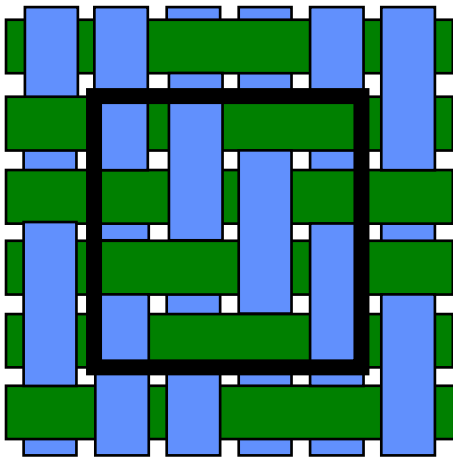
Naturellement, il est possible de produire par tissage des armures hybrides (taffetas hybride, sergé hybride par exemple) en mariant rationnellement des mèches de natures différentes (Verre/Carbone ou Carbone/Kevlar par exemple). La figure I.4d montre une armure sergé 2/2 hybride avec deux types de mèches.



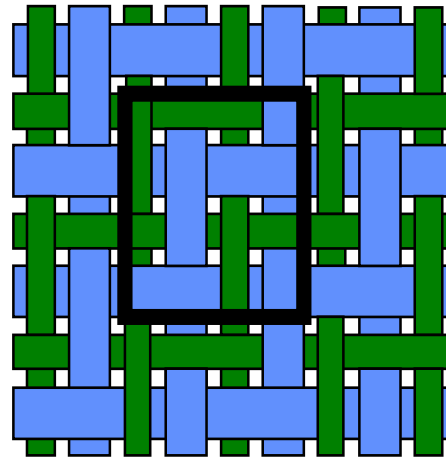
a) armure taffetas



b) armure satin de 5



d) armure sergé 2x2



e) armure sergé 2x2 hybride

Figure I.4 Les armures 2D habituellement utilisés

I.2 Présentation des matériaux

Le choix d'une solution d'un matériau composite hybride exige une connaissance complète du comportement de ce type de matériau suivant le type de sollicitation et suivant un conditionnement éventuel. Afin d'optimiser la sélection de tel ou tel matériau, une réflexion est menée sur une gamme de configurations hybrides et non hybrides. Différents éléments constitutifs de base de ces matériaux (que sont la résine et la fibre) ont été sélectionnés : il s'agit de deux résines époxydes M14 et M18 (de classe 120°C et 180°C, respectivement) et de deux fibres minérales et organiques, Silice et Pe. A partir de ces constituants, plusieurs combinaisons (résine + fibre(s)) ont été étudiées dans le cas de deux familles d'armatures :

- les unidirectionnelles et/ou mèches
- les armures 2D tels que les armures sergé, satin et sergé hybride.

Ces matériaux ayant subi un cycle de vieillissement (décrit ultérieurement), il y aura un homologue vieilli à chaque matériau.

1.2.1 Les constituants : résines et fibres

Résines

Les résines étudiées sont des résines époxydes provenant de la société Hexcel composite référencées sous l'appellation M14 et M18. Les caractéristiques suivantes ont été fournies par le fabricant.

La résine M14 est une résine de classe 120°C ($T_g=120$ °C) possédant les propriétés suivantes :

- Résine autoextinguible
- Basse pression de moulage
- Bonne résistance aux impacts
- Bonne adhésion sur nids d'abeille et âme en mousse des composites sandwichs.

La résine M18 possède des propriétés améliorées et une faible absorption d'humidité assure de bonnes performances en milieu chaud et humide jusqu'à 150 °C et une utilisation normale jusqu'à 180 °C. Ses propriétés mécaniques sont résumées ci-dessous :

- Faible densité de la résine (implique une réduction de masse)
- Excellente résistance
- Faible absorption d'humidité
- Pas de post-cuisson
- Déformation à la rupture élevée
- Bonnes propriétés en milieu chaud et humide jusqu'à 150 °C
- Supporte l'injection à haute pression.

Les propriétés mécaniques des deux résines données par le fabricant sont les suivantes :

Propriétés	résine M14	résine M18	Méthode
Contrainte à la rupture en traction	70 Mpa	81,1 Mpa	ISO R527
Module d'Young	3,2 Gpa	3,5 Gpa	ISO R527
Température de transition vitreuse	110-130 °C	198 °C	DMTA
Densité	1,29 g/cm ³	1,16 g/cm ³	

Tableau I.1 Propriétés mécaniques des résines

Fibres

Les renforts des composites unidirectionnels et à renforts tissés sont constitués, soit de fibre silice de diamètre 9 µm, soit de cette même fibre avec un diamètre différent de 14 µm, soit d'une fibre organique dénommée Pe. Le tableau I.2 résume les propriétés de ces trois fibres ; associées à l'une des deux résines époxydes, ils constituent donc les éléments de base des différentes mèches, qui ensuite composent les composites à renforts tissés étudiés.

Fibre	Masse linéique de la mèche	ϕ_{fibre} [μm]	ρ_{fibre} [g/cm^3]	N_f	E_L [GPa]	σ_{rup} [MPa]	ε_{rup} [%]
Silice 14 μm (SI)	80 Tex	14	2.2	240	78	2500	4.5
Silice 9 μm (SI)	66 Tex	9	2.2		78	2500	4.5
Pe	28 Tex	22	1.38	48	13.8	1000	11-15

ϕ_{fibre} est le diamètre de la fibre, ρ_{fibre} est la densité de la fibre, N_f est le nombre de fils dans la mèche, E_L est le module d'Young axial, et σ_{rup} et ε_{rup} sont respectivement la contrainte et la déformation à la rupture en traction.

Tableau I.2 Propriétés des fibres

I.2.2 Les composites unidirectionnels

I.2.2.1 Références

Afin d'étudier les renforts avec les deux résines époxydes sélectionnées, des éprouvettes unidirectionnelles à base de fibres Silice et à base de fibres Pe ont été constituées avec soit de la résine M14, soit de la résine M18. Il s'agit donc de quatre matériaux unidirectionnels qui nous permettront par la suite de mieux comprendre le comportement de chaque renfort avec les deux types de résines et d'analyser l'effet du vieillissement sur ces différents matériaux.

Des torons ou mèches à base de fibre de Silice et de fibre Pe ont été mis en œuvre dans le but de déterminer le comportement mécanique de ces mèches présentes au sein du composite tissé. La mèche est constituée de 9 fils (silice ou Pe) et de résine M14. La géométrie de la mèche est cylindrique et le diamètre correspondant est de l'ordre de 0,6 mm.

Références	Armatures	Résine	Renforts	Vielli
UD/M14/PE/NV	Unidirectionnelle	M14	Pe	Non
UD/M14/PE/V	Unidirectionnelle	M14	Pe	Oui
UD/M18/PE/NV	Unidirectionnelle	M18	Pe	Non
UD/M18/PE/V	Unidirectionnelle	M18	Pe	Oui
UD/M14/SI/NV	Unidirectionnelle	M14	Silice	Non
UD/M14/SI/V	Unidirectionnelle	M14	Silice	Oui
UD/M18/SI/NV	Unidirectionnelle	M18	Silice	Non
UD/M18/SI/V	Unidirectionnelle	M18	Silice	Oui
ME/M14/PE/NV	Mèche	M14	Pe	Non
ME/M14/PE/V	Mèche	M14	Pe	Oui
ME/M14/SI/NV	Mèche	M14	Silice	Non
ME/M14/SI/V	Mèche	M14	Silice	Oui

Tableau I.3 Références des matériaux unidirectionnels et mèches

I.2.2.2 Taux de fibres dans les composites

Afin de pouvoir interpréter les mécanismes de vieillissement des composites et de comparer par la suite notre modèle analytique aux résultats expérimentaux, il est nécessaire d'évaluer le taux volumique de fibres dans le composite v_f .

Le procédé utilisé est la méthode de perte au feu qui permet une mesure du taux massique des fibres dans le composite. En effet, après calcination à environ 600 °C de ces échantillons (5 en moyenne par matériau), la proportion massique des fibres non combustibles est évaluée par pesée. Sur les matériaux non hybrides à renfort Silice, la technique ne pose pas de problème puisque le taux massique de fibres est déduit par le rapport masse de l'échantillon avant/après carbonisation. Dans le cas des composites Pe, la technique de perte au feu n'est pas adaptée ; c'est pourquoi, les fractions volumiques des fibres sur les unidirectionnels à renforts Pe n'ont pas été évaluées.

En supposant qu'il n'y a aucunes porosités dans le composite (volume des porosités nul), le taux volumique résulte ensuite du taux massique de fibres précédemment déterminé et des valeurs des masses volumiques (données par le fabricant).

$$v_f = \frac{V_f}{V_c} = \frac{V_f}{V_f + V_R} = \frac{\frac{M_f}{\rho_f}}{\frac{M_f}{\rho_f} + \frac{M_R}{\rho_R}}$$

$$v_f = \frac{1}{1 + \left(\frac{M_c - M_f}{M_f}\right) \left(\frac{\rho_f}{\rho_R}\right)} \quad (I.1)$$

avec : - V, M et ρ indiquent respectivement un volume, une masse et une masse volumique
 - les indices f, c et R représentent respectivement les fibres, le composite et la résine

Pour les composites à renforts Silice, les valeurs des taux volumiques des fibres et résine sont rassemblées dans le tableau ci-dessous :

Fraction volumique en %	Résine	Total fibres
UD/M14/SI/NV	50,3 ± 0,3	49,7 ± 0,3
UD/M14/SI/V	50,7 ± 0,4	49,3 ± 0,4
UD/M18/SI/NV	64,7 ± 0,4	35,3 ± 0,4
UD/M18/SI/V	65,4 ± 0,3	34,6 ± 0,3

Tableau I.4 Taux volumiques des constituants des composites

I.2.3 Les composites à renforts tissés

Les matériaux composites à renforts tissés utilisés dans cette étude sont mis en œuvre par autoclave à partir de renforts tissés préimprégnés. Ces tissus préimprégnés sont fournis par la société Hexcel Fabrics (Département renforts pour composites, Décines) et sont constitués des différentes fibres et résines précédemment présentées.

Chaque composite à renfort tissé est référencé par une armure (sergé, sergé hybride ou satin), une résine (M14 ou M18) et une ou plusieurs fibres (Pe et/ou Silice). Par exemple, la

dénomination *SERH/M14/PE/SI* désigne un composite à armure sergé hybride (*SERH*) à base de résine M14 (*M14*) et de fibres Pe et Silice (*PE/SI*).

I.2.3.1 Les préimprégnés

Les préimprégnés référencés SERH/M14/PE/SI et SERH/M18/PE/SI

Il s'agit de tissus imprégnés à 48 % en masse de résine M14 pour le premier et de résine M18 pour le second. L'armure est un sergé 2/2 hybride équilibré de grammage 197 g/m² constituée de mèches de Silice 14 µm (80 tex) et de Pe 22 µm (28 tex) dont la proportion en masse est de 74 % Silice et 26 % Pe. Les fibres de Silice (Si) et de Pe se trouvent toutes les deux en sens chaîne et trame en même proportion.

Le préimprégné référencé SER/M14/SI

La proportion de résine M14 de ce préimprégné est de 48 % en masse. L'armure est un sergé 2/2 équilibré de grammage 170 g/m² constituée de mèches à base de fibres Silice 14 µm dont la masse linéique est de 80 tex.

Les préimprégnés référencés SAT/M14/SI et SAT/M18/SI

Ce sont deux tissus satin de 8, de grammage 290 g/m², imprégnés à 35 % en masse de résine M14 pour le premier et de résine M18 pour le second et réalisés en fil de Silice 9 µm (66 tex).

I.2.3.2 Mise en œuvre des composites

Les composites réalisés à partir des préimprégnés présentés en I.2.3.1 sont mis en œuvre en autoclave en utilisant le procédé de moulage au sac (figure I.5).

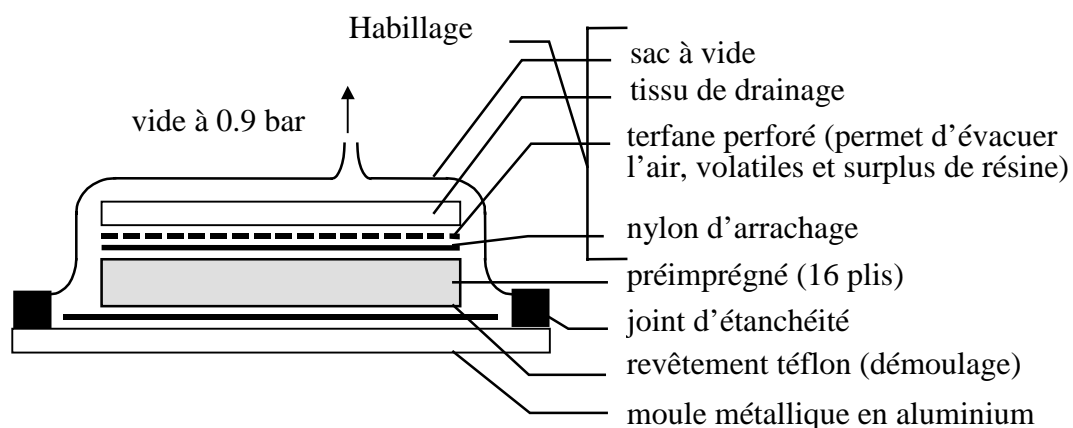


Figure I.5 Moulage au sac

Les tissus préimprégnés sont disposés sur le moule par plis successifs en les superposant dans le sens chaîne (drapage). Le moule drapé est ensuite recouvert d'une membrane souple et étanche, puis porté dans un autoclave où l'on effectue une mise au vide (0,9 bar) pour éliminer l'air, les volatiles et les surplus de résine. La polymérisation complète est assurée sous le double effet d'une pression et d'une élévation de température.

I.2.3.3 Taux de fibres dans les composites

Le procédé utilisé est la méthode de perte au feu présentée précédemment en I.2.2.2. La relation I.1 reste valable pour les matériaux non hybrides à renfort Silice. Dans le cas des composites hybrides (à renfort Si et Pe), il faut tenir compte de la disparition des fibres Pe lors de la calcination. La proportion en masse du tissu sec étant connue (26 % pour les fibres Pe et de 74 % pour les fibres Si) et confirmée par une précédente étude [Hure et al. (1996)], il est donc possible de déterminer le taux de fibres (Si+Pe) dans le composite à partir du taux de fibres Si. Le taux volumique résulte ensuite du taux massique de fibres précédemment déterminé en supposant qu'il n'y a aucunes porosités dans le composite (volume des porosités nul). Deux cas se présentent :

Cas non hybride

$$v_f = \frac{1}{1 + \left(\frac{M_c - M_f}{M_f} \right) \left(\frac{\rho_f}{\rho_R} \right)} \quad (I.2)$$

Cas hybride

$$v_f = \frac{V_f}{V_c} = \frac{V_{Pe} + V_{Si}}{V_{Pe} + V_{Si} + V_R}$$

$$v_f = \frac{1}{1 + \left(\frac{M_c - M_{Pe} - M_{Si}}{\rho_{Si}M_{Pe} - \rho_{Pe}M_{Si}} \right) \left(\frac{\rho_{Pe}\rho_{Si}}{\rho_R} \right)} \quad (I.3)$$

avec : - V, M et ρ indiquent respectivement un volume, une masse et une masse volumique
 - les indices f, c, R, Pe et Si représentent respectivement les fibres, le composite, la résine, les fibres Pe et Silice.

Pour nos cinq composites, les valeurs des taux volumiques des fibres et résine sont rassemblées dans le tableau ci-dessous :

Matériaux	Fraction volumique en %			Total fibres
	Silice	Pe	Résine	
SERH/M14/PE/SI/NV	35,5 ± 0,3	17,5 ± 0,1	46,9 ± 0,4	53,1 ± 0,4
SERH/M14/PE/SI/V	36,4 ± 0,1	18,0 ± 0,1	45,6 ± 0,2	54,4 ± 0,2
SERH/M18/PE/SI/NV	35,7 ± 0,7	17,6 ± 0,3	46,7 ± 1,1	53,3 ± 1,1
SERH/M18/PE/SI/V	35,7 ± 0,5	17,7 ± 0,3	46,6 ± 0,7	53,4 ± 0,7
SAT/M14/SI/NV	51,0 ± 0,2		49,0 ± 0,2	51,0 ± 0,2
SAT/M14/SI/V	49,1 ± 1,8		50,9 ± 1,8	49,1 ± 1,8
SAT/M18/SI/NV	51,1 ± 0,2		48,9 ± 0,2	51,1 ± 0,2
SAT/M18/SI/V	53,0 ± 2,2		47,0 ± 2,2	53,0 ± 2,2
SER/M14/SI/NV	39,1 ± 0,7		60,9 ± 0,7	39,1 ± 0,7
SER/M14/SI/V	37,6 ± 0,3		62,4 ± 0,3	37,6 ± 0,3

Tableau I.5 Taux volumiques des constituants des composites

I.3 Conditionnement des matériaux

I.3.1 Introduction

L'utilisation des matériaux composites à matrice organique pour des pièces aéronautiques pose le problème de la tenue en service de ces matériaux, notamment sous un environnement humide et chaud. Précisément, l'industrie aéronautique s'impose des conditions de qualification d'une pièce composite basées sur les résultats d'essais mécaniques résiduels à saturation en vieillissement hygrothermique. Le vieillissement de référence est en général caractérisé par une température de 70 °C et une humidité relative de 85 %, mais quelques variations sont possibles. Il s'agit donc de prendre en compte, lors de la phase d'évaluation des matériaux, de leur comportement mécanique face à de tels environnements. Il y a deux modes principaux de vieillissement :

- Le vieillissement physique se définit lorsqu'il n'y a pas de réaction chimique entre l'eau et le polymère. Ce vieillissement s'ensuit dans ce cas d'une plastification et d'un gonflement du polymère provoqués par l'absorption d'eau. Ce gonflement engendre des surcontraintes capables de créer des endommagements au sein du polymère et donc du composite. La plastification se traduit par une diminution du seuil d'endommagement de la résine sous contrainte. Tous ces phénomènes influencent les propriétés physiques et mécaniques du matériau et ont pour principales conséquences la dégradation des interfaces entre le renfort et la résine et le développement des fissures dans la résine.
- Le vieillissement chimique se produit lorsque l'eau interagit avec les groupements chimique du polymère, que l'on désigne par le phénomène d'hydrolyse. L'hydrolyse se révèle par des coupures de chaînes et implique une fragilisation du matériau.

La détérioration d'un matériau lors d'un vieillissement humide se traduit, dans la plupart des cas, par un phénomène d'absorption d'eau fonction de la température, du taux hygrométrique et de la nature du composite. Le transport d'eau peut être favorisé par diffusion à l'intérieur de la résine, par les défauts présents au sein de la matrice, créés au cours de l'élaboration (microvides, pores ou fissures) ou par capillarité le long de l'interface fibre/matrice.

L'absorption d'eau se traduit par une prise en masse $M_t = \frac{\Delta M}{M}$ qui tend vers une valeur asymptotique M_s correspondant à l'état d'équilibre. Les études déjà réalisées montrent que l'application des lois fickiennes donnent une excellente représentation des cinétiques d'absorption d'eau sous un environnement hygrothermique aussi bien pour les résines époxydes que pour les composites à fibres de verre [Bonniau et al. (1981, 1984), Vautrin (1990), Bunsell (1995) et Chateauminos et al (1995)].

M_t dépend des conditions d'exposition et de la structure du polymère :

- $M_t = a \left(\frac{HR}{100} \right)^b$ où a et b sont des caractéristiques du matériau.
- M_t dépend ou non de la température. Dans le cas des résines époxydes, M_t est pratiquement indépendant de la température dans l'intervalle 20-100 °C.

- M_t dépend de la structure du polymère : l'eau interagit avec les groupements capables d'établir des liaisons hydrogènes. Ainsi, les époxy-amines (contenant des groupements -OH) sont plus hydrophiles que les vinylesters (contenant moins de groupements -OH) et que les polyesters (pas de groupements -OH)

Les conséquences de l'absorption d'eau dans le polymère et donc dans le composite sont de deux types, la plastification et le gonflement.

Plastification

La pénétration d'eau dans un polymère se traduit par une diminution ΔT_g de la température de transition vitreuse. En premier approximation, cette variation de température est liée à la fraction volumique d'eau dans le matériau par [Verdu (1997)] :

$$\frac{\Delta T_g}{T_{g_0}} \approx 2\psi$$

où T_{g_0} est la température de transition vitreuse du polymère à l'état sec
 ψ est la fraction volumique d'eau dans le matériau

Cette relation, validée par l'expérience, indique que, pour un polymère avec une température T_{g_0} de l'ordre de 400-500 K, chaque pourcentage d'eau absorbée se traduit par une diminution ΔT_g de l'ordre de 10 K. La contrainte au seuil d'endommagement σ_y variant linéairement avec la température T_g , toute diminution ΔT_g implique une diminution de σ_y et rend le matériau plus sensible vis à vis d'un endommagement.

Schématiquement,

$$M (\text{absorption d'eau}) \Rightarrow \Delta T_g (\text{diminution de } T_g) \Rightarrow \Delta \sigma_y (\text{diminution de } \sigma_y) \\ \Rightarrow \text{Matériau plus sensible à l'endommagement}$$

Gonflement

La pénétration d'eau dans un polymère conduit à un gonflement, c'est-à-dire à une augmentation de volume. Inégalement réparti au sein du matériau, ce gonflement induit des contraintes mécaniques de l'interface fibre/résine conduisant à des ruptures de liaison et contribue à un cheminement préférentiel du processus de ruine. Les relations de cause à effet peuvent être schématisées de la manière suivante :

$$M (\text{absorption d'eau}) \Rightarrow \frac{\Delta V}{V} (\text{gonflement}) \Rightarrow \varepsilon (\text{déformation}) \Rightarrow \sigma = E\varepsilon (\text{contrainte})$$

Les conséquences physiques de l'absorption d'eau sont doubles et interagissent entre elles : l'absorption d'eau du matériau entraîne une plastification et donc une sensibilité plus importante par rapport à un endommagement mais également une augmentation de volume et donc des surcontraintes au sein du matériau. Ainsi, plus l'absorption d'eau du polymère sera élevée, plus le comportement du matériau aura tendance à être fragile et sensible vis à vis d'un endommagement sous contrainte.

1.3.2 Suivi de l'absorption d'eau par gravimétrie

La gravimétrie reste la méthode généralement utilisée pour suivre la sorption de l'eau dans les résines et les composites. Elle consiste à placer les échantillons, de très grande surface par rapport à l'épaisseur, en enceinte de vieillissement et à suivre l'évolution de masse de ces échantillons au cours du temps.

Les mesures d'absorption d'eau sont effectuées par pesées régulières après exposition dans une atmosphère humide et chaude (1300 heures à 70 °C avec 95 % d'humidité relative) dans une enceinte climatique HERAEUS HC 0020. Les courbes obtenues représentent la variation de masse (en pourcentage) des échantillons en fonction du rapport racine du temps sur épaisseur de l'échantillon. Elles ont pour objet d'évaluer la quantité d'eau absorbée à l'équilibre et de déterminer la loi de diffusion qui régit cette absorption.

1.3.2.1 Modèle de Fick

La majorité des modèles développés pour la description des cinétiques de diffusion d'eau dans les composites reposent sur la loi de Fick. Cette approche est basée sur l'analogie entre transfert de chaleur par conduction (loi de Fourier) et transfert de masse. La conductivité thermique devient le coefficient de diffusion et la température, la concentration en élément diffusant.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \text{div}(D * \text{grad}C)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x_i} (D_{ij} \frac{\partial C}{\partial x_j})$$
(I.4)

avec C : concentration du diffusant
D : coefficient de diffusion

Dans le cas général, l'absorption d'eau peut survenir dans les trois directions si bien qu'en supposant que les coefficients de diffusion ne changent pas avec la concentration d'eau, l'équation (I.3) devient :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_x \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + D_y \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + D_z \frac{\partial^2 C}{\partial z^2}$$
(I.5)

Il est important de noter qu'une structure composite est en règle générale anisotrope et que le taux d'absorption d'eau peut varier considérablement suivant les différentes directions.

Si on considère le cas d'une plaque plane d'épaisseur h et de dimensions importantes par rapport à cette épaisseur, exposée de chaque côté à un environnement humide, la température et la teneur en eau ne varie qu'en fonction de la direction x suivant l'épaisseur de la plaque et le problème est unidimensionnel.

Ainsi, l'équation de diffusion se ramène, en considérant le coefficient de diffusion D constant, à :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_x * \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$
(I.6)

avec - à t=0, C=C₀
- à t>0 et x=±h/2, C=C_s

D'où la solution :

$$\frac{C - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{(2n+1)} \exp\left(\frac{-D_x (2n+1)^2 \pi^2 t}{h^2}\right) \cos \frac{(2n+1)\pi x}{h}$$
(I.7)

La masse d'eau (m) dans le matériau se déduit de :

$$m = A \int_0^h C dx \quad \text{avec } A : \text{aire soumise à la diffusion d'eau} \quad (\text{I.8})$$

Le modèle de diffusion simple traduisant la prise en poids d'un échantillon due à l'absorption au temps t (M_t) jusqu'à saturation (M_s) s'écrit :

$$\frac{M_t}{M_s} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left(\frac{-D_x (2n+1)^2 \pi^2 t}{h^2}\right) \quad (\text{I.9})$$

avec M_t : masse d'eau sorbée à l'instant t
 M_s : masse d'eau sorbée à l'équilibre
 D_x : coefficient de diffusion

Le pourcentage d'eau absorbé varie linéairement en fonction de la racine carrée du temps pour des valeurs M_t/M_s inférieur à 0,6 environ, c'est-à-dire tant que la concentration en eau reste nulle au centre, la partie initiale de la courbe peut être corrélée par :

$$\frac{M_t}{M_s} = \frac{4}{h} \sqrt{\frac{D_x t}{\pi}} \quad (\text{I.10})$$

Pour la deuxième partie de la courbe (M_t/M_s supérieur à 0,6 environ) Shen et Springer[1976] proposent l'approximation suivante :

$$\frac{M_t}{M_s} = 1 - \exp\left(-7,3\left(\frac{D_x t}{h^2}\right)^{0,75}\right) \quad (\text{I.11})$$

Ainsi, la détermination du coefficient D est obtenue à partir de la pente de la courbe $M_t = f(\sqrt{t})$ qui est linéaire initialement.

I.3.2.2 Prise d'eau des résines et composites

L'analyse des prises de poids par une modélisation « Fickienne » nous a permis d'une part de déterminer la valeur du coefficient de diffusion puis de calculer les prises de poids « Fickiennes » pour chacun de nos matériaux.

Le calcul du coefficient de diffusion D est déduit de la relation (I.12)

$$D = \pi \left(\frac{h}{4M_s}\right)^2 \left(\frac{dM_t}{d\sqrt{t}}\right)^2 \quad (\text{I.12})$$

$$D = \pi \left(\frac{1}{4M_s}\right)^2 \Delta^2$$

avec M_s : prise d'eau expérimentale à saturation
h : épaisseur de l'échantillon

Δ : pente de la courbe $M_t = f\left(\frac{\sqrt{t}}{h}\right)$

Une fois ce calcul effectué, la courbe Fickienne est déduite des relations (I.10) et (I.11) présentées sur les figures I.6 à I.9.

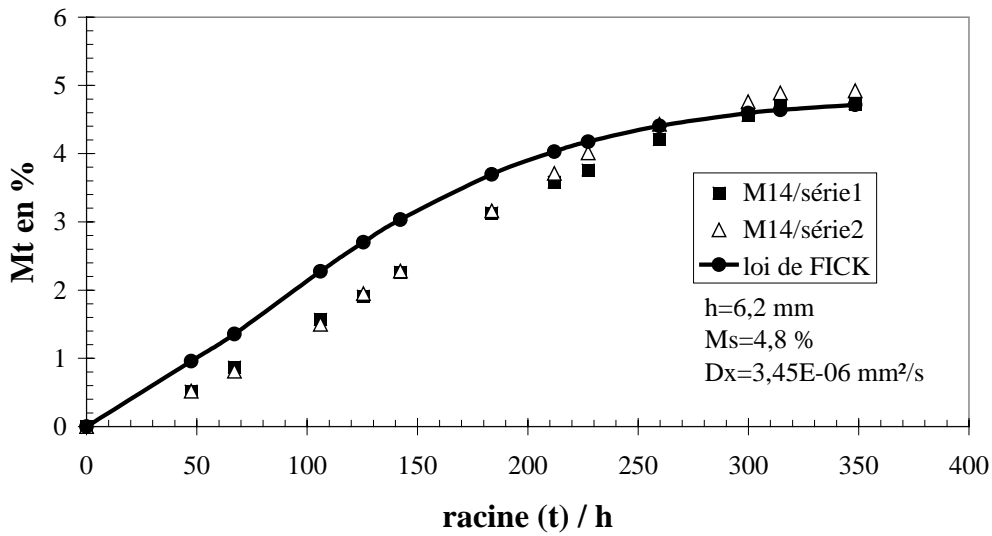


Figure I.6 Courbe d'absorption d'eau de la résine M14

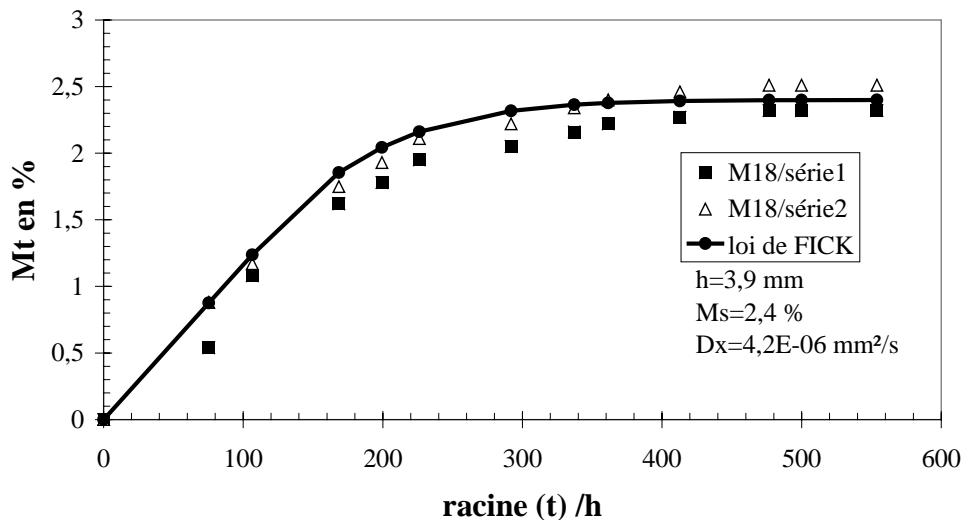


Figure I.7 Courbe d'absorption d'eau de la résine M18

Les courbes d'absorption d'eau des résines M14 et M18 (figures I.6 à 8) présentent une allure « Fickienne » avec des prises en masse à saturation M_s différentes. En effet, la masse de l'échantillon de résine M14 augmente de près de 4.8 % à saturation pour 2.4 % pour l'échantillon de résine M18. Il faudra donc tenir compte dans la suite de l'étude que le comportement des résines dans un environnement chaud et humide est plus hydrophile pour la résine M14 que pour la résine M18.

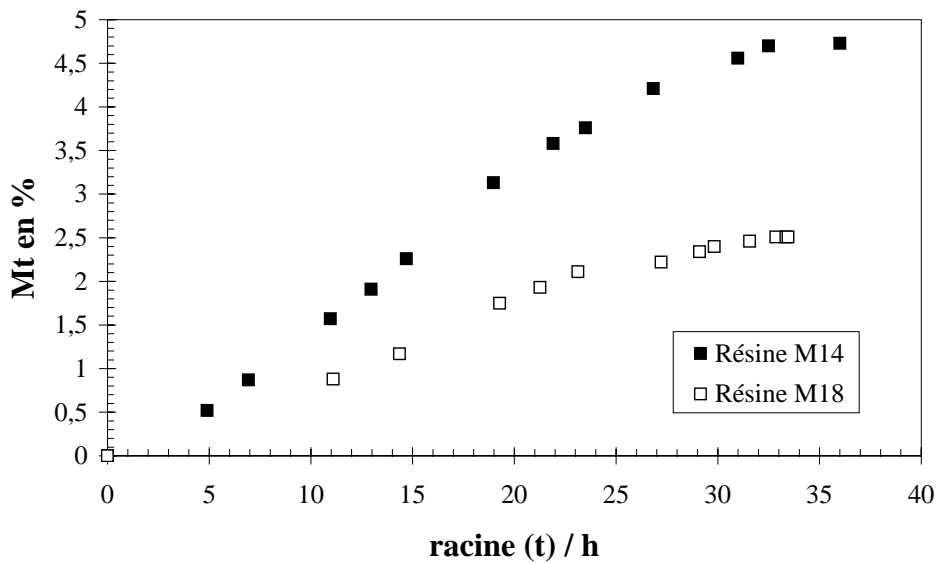


Figure I.8 Comparaison des courbes d'absorption d'eau des résines M14 et M18

En ce qui concerne les composites, les mesures d'absorption d'eau ont été effectuées uniquement sur le matériau SERH/M14/PE/SI (Sergé hybride à résine M14), dont la courbe d'absorption d'eau est présentée ci-dessous (figure I.9).

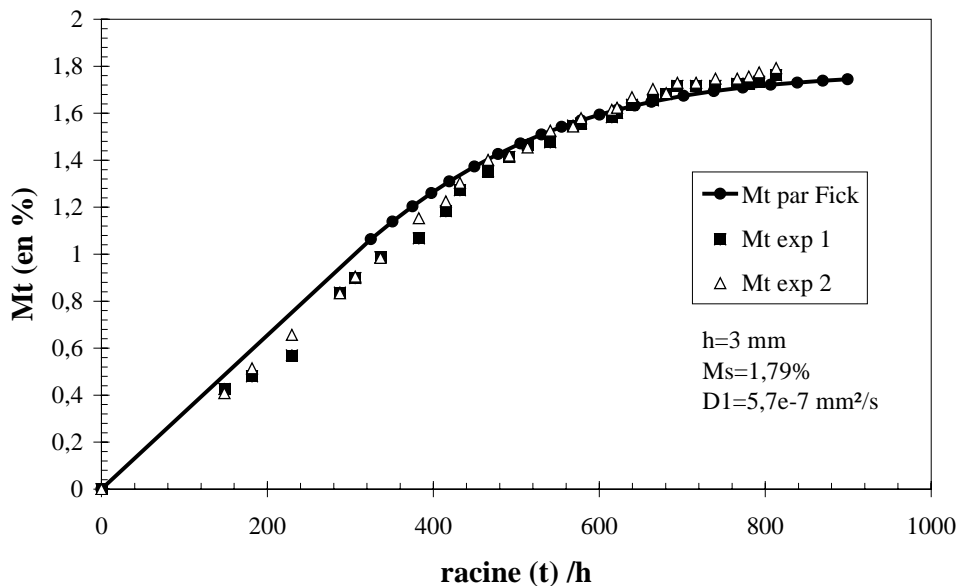


Figure I.9 Courbe d'absorption d'eau du matériau SERH/M14/PE/SI/V

Pour ce composite, la courbe ne permet pas de définir clairement une valeur maximale de reprise en eau : après 1300 heures d'exposition, l'absorption atteint 1.79 % et une récente étude sur ce même composite [Hure et al. (1996)] montre qu'une valeur maximale de 2 % est obtenue après 2000 heures d'exposition.

I.4 Tableau récapitulatif des matériaux

Afin de faciliter l'identification des différents matériaux pour la suite de l'étude, un tableau récapitulatif relatant les notations utilisées est présenté ci-dessous :

Références	Armature	Résine	Fibre	Vieilli
UD/M14/PE/NV	Unidirectionnelle	M14	Pe	Non
UD/M14/PE/V	Unidirectionnelle	M14	Pe	Oui
UD/M14/SI/NV	Unidirectionnelle	M14	Si	Non
UD/M14/SI/V	Unidirectionnelle	M14	Si	Oui
UD/M18/PE/NV	Unidirectionnelle	M18	Pe	Non
UD/M18/PE/V	Unidirectionnelle	M18	Pe	Oui
UD/M18/SI/NV	Unidirectionnelle	M18	Si	Non
UD/M18/SI/V	Unidirectionnelle	M18	Si	Oui
ME/M14/PE/NV	Mèche	M14	Pe	Non
ME/M14/PE/V	Mèche	M14	Pe	Oui
ME/M14/SI/NV	Mèche	M14	Si	Non
ME/M14/SI/V	Mèche	M14	Si	Oui
SERH/M14/PE/SI/NV	Sergé 2/2 hybride	M14	Si/Pe	Non
SERH/M14/PE/SI/V	Sergé 2/2 hybride	M14	Si/Pe	Oui
SERH/M18/PE/SI/NV	Sergé 2/2 hybride	M18	Si/Pe	Non
SERH/M18/PE/SI/V	Sergé 2/2 hybride	M18	Si/Pe	Oui
SER/M14/SI/NV	Sergé 2/2	M14	Si	Non
SER/M14/SI/V	Sergé 2/2	M14	Si	Oui
SAT/M14/SI/NV	Satin de 8	M14	Si	Non
SAT/M14/SI/V	Satin de 8	M14	Si	Oui
SAT/M18/SI/NV	Satin de 8	M18	Si	Non
SAT/M18/SI/V	Satin de 8	M18	Si	Oui

Tableau I.6 Tableau récapitulatif des matériaux

I.5 Conclusion

La présentation des matériaux composites à renforts tissés (hybrides ou non) et des conditions de vieillissement auxquelles ils sont soumis représentent la phase préliminaire de l'étude et également de la caractérisation mécanique.

La complexité et la variété de la microstructure de ces renforts tissés imposent l'étude d'un vieillissement humide et chaud tant sur le composite tissé que sur les constituants qui le composent (résine et fibres). Ceci permettra de mettre en évidence l'influence du vieillissement sur le composite en fonction de la sollicitation, de l'armure, de la résine, de la fibre et d'une éventuelle hybridation.

C'est dans ce contexte qu'est abordé le chapitre II sur la caractérisation mécanique des matériaux qui permettra de soupçonner et de donner les premiers paramètres témoins de ce vieillissement.

Chapitre II

***CARACTERISATION
MECANIQUE DES
MATERIAUX***

RESUME DU CHAPITRE II

Le chapitre II aborde la caractérisation mécanique des matériaux de l'étude nécessaire à l'identification des paramètres témoins intervenant dans le vieillissement du composite.

Cette caractérisation classique du comportement mécanique (traction, flexion, torsion et compression) a conduit, dans un premier temps, à étudier les propriétés élastiques et à rupture de chaque constituant (résine et unidirectionnel) et des différents composites à renforts tissés. Les résultats montrent que le comportement élastique des composites n'est pas affecté par le vieillissement. Ils mettent en évidence, par contre, le rôle du vieillissement de la résine sur la dégradation du composite, principalement sur les composites à résine M14, et de la nature de la contribution du vieillissement des mèches à fibres Silice associées à cette résine, expliquant ainsi les pertes importantes de performances à la rupture. L'hybridation du renfort par l'introduction de mèches Pe n'accroît pas (ou peu) le processus de ruine du composite, mis à part une éventuelle dégradation de l'interface fibre Pe/résine constatée à l'issue des essais de torsion. Ces résultats, sur composites à renforts tissés et sur les constituants, fourniront pour la suite de l'étude des informations indispensables à la compréhension des mécanismes d'endommagement et à la modélisation des composites tissés.

II CARACTERISATION MECANIQUE DES MATERIAUX

Le chapitre II est consacré à la caractérisation du comportement mécanique des matériaux de l'étude. La finalité est d'établir un constat sur l'évolution des propriétés mécaniques classiques (module de Young, module de cisaillement, coefficient de Poisson, contrainte et déformation à rupture) en fonction de la nature de l'armure, de la résine, de l'hybridation et du type de sollicitation ainsi que l'impact du vieillissement sur ces caractéristiques. Les premières conclusions issues de cette partie permettront d'émettre des hypothèses concernant les mécanismes responsables de la dégradation de ces matériaux.

Quatre types d'essais ont été sélectionnés :

- Essais de traction : nécessaire à l'obtention du module de Young, coefficient de poisson et la contrainte et déformation à rupture
- Essais de torsion : permet d'obtenir le module de cisaillement G_{xy}
- Essais de flexion trois points : permet de déterminer la contrainte ultime en flexion et en cisaillement.
- Essais de compression : pour la mesure des propriétés ultimes.

II.1 Présentation des essais

II.1.1 Essais de traction

II.1.1.1 Moyens d'essais

Les essais de traction sont effectués sur une machine INSTRON 1186 à une vitesse de 2 mm/min. Celle-ci est reliée à une chaîne d'acquisition permettant l'enregistrement simultané du temps, du déplacement, de la charge, de la déformation et des signaux des émissions acoustiques (EA).

Ces derniers sont recueillis par un capteur piézo-électrique fixé sur l'éprouvette et dont le couplage matériau/capteur est assuré par une graisse Silicone de Rhône Poulenc.

Ce capteur est relié à une chaîne d'émission acoustique Dunegan/Endevco 3000 par l'intermédiaire d'un pré-amplificateur. Elle permettra la mesure des amplitudes des salves d'EA et du nombre d'événements en termes de cumulé et de taux de comptage (figure II.1).

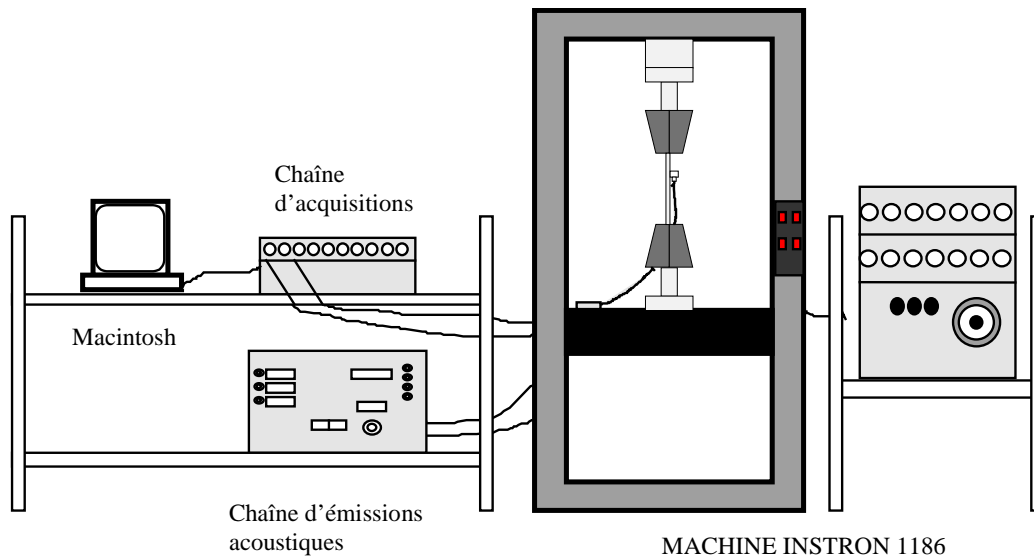


Figure II.1 Moyens d'essais de traction

II.1.1.2 Choix des éprouvettes

Cas de l'unidirectionnel en traction longitudinale

Le choix de la forme de cette éprouvette est fixé par la norme ASTM D3039-76. Elle est caractérisée par une longueur libre de 127 mm. Les talons sont progressifs en verre époxyde. L'éprouvette est instrumentée d'une rosette de jauge bidirectionnelle (figure II.2).

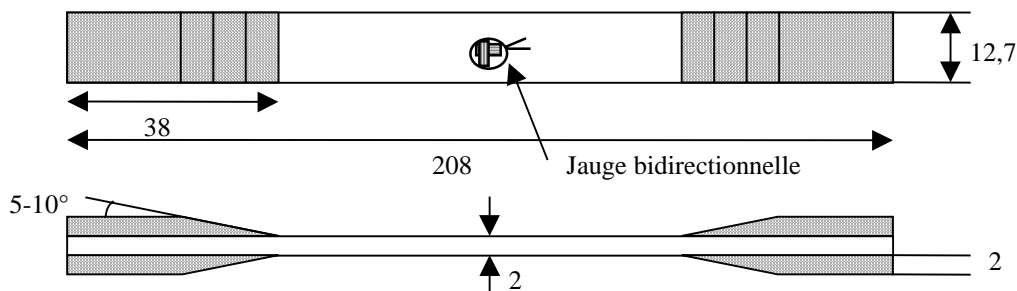


Figure II.2 Eprouvette de traction longitudinale (dimensions en mm)

Cet essai permet la mesure des trois caractéristiques du matériau unidirectionnel dans le sens des fibres E_1 , ν_{12} et X^+ .

Cas de l'unidirectionnel en traction transverse

Pour l'essai de traction transverse la figure II.3 donne les dimensions et la forme des éprouvettes retenues ainsi que les talons correspondants [norme ASTM D3039-76, Tsai (1986)].

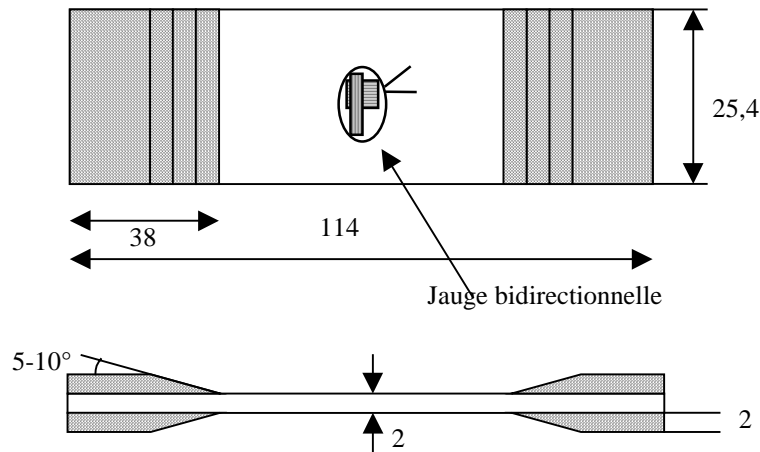


Figure II.3 Epreuve de traction transverse (dimensions en mm)

Cet essai est nécessaire pour la mesure des propriétés mécaniques du matériau unidirectionnel dans le sens transverse aux fibres E_2 , ν_{21} et Y^+ .

Cas de la résine vierge et des composites à renforts tissés

Les éprouvettes utilisées sont de type ISO respectant la norme NF T51-034 pour la résine non renforcée. En ce qui concerne les composites à renforts tissés, la forme de l'éprouvette est inspirée de la précédente norme avec une optimisation des dimensions par un calcul aux éléments finis (figure II.4).

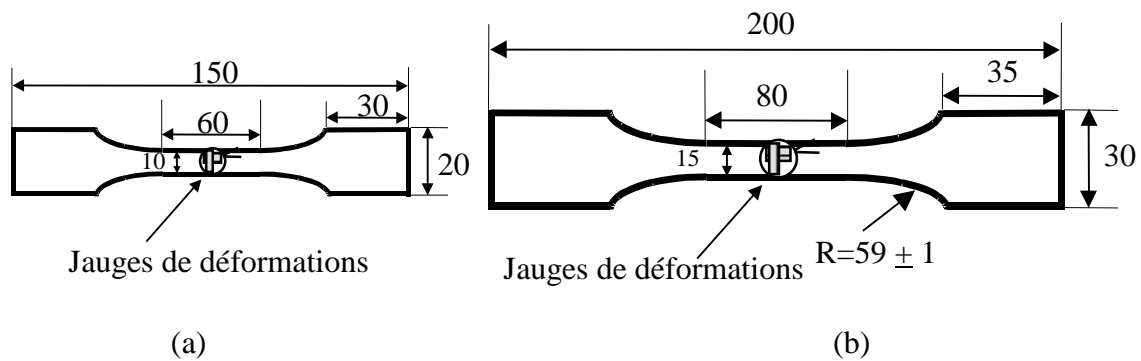


Figure II.4 Epreuve de traction de type ISO (dimensions en mm)
 (a) pour la résine (b) pour le composite

Chaque éprouvette est dotée de jauge bidirectionnelle permettant la mesure de la déformation longitudinale et transversale et par conséquent des constantes élastiques E_x et ν_{xy} ainsi que les propriétés à la rupture σ_x et ϵ_x .

II.1.2 Essais de flexion

Les essais de flexion 3 points (figure II.5) sont appréciés en raison de leur facilité de mise en œuvre et d'une préparation de l'éprouvette très réduite. Deux rapports l/h (longueur entre appuis/épaisseur de l'éprouvette) ont été utilisés. Le premier est égal à 30 et il permet

d'assurer une flexion pure ; le second est de 5 afin de privilégier le phénomène de cisaillement (figure II.5).

En plus de mesurer la rigidité et la contrainte de flexion, ce test permettra de tester la qualité des interfaces intra-mèches ou à l'intérieure des torons (interfaces du type 1 [Aboura (1993, 94)]) et des interfaces mèches/mèches (interface du type 2). Nous reviendrons sur cet aspect lors de la discussion sur les phénomènes d'endommagements.

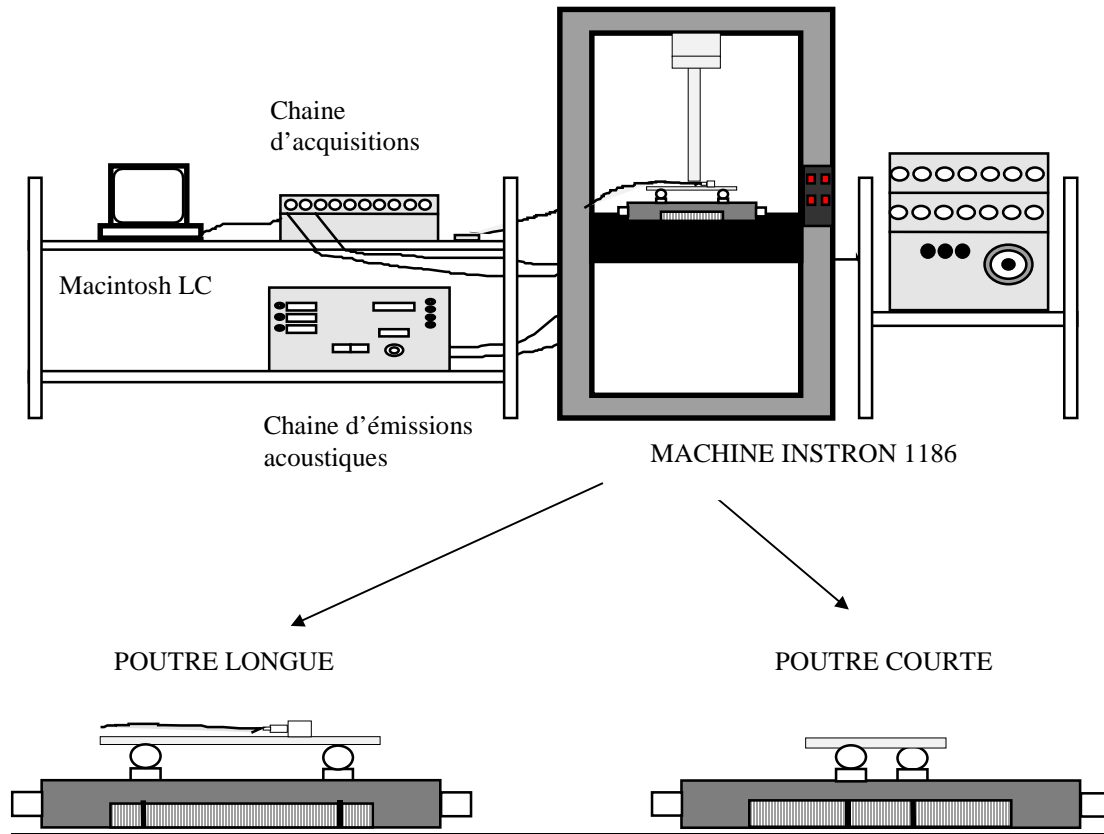


Figure II.5 Moyens d'essais de flexion

II.1.3 Essais de torsion

Cet essai est utilisé pour la mesure du module de cisaillement G_{xy} . Il consiste à imposer un moment de torsion à un barreau de section rectangulaire dont les dimensions sont $20 \times 250 \times 3 \text{ mm}^3$.

La distribution des contraintes dans ce barreau sollicité en torsion dans le sens x se résume à deux contraintes de cisaillement τ_{xy} et τ_{xz} liées à deux modules G_{xy} et G_{xz} . L'élasticité anisotrope permet d'interpréter ce type d'essai et de déterminer les constantes élastiques par l'équation suivante [Lekhniskii (1963)] :

$$G_{xy} = \frac{ML}{\theta ab^3 \beta(c)} \quad (\text{II.1})$$

avec : θ : l'angle de rotation
 a, b : largeur et épaisseur de l'éprouvette
 M : moment de torsion
 L : longueur entre les mords

$$\beta(c) = \frac{32C^2}{\pi^4} \sum_{i=1,3,5}^{\infty} \frac{1}{n^4} \left[1 - \frac{2C}{n\pi} \text{th}(n\pi; 2C) \right] \quad (\text{II.2})$$

$$C = \frac{b}{a} \sqrt{\frac{G_{xz}}{G_{xy}}} \quad (\text{II.3})$$

La courbe de la figure II.6 donne l'évolution de la fonction $\beta(c)$ [Lekhniskii (1963)] :

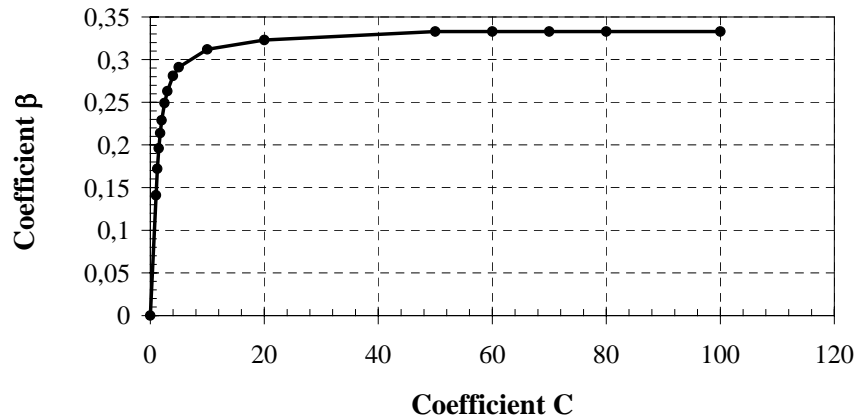


Figure II.6 Evolution de la fonction $\beta(c)$ en fonction de C

Le problème de cet essai se trouve dans l'ignorance du rapport G_{xz}/G_{xy} . Cependant, cette difficulté peut être surmontée par le choix de la géométrie de l'éprouvette en imposant $a \gg b$ de manière à situer le facteur C au-dessus de 5. Dans ce cas, la fonction β n'est plus sensible au paramètre C, d'autant plus que le rapport G_{xz}/G_{xy} des composites couramment utilisés varie entre $\frac{1}{2}$ et 1. La condition $b/a > 7$, pour laquelle le rapport $G_{xz}/G_{xy} = 1$, peut être acceptée et apparaît satisfaisante sans induire une erreur importante.

Cet essai est réalisé à l'aide d'un torsiomètre (Torsiomat) de la société Prodemat équipé d'un logiciel de pilotage de la machine et d'acquisitions de données (figure II.7).

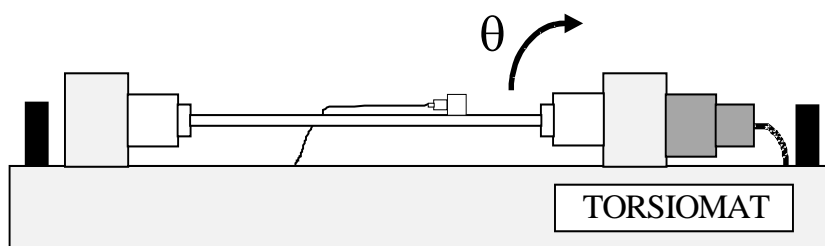


Figure II.7 Torsiomètre (Torsiomat)

II.1.4 Essai de compression

La rupture lors d'un essai de compression est toujours délicate à atteindre à cause des risques de flambage des éprouvettes. Il convient donc de choisir un test capable d'engendrer une compression sans introduction de flambement. Le test retenu utilise le montage de compression IITRI proposé par la norme ASTM standard D3410. L'éprouvette standard IITRI est caractérisée par une longueur de 140 mm et une section utile de 12,7 mm de long

[Carlsson et al. (1997)]. Les deux faces sont instrumentées de jauges de déformation unidirectionnelles de façon à pouvoir détecter le flambage éventuel de l'éprouvette.

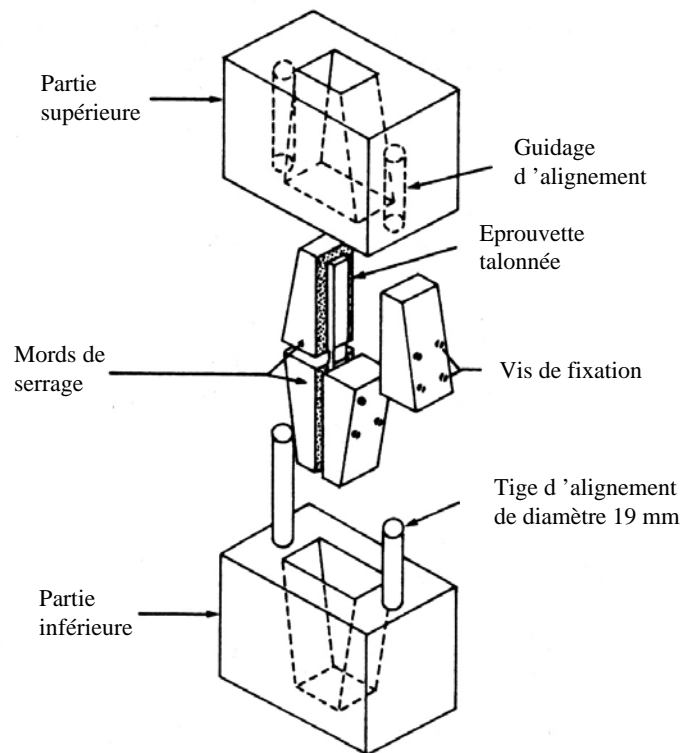


Figure II.8 Montage de compression IITRI (ASTM standard D3410)

II.2 Résultats des essais

II.2.1 Propriétés des résines

II.2.1.1 Résine M14

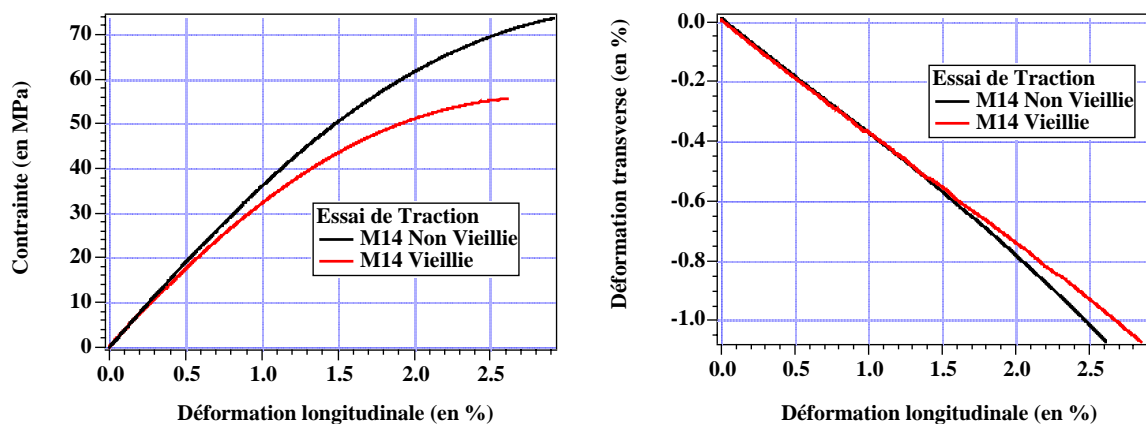


Figure II.9 Evolution de la contrainte et de la déformation transverse en fonction de la déformation longitudinale (Résine M14 NV et V)

La figure II.9 présente un exemple de courbes issues d'un essai de traction. La résine M14 présente une phase linéaire suivie d'une non-linéarité qui s'accroît avec le vieillissement. Ce dernier entraîne une chute nette de la contrainte et la déformation à rupture.

La contrainte d'écoulement mesurée pour un seuil d'écoulement de 0.2% est de l'ordre de 50 Mpa pour la résine non vieillie contre 32 Mpa pour le matériau vieilli.

En fait, le vieillissement affecte le comportement de la résine au-delà de l'élasticité avec une perte de 32 % sur la contrainte ultime.

II.2.1.2 Résine M18

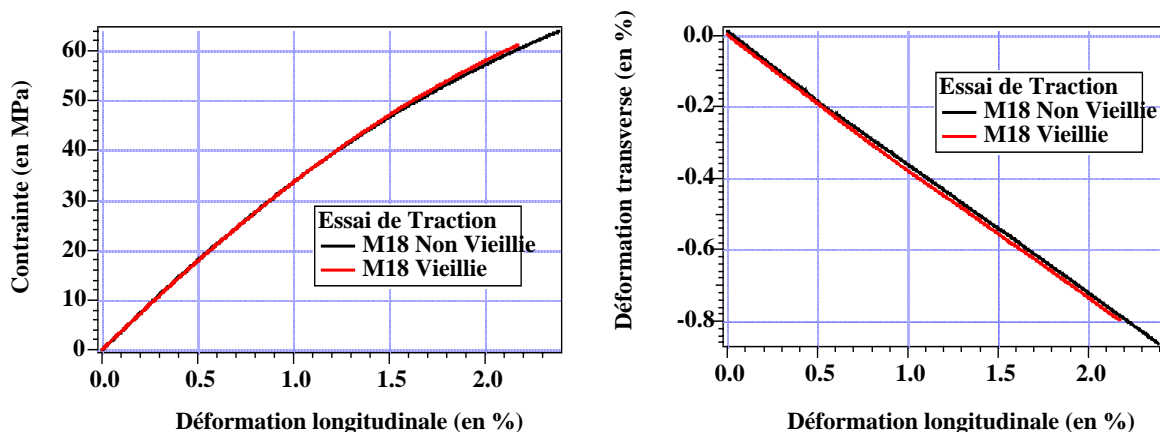


Figure II.10 Evolution de la contrainte et de la déformation transverse en fonction de la déformation longitudinale (Résine M18 N et V)

Le vieillissement est moins pénalisant pour la résine M18 que la résine M14. Les courbes de la figure II.10 indiquent un comportement en traction similaire pour les résines M18 non vieilles et vieilles. En ce qui concerne les paramètres ultimes (contrainte et déformation à rupture) une chute de 6 % - moins accentuée par rapport à la résine M14 - est constatée pour la résine vieillie.

La contrainte d'écoulement mesurée également pour un seuil de 0.2% reste identique pour les deux configurations de matériaux (vieilles et non vieilles) avec une valeur proche de 50 Mpa.

Les caractéristiques mécaniques des deux résines obtenues à partir d'essais de traction sont réunies dans le tableau II.1. La résine M14 non vieillie présente des propriétés mécaniques supérieures à celles de la résine M18 non vieillie. En revanche, l'effet de vieillissement, s'il n'affecte pas les propriétés élastiques, engendre des propriétés ultimes de la résine M14 inférieures à celle de la résine M18. Ce constat peut être une conséquence d'une prise de masse due à l'absorption d'eau (présentée en I-2) plus élevée.

Résines	E [GPa]	G* [GPa]	ν	ϵ_{rup} [%]	σ_{rup} [MPa]
M14 NV	3.74 ± 0.27	1.35	0.387 ± 0.016	3.12 ± 0.22	77.1 ± 5.5
M14 V	3.66 ± 0.51	1.32	0.389 ± 0.009	2.22 ± 0.51	52.1 ± 6.9
M18 NV	3.69 ± 0.38	1.33	0.388 ± 0.010	2.78 ± 0.42	63.1 ± 9.9
M18 V	3.68 ± 0.23	1.34	0.372 ± 0.009	2.47 ± 0.31	59.2 ± 8.5

$$*: G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$$

E : Module d'Young

G : Module de cisaillement

ν : Coefficient de Poisson

σ_{rup} : Contrainte à la rupture

ϵ_{rup} : Déformation longitudinale à la rupture

Tableau II.1 Caractéristiques mécaniques des résines M14 et M18 non vieilles et vieilles.

II.2.2 Propriétés des composites unidirectionnels

Les résultats se présentent sous forme d'histogrammes sur lesquels plusieurs comparaisons sont possibles :

- l'effet du vieillissement par une comparaison matériau Non Vieilli et Vieilli
- l'effet du renfort par une comparaison entre matériau à renfort silice et matériau à renfort Pe.
- l'effet de la résine par une comparaison entre matériau à résine M14 et matériau à résine M18 tout en sachant que ces deux matériaux présentent des taux volumiques de fibres différents (50% pour les matériaux à résine M14/Silice contre 35% pour les matériaux à résine M18/Silice)

II.2.2.1 Traction longitudinale

Les histogrammes des figures II.11 et 12 montrent que le vieillissement n'a pas d'effet sur les modules d'élasticité longitudinaux, c'est-à-dire E_1 et ν_{12} . En ce qui concerne les propriétés à la rupture, l'effet de vieillissement se manifeste par une chute de 38% pour les

UD à matrice M14 et de 23% pour les UD à matrice M18. Cette chute est plus accentuée par rapport à celle des résines non renforcées. Cet aspect augure d'un effet de vieillissement sur les interfaces et/ou sur les fibres de silice.

La suite des essais nous dotera de plus d'informations.

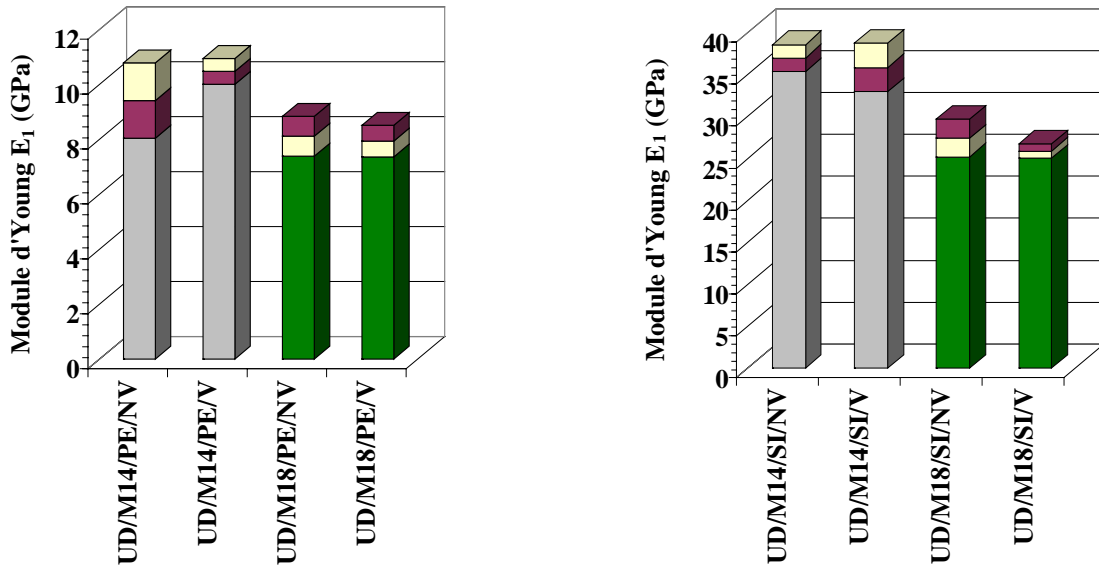


Figure II.11 Evolution du module d'élasticité E_1 en fonction de la nature du matériau

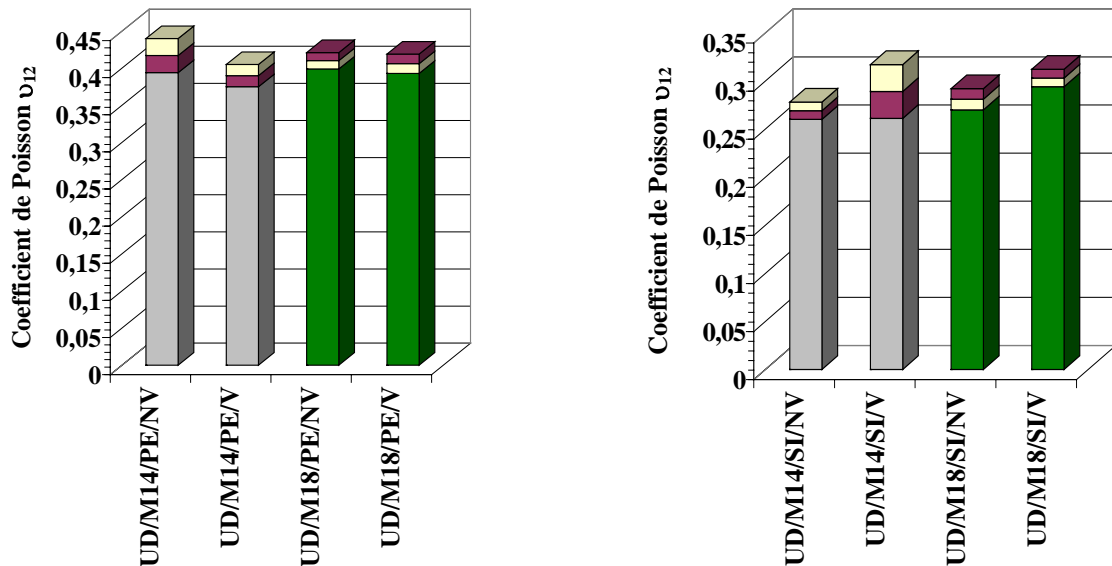


Figure II.12 Evolution du coefficient de Poisson ν_{12} en fonction de la nature du matériau

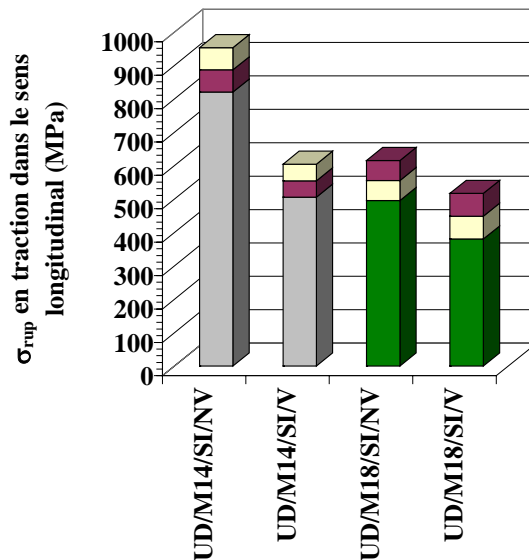


Figure II.13 Evolution de la contrainte à la rupture en traction longitudinale en fonction de la nature du matériau

II.2.2.2 Traction transverse

La figure II.14 indique qu'il n'y a pas d'effet de vieillissement sur le module d'élasticité transverse E_2 , ce qui rejoint les précédentes constatations.

La figure II.15 présente les propriétés à rupture. Concernant les UD à renfort Pe, il n'y a pas d'effet de vieillissement ; de plus la qualité interfaciale M18/Pe est supérieure à celle de la M14/Pe.

Pour les matériaux UD à renfort silice, l'effet de vieillissement apparaît simplement pour le matériau à résine M18 où l'on constate une perte moyenne de 36% contre 9% pour l'UD à résine M14.

En fait, malgré un taux volumique en fibre plus faible pour l'UD M18/Silice il ne demeure pas moins que sa contrainte transverse à rupture est nettement supérieure à celle de l'UD M14/Silice. Ce dernier présente donc une très mauvaise qualité interfaciale initiale, ce qui explique la faible perte due au vieillissement.

Par contre nous retiendrons que le vieillissement affecte d'une manière non négligeable les interfaces entre la résine M18 et la fibre Silice.

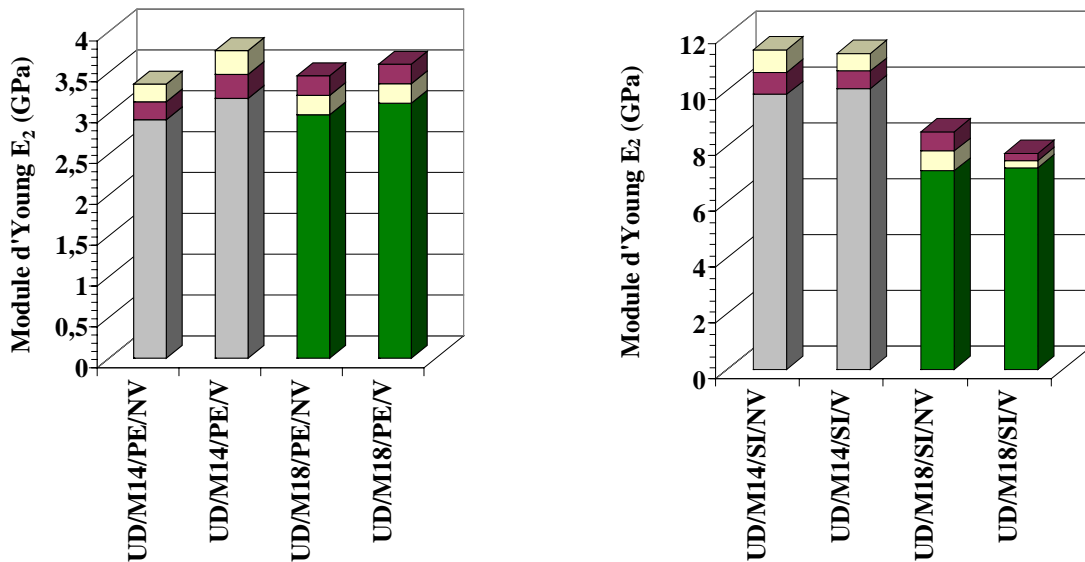


Figure II.14 Evolution du module d'élasticité E_2 en fonction de la nature du matériau

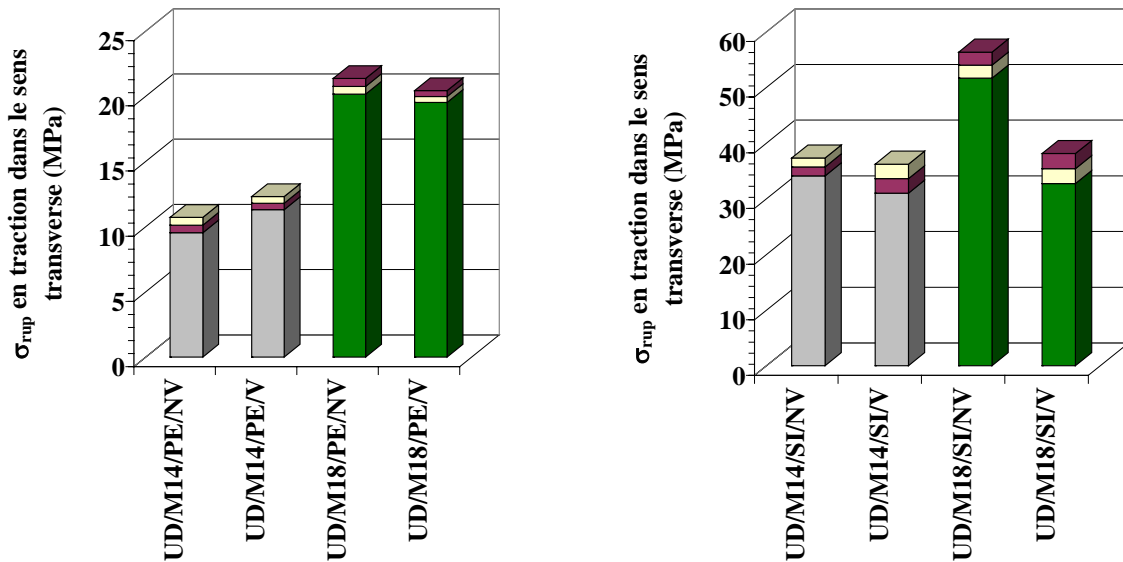


Figure II.15 Evolution de la contrainte à la rupture en traction transverse en fonction de la nature du matériau

II.2.2.3 Flexion pure

L'essai de flexion pure a été réalisé uniquement sur les composites à fibres Silice : en effet, en raison des phénomènes de grands déplacements, les essais sur unidirectionnels à fibres Pe n'ont pas été exploitables.

Les résultats de l'essai de flexion pure sur UD à renforts silice indiquent que le vieillissement a un impact important sur la contrainte ultime du matériau à résine M14 (36 % de perte est constatée) alors qu'il n'a pas d'effet sur celle du matériau à résine M18 (figure II.16). Ce constat rejoint parfaitement le comportement en traction de ces matériaux et laisse présager un comportement en flexion des UD régit par un comportement en traction au dépend des phénomènes compression, dont l'effet n'est pas visible.

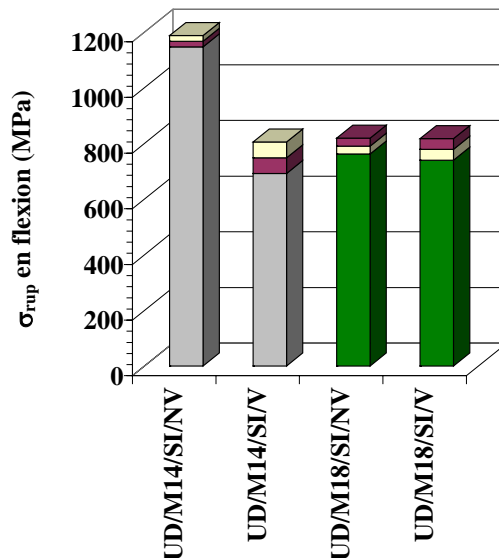


Figure II.16 Evolution de la contrainte à la rupture en flexion en fonction de la nature du matériau

II.2.3 Propriétés des composites à renforts tissés

Ces résultats se présentent sous forme d'histogrammes où plusieurs effets peuvent être analysés :

- l'effet du vieillissement par une comparaison matériau Non Vieilli et Vieilli
- l'effet de la résine par une comparaison entre matériau à résine M14 (SERH/M14/PE/SI) et matériau à résine M18 (SERH/M18/PE/SI)
- l'effet de l'hybridation par une comparaison entre matériau hybride (SERH/M14/PE/SI) et matériau non hybride (SER/M14/SI)

II.2.3.1 Essai de traction

L'histogramme de la figure II.17 indique que l'effet du vieillissement a pratiquement aucune influence sur l'évolution des modules d'élasticité, à part sur le matériau SAT/M18/SI dont le module chute de 10%.

Au niveau des valeurs, les modules des deux hybrides (SERH/M14/PE/SI et SERH/M18/PE/SI) et celui du matériau non hybride (SER/M14/SI) sont assez comparables (18 GPa pour le composite SERH/M14/PE/SI, 18,85 GPa pour le composite SERH/M18/PE/SI et 19,2 GPa pour le composite SER/M14/SI). Le même taux volumique de fibres Silice pour les trois matériaux (36%) explique ce résultat. Par contre, le module du satin SAT/M18/SI est plus élevé (24,3 GPa) dû à un taux volumique de fibres de 52 %. Les mêmes remarques peuvent être formulées au sujet de l'évolution du coefficient de Poisson (figure II.18) : le vieillissement n'a quasiment pas d'effet sur ce coefficient.

L'évolution de la contrainte à rupture est par contre différente de celle des propriétés élastiques, comme le montre la figure II.19.

Les matériaux à résine M14 présentent des chutes catastrophiques :

- 59% de perte pour l'hybride SERH/M14/PE/SI ;
- 51% de perte pour le matériau non hybride SER/M14/SI

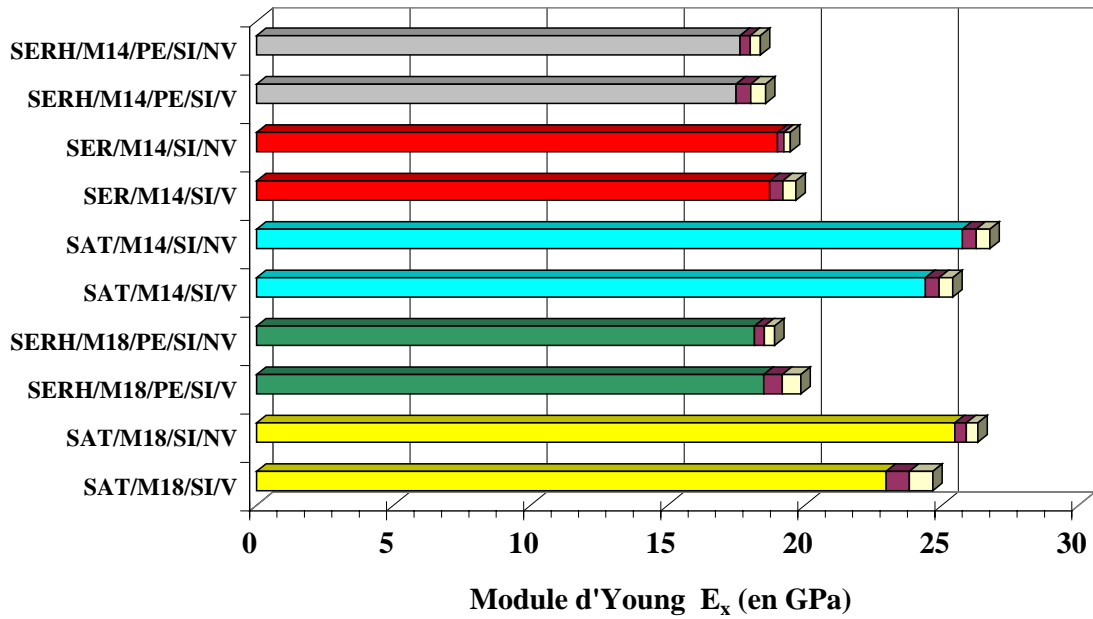


Figure II.17 Evolution du module d'élasticité en fonction de la nature du matériau

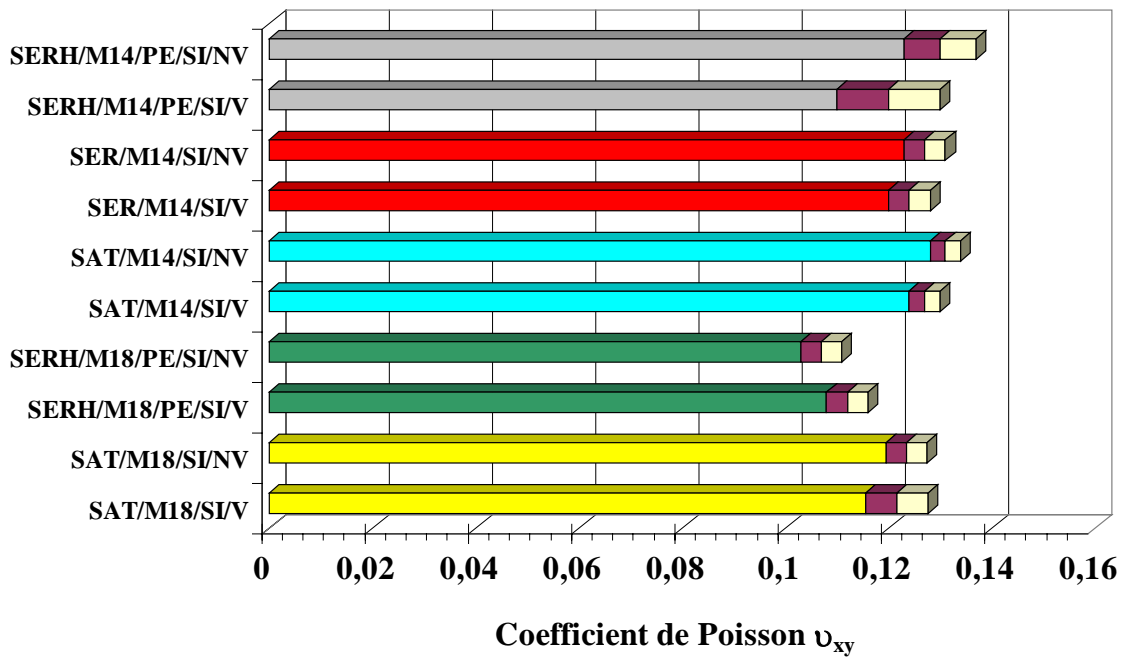


Figure II.18 Evolution du Coefficient de Poisson en fonction de la nature du matériau

Quant aux matériaux à résine M18, les chutes sont moins prononcées : 21% de perte pour le satin SAT/M18/SI contre 1% de perte l'hybride SERH/M18/PE/SI.

Le comportement de la résine M14 ne peut être le seul responsable de cette forte dégradation puisque son vieillissement génère une chute de *seulement* 32 % sur les propriétés ultimes, ce

qui est bien loin des 59% constatées. Le phénomène est donc bien plus complexe, faisant intervenir non seulement la résine mais aussi les interfaces et le renfort.

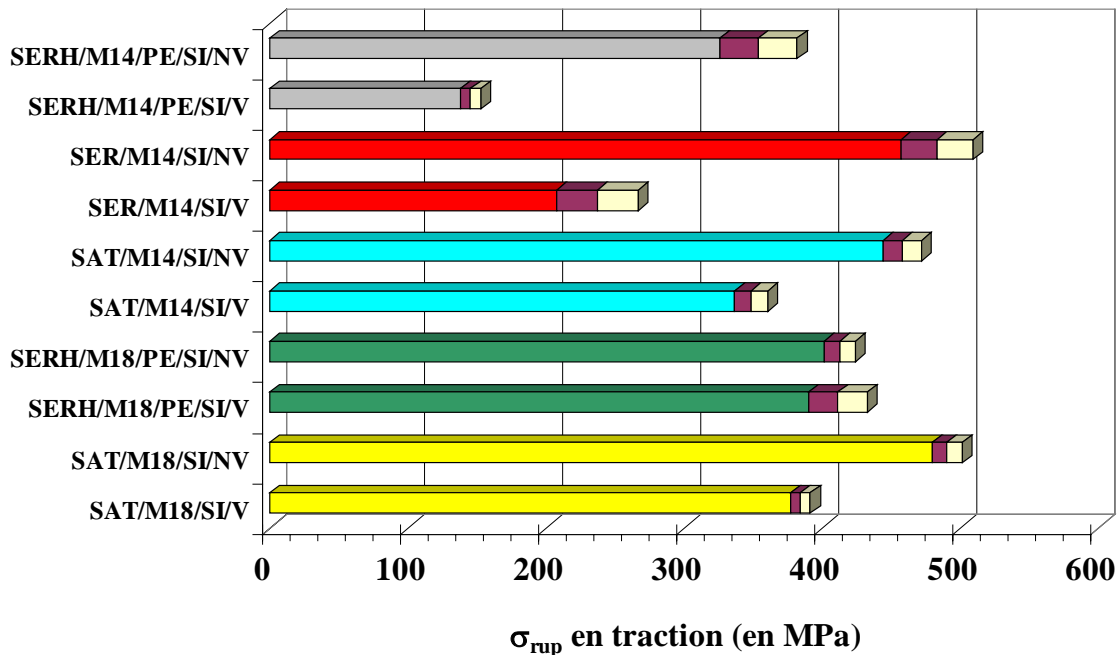


Figure II.19 Evolution de la contrainte à la rupture en traction en fonction de la nature du matériau

II.2.3.2 Essais de flexion

Les essais de flexion ont été menés sur deux élancements d'éprouvettes : l'une ayant un rapport l/h de 30 (configuration de flexion pure) alors que la seconde avec un rapport de 5 privilégie le cisaillement.

Flexion pure

L'histogramme de la figure II.20 confirme le constat déjà formulé : les propriétés élastiques demeurent insensibles à l'effet de vieillissement. La tendance générale est similaire à un comportement en traction.

Sur la figure II.21 présentant la contrainte à la rupture, les écarts entre matériau non vieilli et vieilli rappellent ceux obtenus pour l'essai de traction, mis à part le matériau hybride SERH/M18/PE/SI (10% de perte au lieu de 1%) et le matériau SER/M14/SI (37% de perte au lieu de 51%).

Cet essai fait participer les interfaces, ce qui nous mène à penser que le comportement interfaciale des fibres en présence de la résine M18 est affecté par le vieillissement et confirme les résultats des essais transverses sur UD dont le rapport de perte était de 9%.

Cisaillement

Les mêmes remarques faites précédemment pour l'essai de flexion pure peuvent être formulées pour l'essai de cisaillement (figure II.22) : les écarts entre matériau non vieilli et vieilli sont toujours plus élevés pour les matériaux à résine M14 (SERH/M14/PE/SI et

SER/M14/SI : plus de 50% de perte) que pour les matériaux à résine M18 (SERH/M18/PE/SI : 12% de perte et SAT/M18/SI : 26% de perte).

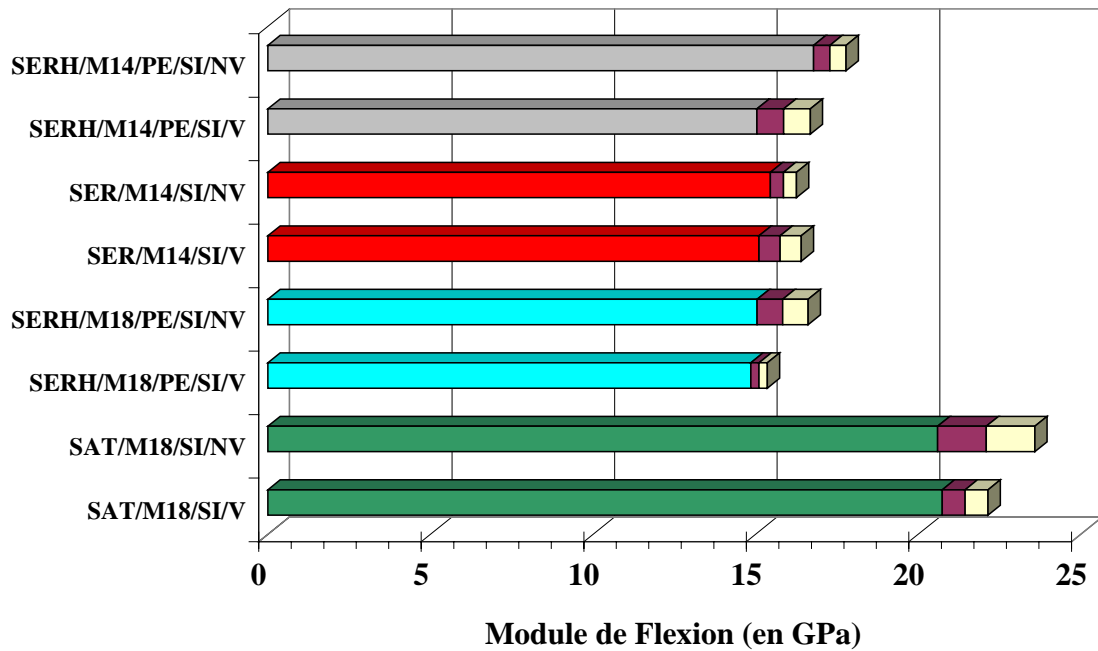


Figure II.20 Evolution du module de flexion en fonction de la nature du matériau

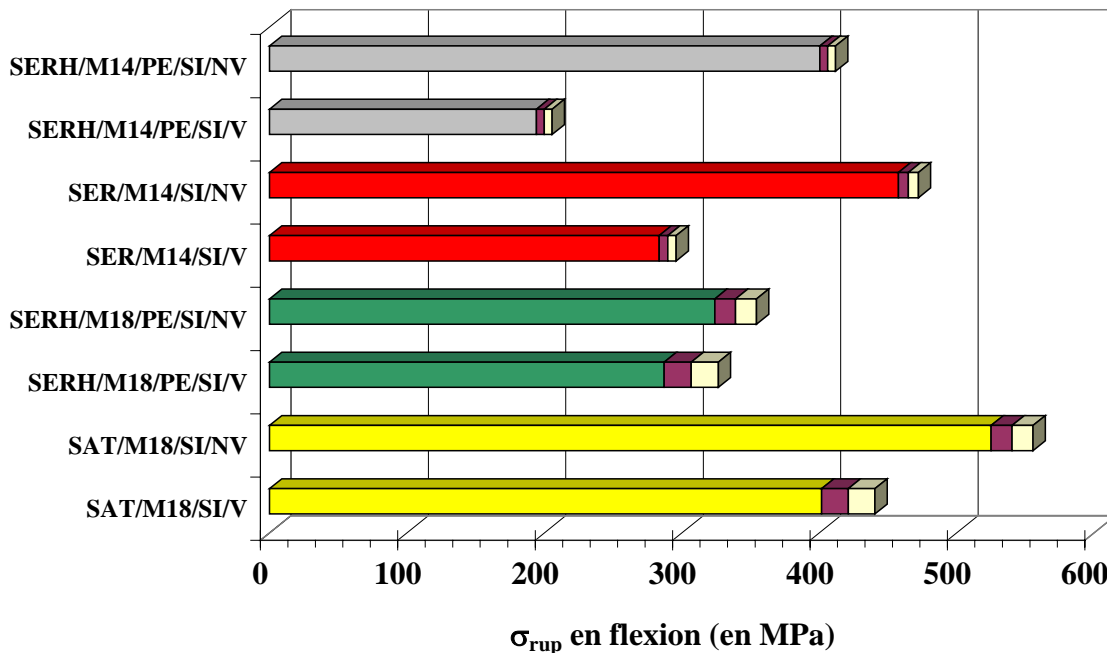


Figure II.21 Evolution de la contrainte à la rupture en flexion en fonction de la nature du matériau

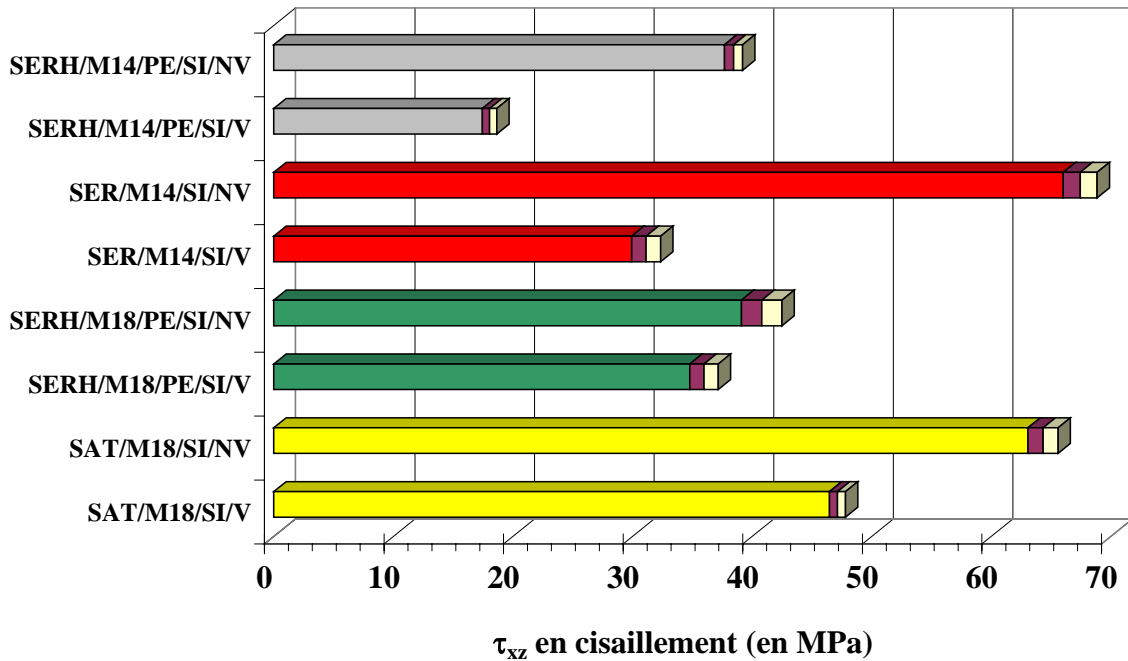


Figure II.22 Evolution de la contrainte à la rupture en cisaillement en fonction de la nature du matériau

II.2.3.3 Essais de torsion

Les histogrammes de la figure II.23 montrent l'évolution du module de cisaillement G_{xy} pour les différents matériaux. Comme pour les modules d'Young, les modules de cisaillement des trois sergés (SERH/M14/PE/SI, SERH/M18/PE/SI et SER/M14/SI) sont similaires mais restent inférieurs au module du satin SAT/M18/SI, défini par un taux de fibres plus élevé.

Contrairement aux précédents résultats élastiques, ce module semble être affecté par le vieillissement notamment pour les matériaux dont l'armure est hybridée. En effet on enregistre une perte de 15% pour le matériau SERH/M14/PE/SI et 9% pour le matériau SERH/M18/PE/SI.

Ce type d'essai implique une sollicitation des interfaces et les résultats montrent la faiblesse élastique de l'interface renfort Pe/résine amplifiée par le vieillissement.

En ce qui concerne la rupture, celle-ci n'a pas pu être atteinte à cause de la capacité limitée à 10 Nm de la machine d'essai.

II.2.3.4 Essais de compression

Les contraintes à la rupture en compression sont résumées sur l'histogramme II.24. Ces propriétés sont similaires pour les matériaux non vieillis à résine M14 et à résine M18 mais l'effet du vieillissement est plus marqué sur les composites à résine M18, notamment le satin SAT/M18/SI. On se garderait ici d'émettre des conclusions hâtives concernant ces résultats. En effet, la complexité des phénomènes engendrés en compression est loin d'être totalement cernée. L'ondulation des mèches dans les composites à renforts tissés peut provoquer des microflambages locaux pouvant être caractérisés par des ruptures interfaciales,

des déchaussements de fibres ou des écrasements localisés, de là s'ajoute une éventuelle hybridation. Il serait vraiment spéculatif d'énoncer des conclusions sur ces résultats.

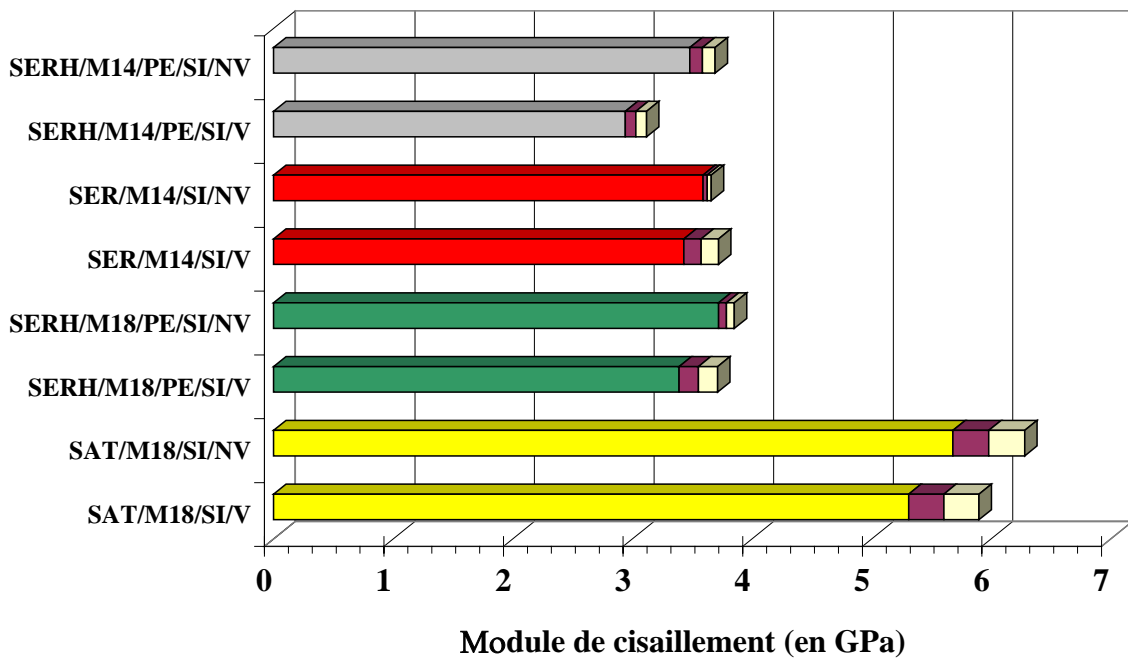


Figure II.23 Evolution du module de cisaillement en fonction de la nature du matériau

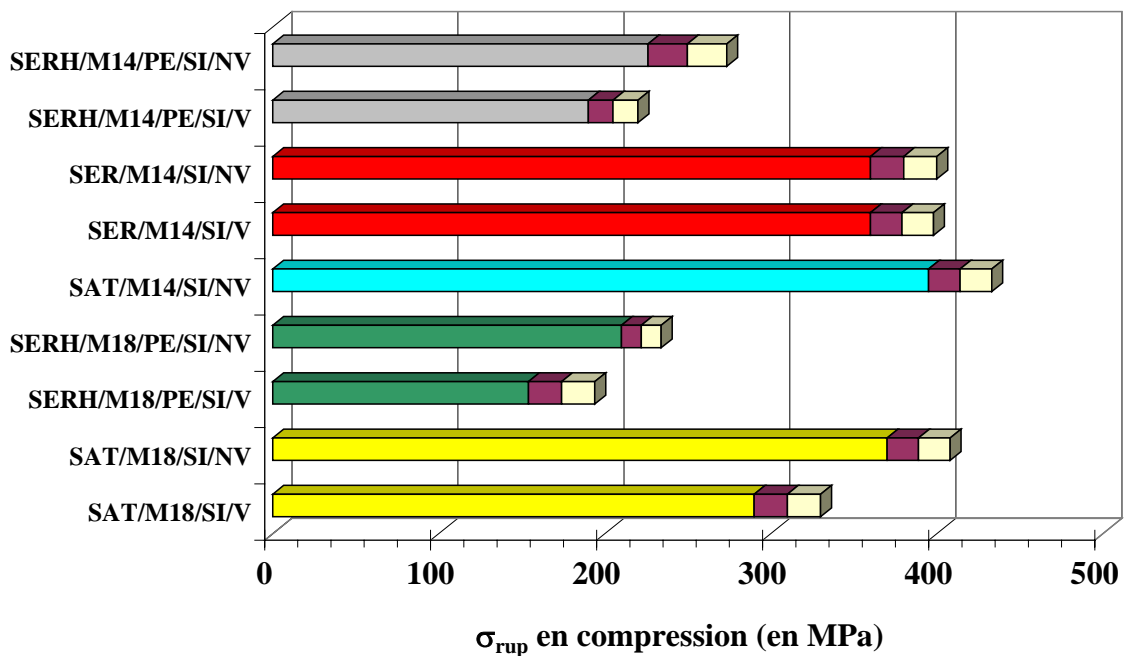


Figure II.24 Evolution de la contrainte à la rupture en compression en fonction de la nature du matériau

II.3 Conclusions

Les principaux constats établis au cours de ce chapitre de caractérisation mécanique sont les suivants :

- l'effet du vieillissement n'affecte pas les propriétés élastiques, sauf dans le cas du matériau à renfort hybride où une chute a été constatée sur le module G_{xy} , attribuée à la dégradation de l'interface résine/fibre Pe.
- Les contraintes ultimes sont fortement affectées par le vieillissement pour les matériaux à base de résine M14. Les pertes de propriétés peuvent atteindre des valeurs catastrophiques, de l'ordre de 59 %. Ce phénomène ne peut s'expliquer au seul fait d'une résine M14 hydrophile perdant 32 % de ses propriétés avec le vieillissement. Il apparaît clairement que le vieillissement affecte d'une manière non négligeable la fibre Silice ainsi que les interfaces. D'ailleurs, ces dernières sont de très mauvaises qualités, comme l'ont montré les essais transverses sur unidirectionnels.
- L'impact du vieillissement est moins prononcé sur les matériaux à base de résine M18. En effet, la plus forte perte enregistrée est de 26 % sur le composite à armure satin SAT/M18/SI. Par contre, une dégradation importante des interfaces fibre Silice/résine a été constatée.
- L'hybridation du renfort par l'introduction de mèches Pe n'accentue pas (ou peu) le processus de ruine du composite, mis à part une éventuelle dégradation de l'interface fibre Pe/résine soupçonnée à partir des essais de torsion.

Cette partie est un préalable indispensable au chapitre suivant consacré à l'étude et l'analyse des phénomènes d'endommagement. En effet, la démarche est enrichie de certaines hypothèses qui seront par la suite confirmées ou infirmées.

Chapitre III

***IDENTIFICATION DES
MECANISMES
D'ENDOMMAGEMENT***

RESUME DU CHAPITRE III

Le chapitre III constitue la phase d'identification des mécanismes d'endommagement intervenant au sein des composites à renforts tissés non vieillis et vieillis pour des sollicitations de type traction, flexion et cisaillement. L'utilisation d'une méthodologie expérimentale basée sur les techniques de l'émission acoustique associées à celles de la microscopie électronique à balayage a permis de mieux comprendre les phénomènes d'endommagement et d'établir une schématisation du processus de ruine du composite. Cette analyse met en évidence le rôle du vieillissement de la résine la plus hydrophile (résine M14) dans la dégradation du matériau et les conséquences occasionnées principalement sur les fibres Silice. La résine ne jouant plus un rôle de « protection » entraîne un vieillissement précoce de la fibre et de l'interface fibre/résine qui se traduit sur le composite par un comportement de type fragile. L'analyse de l'ensemble des observations sur matériau vieilli met en évidence la simultanéité des principaux types d'endommagement quelle que soit la nature de la sollicitation. Le rôle des interfaces a été tout particulièrement apprécié par l'étude des résultats obtenus en délaminage de types I, II et mixte (I+II) sur le matériau sergé hybride à résine M14 très sensible à l'effet du vieillissement. Cette étude met en évidence le caractère néfaste de l'introduction du mode II sur le composite vieilli.

III IDENTIFICATION DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

III.1 Introduction

Le but de ce chapitre est d'identifier les différents types d'endommagement pouvant apparaître dans les matériaux composites à renforts tissés étudiés et de déterminer les paramètres responsables de la dégradation de ces matériaux.

Pour cela, diverses techniques permettant l'identification des endommagements existent et sont rappelées ci-dessous.

III.2 Moyens d'identification des endommagements

Les méthodes d'investigation et/ou de mesures de l'endommagement sont nombreuses. Deux catégories se distinguent : les méthodes directes (observation de l'endommagement) et les méthodes indirectes.

Méthodes directes :

Ces méthodes sont les plus classiques : elles permettent d'observer directement l'endommagement afin de pouvoir en faire une description qualitative. On citera entre autres :

- Microscope optique
- Microscope électronique à balayage (MEB)
- Microscope électronique en transmission (MET)
- Diffusion des rayons X
- Analyse d'images.

Méthodes indirectes :

Ces méthodes se caractérisent par la mesure d'un paramètre physique qui évolue au cours de l'endommagement. Parmi ces méthodes :

- Mesure de l'évolution du module d'élasticité
- Emission acoustique
- Technique ultrasonore
- Vibration
- Thermographie.

Un bon suivi de l'endommagement nécessite l'utilisation d'au moins une technique directe et une technique indirecte. En ce qui concerne cette étude, le suivi de l'endommagement se fera par traitement des signaux des émissions acoustiques corrélé aux observations au microscope électronique à balayage (MEB).

III.2.1 Le microscope électronique à balayage

L'examen en microscopie optique des faciès de rupture et des surfaces d'éprouvettes sollicitées contribue à une meilleure compréhension des mécanismes d'endommagement.

Dans le cadre de cette étude, les observations microscopiques obtenues sur des parties d'éprouvettes endommagées ont été effectuées à l'aide du MEB JEOL. Elles permettront de

confirmer l'identification des mécanismes déduits par une autre technique de suivi de l'endommagement qui est l'émission acoustique.

III.2.2 L'émission acoustique

L'émission acoustique (EA) est le phénomène de génération d'ondes élastiques transitoires provenant de micro-déplacements locaux internes à un matériau mis sous sollicitation.

Ces émissions proviennent de nombreux phénomènes physiques tels que :

- la rupture (initiation et propagation de fissures)
- les frottements
- les ruptures microscopiques et macroscopiques dans les matériaux composites
- l'ébullition et la cavitation au sein des fluides.

L'EA est donc la manifestation de phénomènes irréversibles qui évoluent à l'intérieur d'un composite lorsque celui-ci est mis sous contrainte.

III.2.2.1 Principes physiques

Sous l'effet d'une sollicitation mécanique, des instabilités locales sources d'EA apparaissent au sein du matériau provoquant des ondes élastiques sphériques qui se propagent dans toutes les directions (figure III.1). Lorsque cette onde atteint la surface, il se crée une onde de surface, recueillie par un capteur piézo-électrique et transformée ensuite en signal électrique.

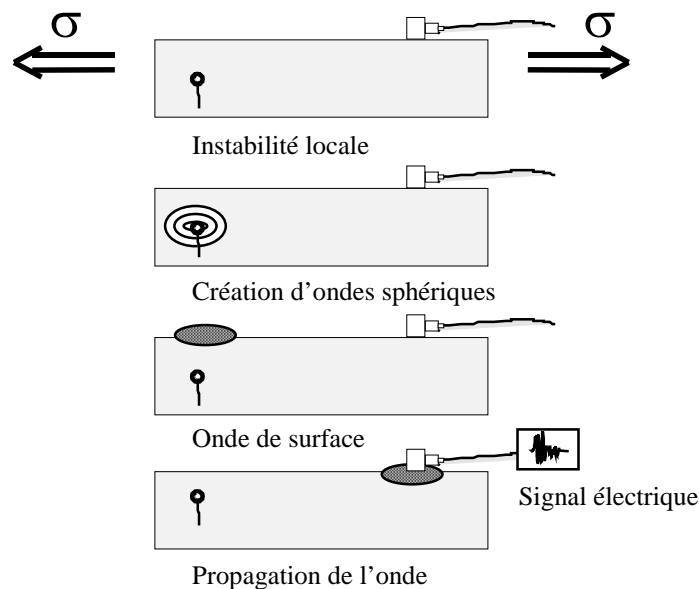


Figure III.1 Schématisation de l'émission acoustique

Ce signal est appelé salve ou événement. Il est généralement décrit en première approximation par une fonction ou un composé de fonctions sinusoïdales amorties. Les bandes de fréquence utilisées sont en général comprises entre 100 KHz et 1 Mhz.

III.2.2.2 Méthodes de traitement des signaux

Le traitement du signal, recueilli par le capteur et traité par une chaîne d'EA, permet l'obtention de diverses informations telles que :

- l'amplitude maximale
- le nombre de coups (comptage)
- la durée du signal
- l'énergie E
- la fréquence.

Il existe donc de nombreuses méthodes de traitements des signaux d'EA : nous nous intéresserons en particulier au comptage et au traitement en amplitude.

Le comptage

C'est la méthode de traitement la plus simple, la plus facile à mettre en œuvre et la plus répandue. Elle est basée sur le comptage du nombre d'alternances au-dessus d'un seuil d'amplitude fixé préalablement.

Deux informations pour l'expérimentateur en peuvent être déduites :

- le taux de comptage, qui correspond au nombre de coups par unité de temps
- le comptage cumulé, qui est caractéristique du nombre de coups pendant l'essai.

Les résultats obtenus à partir des traitements en taux de comptage ou en cumulé peuvent être corrélés à l'apparition d'un phénomène physique irréversible dans le matériau. En effet, le comptage cumulé est un moyen qualitatif pour déterminer le point d'amorçage des endommagements ; la contrainte macroscopique seuil d'endommagement est alors définie à partir de la courbe du comptage cumulé et de la courbe contrainte-déformation.

Le traitement en amplitude

C'est une méthode d'analyse de l'amplitude crête des événements ; elle est basée sur l'utilisation des fonctions de distributions représentant les phénomènes transitoires.

L'utilisation de cette technique de traitement peut se faire selon deux approches :

- le classement des événements selon leur amplitude crête dans des canaux compris entre 0 et 100 dB (forme normale de la distribution d'amplitude)
- le cumulé des nombres de salves dont l'amplitude dépasse une amplitude donnée.

La distribution normale des pics d'amplitudes est la plus utilisée dans le traitement des signaux d'EA en vue d'identifier les mécanismes d'endommagement.

Beaucoup d'auteurs s'accordent à dire que la micro-fissuration de la résine est attribuée aux faibles amplitudes, la décohésion et le délaminage aux amplitudes moyennes alors que les fortes amplitudes sont signe de ruptures de fibres.

Les travaux de Barré et al. (1991-94) et Benzeggagh et al. (1995) dans ce domaine (essais de traction monotone, charge/décharge, fatigue, fissuration) sur des thermoplastiques renforcés par des fibres courtes ont permis d'établir l'attribution des plages d'amplitude suivantes aux différents types d'endommagement (figure III.2).

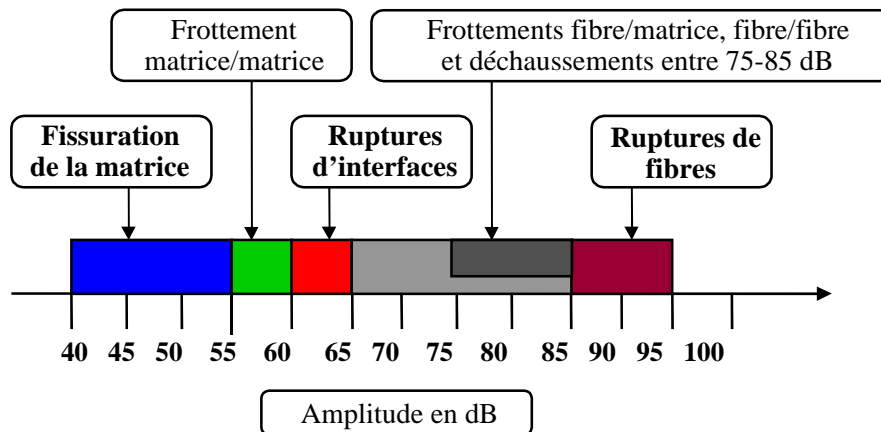


Figure III.2 Attribution des plages d'amplitudes aux différents types d'endommagement [Barré et Benzeggagh (1994)]

D'autres travaux effectués au sein du laboratoire ont confirmé l'attribution de cette plage des amplitudes d'EA :

- sur composites à fibres discontinues orientées aléatoirement [Meraghni (1994)]
- sur composites à renforts tissés [Aboura (1993, 94), Benmedakhene S. (1996)]
- sur composites unidirectionnels [Gong L.X. (1994)]

Les courbes de la figure III.3 présentent en (a) la charge et le nombre événements en fonction du déplacement et en (b) le nombre événements en fonction de l'amplitude concernant le matériau SERH/M14/PE/SI vieilli lors d'un essai de flexion.

Les différents pics constatés sur la courbe d'amplitudes sont caractéristiques de différents types d'endommagement. Selon la plage d'amplitudes présentée ci-dessus, les distributions 1 à 5 sont attribuées à des fissurations matricielles, le pic de la distribution 6 autour de 65 dB à des ruptures d'interface et le pic autour de 95 dB des distributions 7 à 9 à des ruptures de fibres.

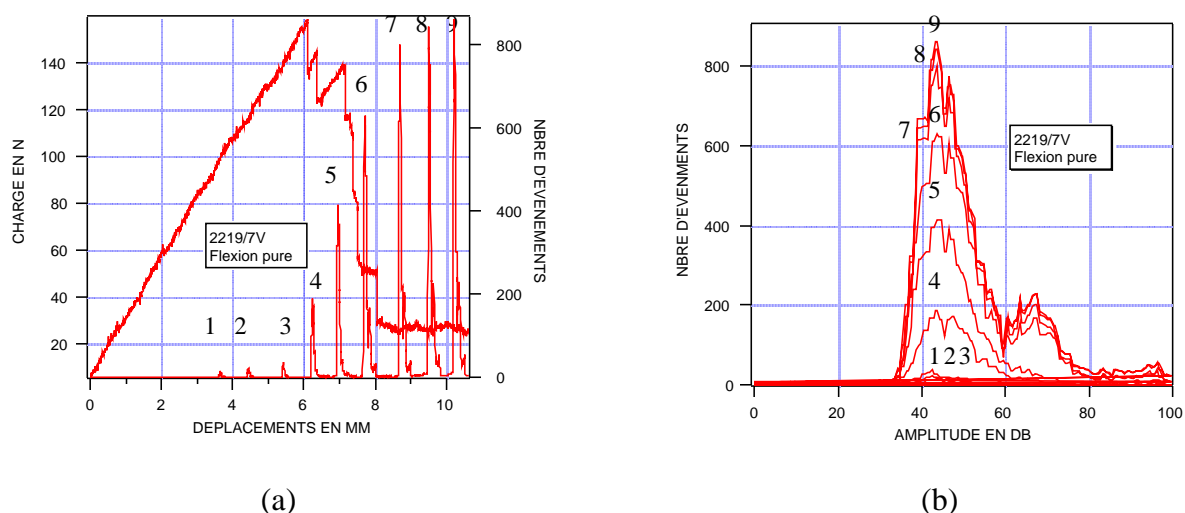


Figure III.3 Courbe de charge (a) et distribution d'amplitudes (b)

Il apparaît donc que la distribution d'amplitude de l'EA peut être un moyen efficace pour l'identification des endommagements ; il le devient encore plus s'il est associé à des observations microscopiques et à l'analyse des courbes de charge. C'est dans cet esprit qu'est

abordée la suite du chapitre, consacrée à l'identification des mécanismes d'endommagement au sein des composites tissés.

III.3 Essais mécaniques classiques

III.3.1 Notations

L'analyse et la compréhension des phénomènes d'endommagement doit obligatoirement tenir compte de la structure complexe des tissus. De précédentes études [Aboura et al. (1993, 94)] ont permis de distinguer trois types d'interfaces au sein de ces matériaux (figure III.4) :

- interface du type 1 : c'est l'interface fibre/matrice située à l'intérieur d'une mèche transversale (Intra-mèche)
- interface du type 2 : c'est l'interface fibre/matrice située entre deux mèches transversales et longitudinales (Inter-mèche)
- interface du type 3 : c'est l'interface fibre/matrice située à l'intérieur d'une mèche longitudinale.

Ces deux dernières interfaces doivent se comporter de manière identique et de ce fait nous les regrouperons dans une seule interface nommée interface du type 2.

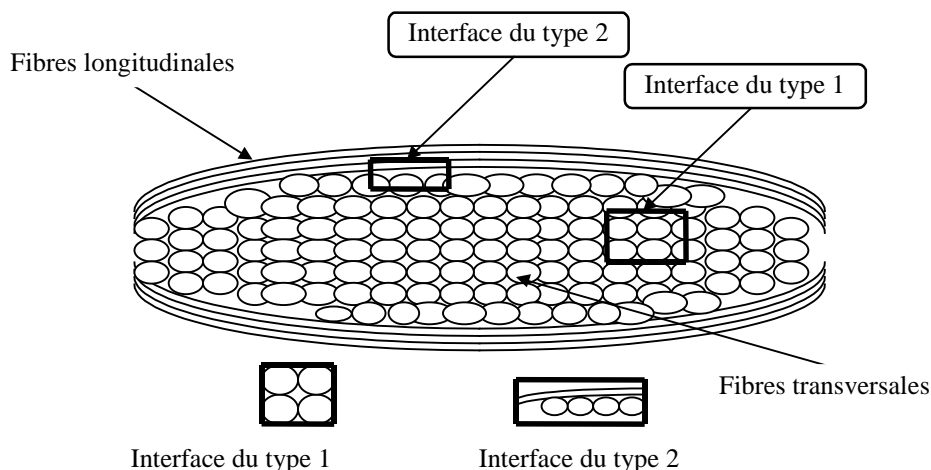


Figure III.4 Les différents types d'interfaces dans le tissu

Dans le cas du sergé hybride à renforts Silice et Pe, le problème est plus complexe puisqu'il existe deux constituants et chaque constituant présente deux types d'interfaces. De plus, un autre type d'interface vient se rajouter aux précédents : il s'agit de l'interface mèche Si/mèche Pe.

Ainsi, selon la nature du matériau et le type de sollicitation, l'une de ces deux interfaces est plus ou moins fragile et cède en premier.

C'est ce type d'étude déduite d'observations microscopiques et corrélées par EA qui sera traité dans la suite du chapitre.

III.3.2 Traction

Le processus de ruine intervenant au sein du composite à renfort tissé lors d'une sollicitation de traction se traduit en général par l'apparition de fissuration de la résine et des interfaces de type 1 (inter paquet) dans le sens transversal au chargement, suivi d'une fissuration de la résine dans les entrelacs et d'une rupture des fibres longitudinales. Ces informations sur les éventuels endommagements seront déduites d'observations microscopiques au MEB associées aux distributions d'amplitude des émissions acoustiques et des courbes de charge.

Celles-ci n'indiquant pas de différences notables entre les différents renforts non vieillis et vieillis, l'allure globale de la courbe est présentée uniquement pour un seul matériau non vieilli et vieilli (SAT/M18/SI) sur les figures III.5 et III.6. Le début des activités acoustiques (cumulé des EA et nombre d'évènements) corrèle bien avec la fin de linéarité de la courbe contrainte-déformation pour le matériau non vieilli (figure III.5) et vieilli (figure III.6). Alors que l'allure est globalement la même pour tous les matériaux, des écarts sont constatés sur les propriétés à rupture (contrainte et déformation) entre non vieilli et vieilli et sont plus ou moins importants suivant le matériau.

En ce qui concerne les émissions acoustiques, deux familles se distinguent sur les distributions d'amplitude des différents matériaux :

- la première montre qu'il y a participation de fissures de résine dans le processus de rupture, déduit d'émissions acoustiques centrées autour de 45dB.
- La seconde indique toujours l'apparition de fissuration matricielle (pic autour de 45dB) mais également des évènements autour de 65 dB, caractéristiques de ruptures interfaciales.

Ces différences de comportement nous obligent à traiter chaque matériau au cas par cas par une analyse conjointe de l'activité acoustique et des observations microscopiques.

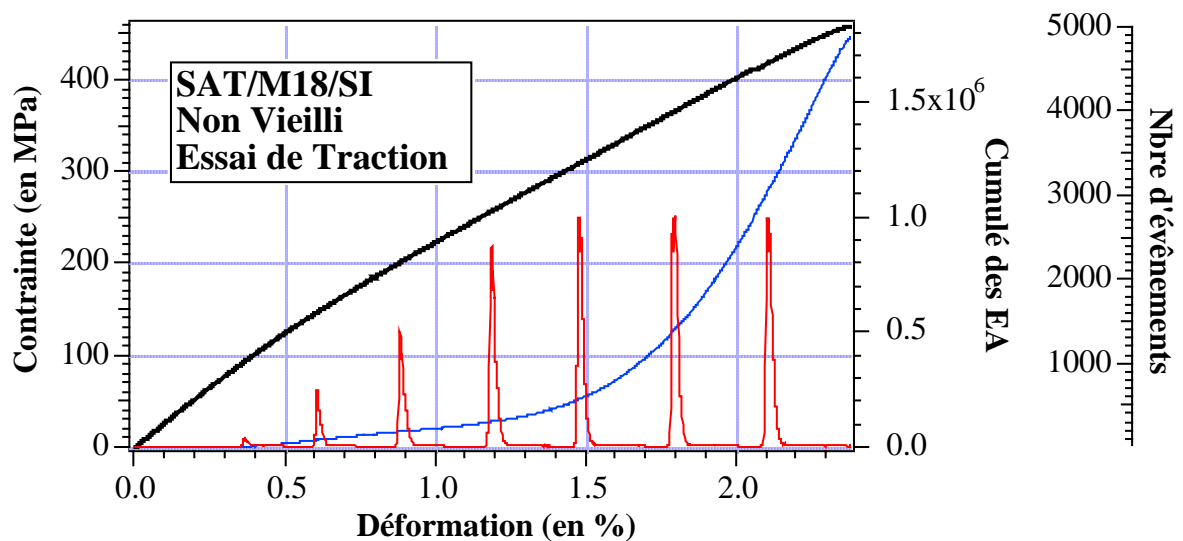


Figure III.5 Courbe Contrainte, Cumulé des EA et nombre d'évènements en fonction de la Déformation (matériau SAT/M18/SI/NV en Traction)

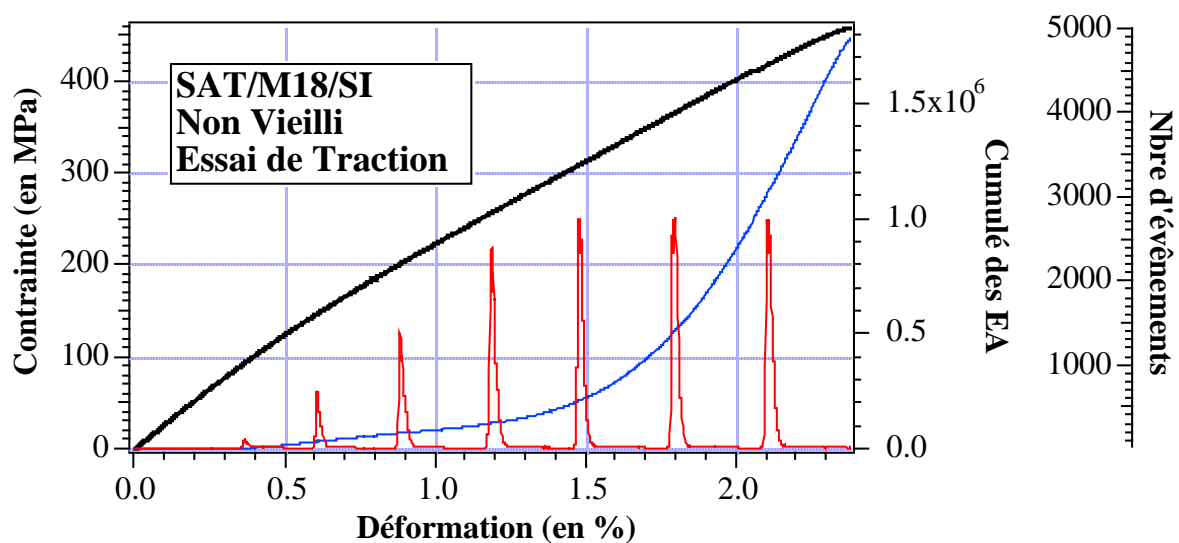


Figure III.6 Courbe Contrainte, Cumulé des EA et nombre d'évènements en fonction de la Déformation (matériau SAT/M18/SI/V en Traction)

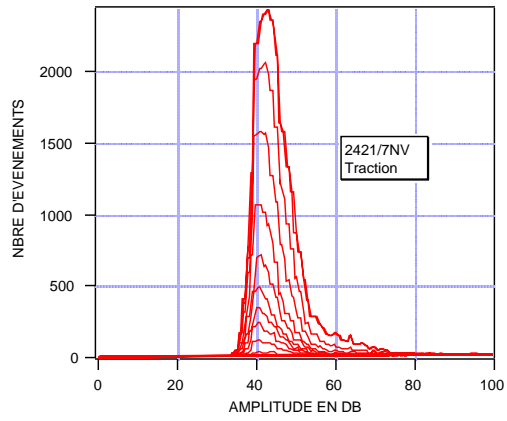
Cas du matériau à armure sergé à résine M14 et fibres Silice (SER/M14/SI)

La présence de fissures transversales dans les mèches et dans la résine est observée pour le matériau à armure sergé non vieilli à résine M14 SER/M14/SI/NV, caractéristiques de l'essai de traction. Trois résultats sont à noter suite à l'observation faite au microscope électronique à balayage (MEB) et schématisés par la figure III.8 :

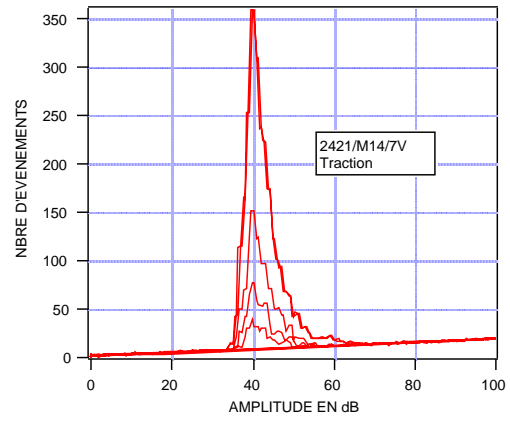
- multitude de fissures de type 1 qui traverse la mèche transverse de Silice et la résine mais reste confinée entre deux mèches longitudinales
- fissures aussi dans les régions riches en résine
- rupture de mèches longitudinales.

Le conditionnement du matériau à un environnement humide et chaud a pour conséquence d'accentuer ces fissures transversales, qui se sont multipliées et devenues débouchantes (photo III.1 et figure III.9). Le vieillissement se traduit de plus par une chute de la contrainte à rupture de l'ordre de 50%. Le vieillissement de la résine M14 seule ne peut l'expliquer, ce qui nous mène à conclure que la fibre de Silice a subi un vieillissement affectant de manière significative ses propriétés mécaniques à la rupture. Le vieillissement précoce des fibres Silice du fait d'une mauvaise « protection » de la résine M14 explique cette chute catastrophique.

La courbe de distribution du matériau non vieilli (figure III.7a) présente un pic à 45 dB avec des évènements compris entre 40 et 55 dB caractéristique de ruptures matricielles. Quelques ruptures interfaciales sont à noter également mais ne sont pas significatives. L'activité acoustique fait d'autre part apparaître les effets du vieillissement du matériau sur la distribution d'amplitude (figure III.7b) ; celle-ci présente moins évènements par rapport au matériau non vieilli et son allure est plus élancée.



(a)



(b)

Figure III.7 Distribution d'amplitudes du matériau SER/M14/SI en Traction
 (a) non vieilli (b) vieilli

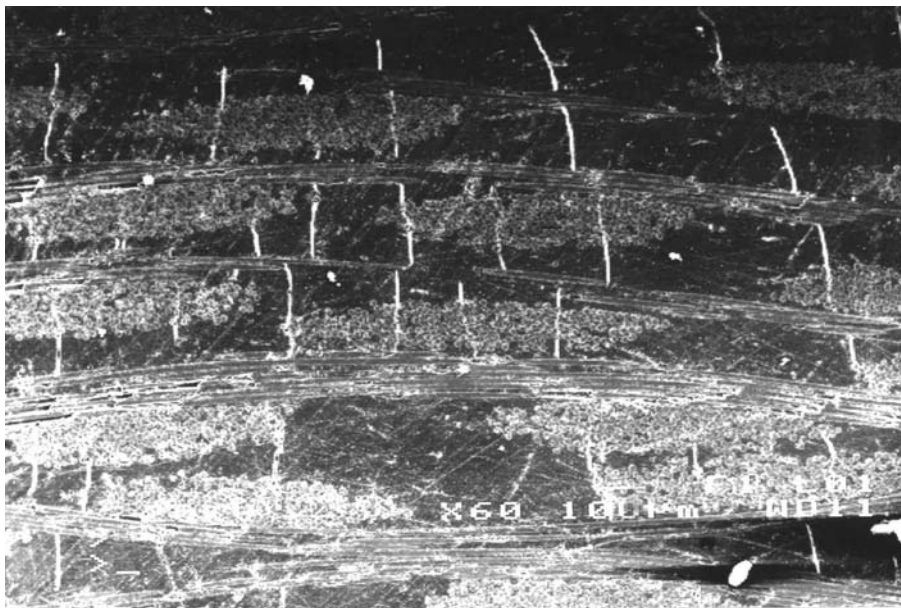
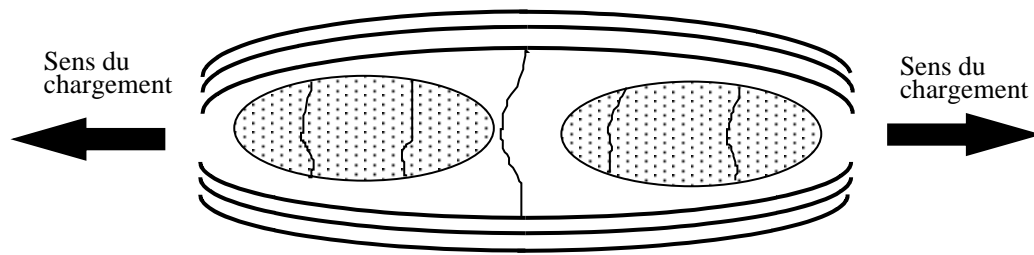
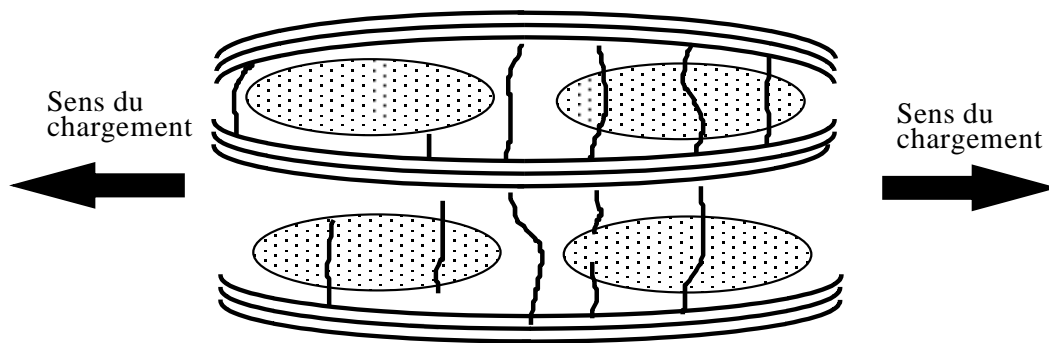


Photo III.1 Fissures dans la résine qui traversent les mèches Si
 (matériau SER/M14/SI/V / essai de traction).



*Figure III.8 Schématisation de l'endommagement
(matériau SER/M14/SI/NV / essai de traction)*



*Figure III.9 Schématisation de l'endommagement
(matériau SER/M14/SI/V / essai de traction)*

Cas du matériau à armure satin de huit à résine M18 et fibres Silice (SAT/M18/SI)

L'analyse microscopique du matériau SAT/M18/SI non vieilli permet de localiser les mécanismes d'endommagement au sein des mèches transverses où apparaissent des microfissures à l'interface du type 1 (2 à 3 par mèche). Ces fissures restent confinées aux mèches et ne concernent pas la résine, contrairement au matériau SER/M14/SI (photo III.2 et figure III.10).

Le vieillissement influe sur les propriétés à la rupture, puisqu'une perte de 20% est constatée et les mécanismes d'endommagement sont différents (photo III.3 et figure III.11) :

- la fissuration de la résine est plus importante : ces fissures traversent les mèches transverses de Silice
- quelques fissures longitudinales apparaissent dans les mèches.

Ces phénomènes peuvent s'expliquer par le vieillissement de la résine ainsi que des interfaces du type 2.

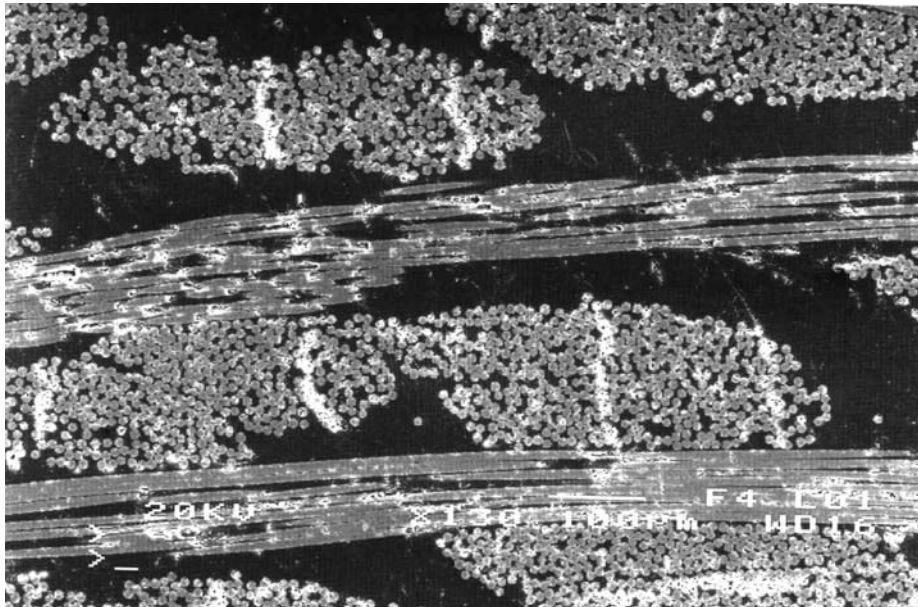


Photo III.2 Fissures transverses à l'intérieur des mèches Si (matériau SAT/M18/SI/NV / essai de traction)

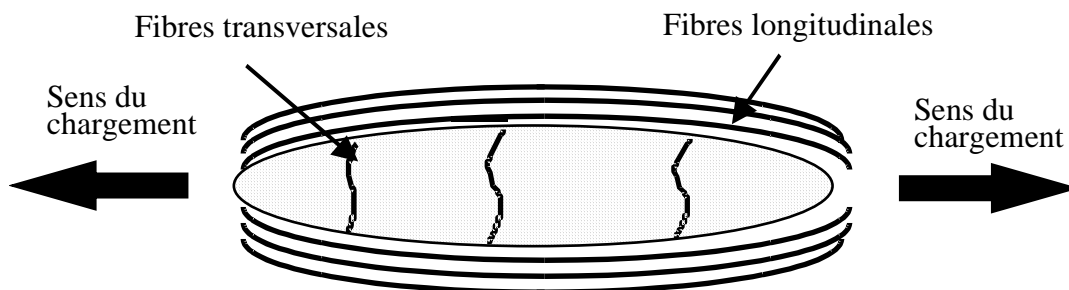
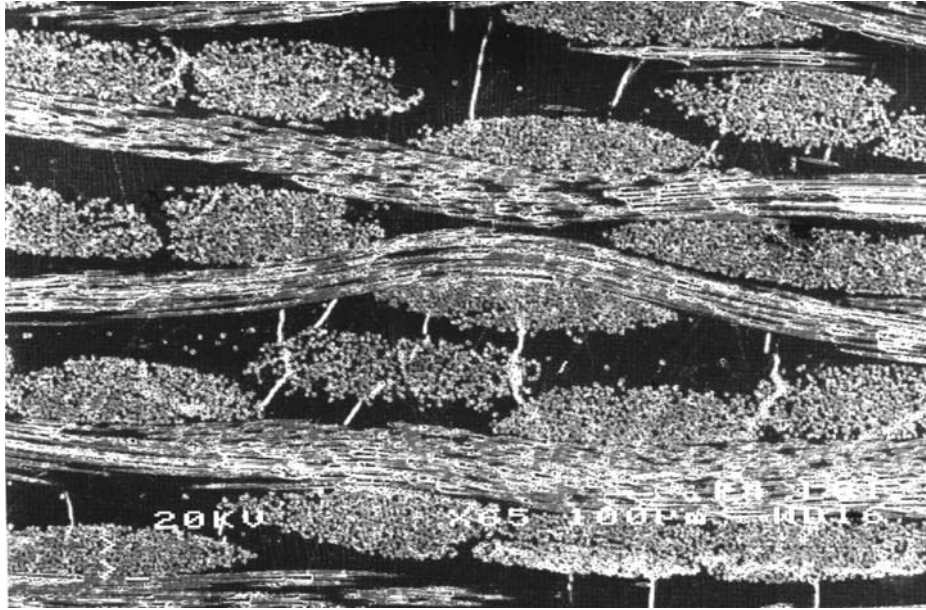
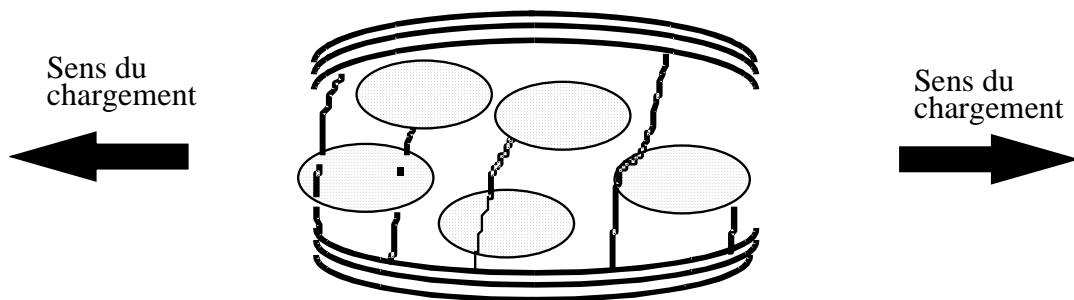


Figure III.10 Schématisation de l'endommagement (matériau SAT/M18/SI/NV / essai de traction)



*Photo III.3 Fissures dans la résine qui traversent les mèches Si
(matériau SAT/M18/SI/V / essai de traction)*



*Figure III.11 Schématisation de l'endommagement
(matériau SAT/M18/SI/V / essai de traction)*

Cas du matériau à armure sergé hybride à résine M18 et fibres Silice et Pe (SERH/M18/PE/SI)

Concernant le matériau SERH/M18/PE/SI, il n'y a pratiquement pas de différence entre le matériau non vieilli et le matériau vieilli aussi bien d'un point de vue comportement que dans l'analyse des endommagements.

Les courbes d'EA en amplitude sont similaires avec la présence événements acoustiques d'amplitude à 65 dB, caractéristiques de ruptures aux interfaces (figure III.12). Les observations microscopiques confirment ces ruptures interfaciales puisque quelques ruptures transverses dans les mèches Silice apparaissent, de l'ordre de 2 à 3 fissures par mèche (figure III.13). Les mécanismes d'endommagement restent analogues à ceux rencontrés pour le matériau SAT/M18/SI, c'est-à-dire une fissuration de type 1 au sein des mèches Silice.

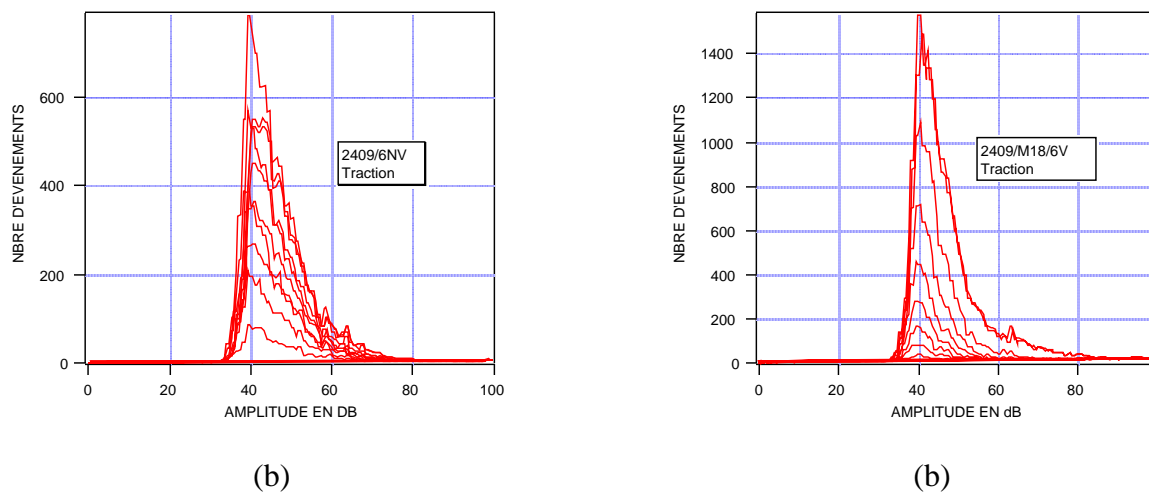


Figure III.12 Distribution d'amplitudes du matériau SERH/M18/PE/SI en Traction (a) non vieilli (b) vieilli

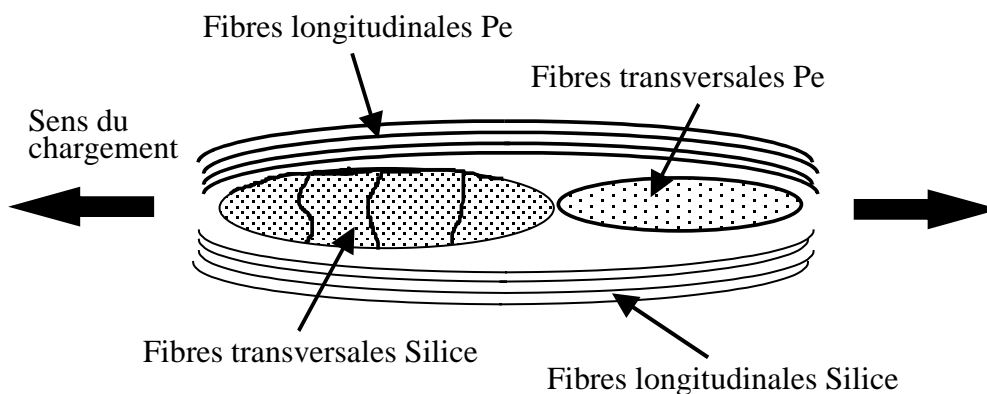


Figure III.13 Schématisation de l'endommagement (matériaux SERH/M18/PE/SI NV et V / essai de traction)

Cas du matériau à armure sergé hybride à résine M14 et fibres Silice et Pe (SERH/M14/PE/SI)

Le matériau à armure sergé hybride à base de résine M14 SERH/M14/PE/SI se distingue par rapports aux autres matériaux par le type d'endommagement rencontré lors d'un chargement en tension. Les observations microscopiques montrent des fissures au sein des interfaces du type 2 des mèches Pe alors que les fissures transverses, caractéristiques de cet essai, sont absentes (photo III.4). Des constatations sur matériau vierge (non testé) indiquent déjà la présence de ces décohésions interfaciales. En fait, la sollicitation engendre un accroissement de ces fissures ; l'état de contrainte autour des mèches transverses devenant réduit, le chargement est transféré uniquement par les mèches longitudinales, d'où l'absence de rupture transverse au sein des interfaces du type 1.

Les observations microscopiques du matériau SERH/M14/PE/SI vieilli se confondent avec celles du matériau non vieilli, alors que les propriétés à rupture ont chuté de 50 %. Les fissures d'interface de type 2 des mèches Pe ont pour conséquence de ne pas transférer le chargement au sein des mèches transverses et de réduire les concentrations de contrainte. De plus, les résultats d'essais de traction transverse sur les composites unidirectionnels à résine M14 ont montré que les propriétés à rupture n'étaient pas sensibles au vieillissement. Supportant seules le chargement, les mèches longitudinales à fibres Silice associées à la résine M14 se sont donc fragilisées avec la vieillissement, expliquant ainsi les pertes de propriétés du matériau vieilli.



Photo III.4 Fissures longitudinales au niveau des fibres Pe (matériau SERH/M14/PE/SI/NV / essai de traction).

Les faciès de rupture en traction des cinq matériaux étudiés (photo III.5 à III.7) confirment les hypothèses précédemment formulées concernant une fragilisation avec le vieillissement de la fibre Silice en présence de résine M14. Les trois matériaux vieillis à résine M14 (SERH/M14/SI/PE, SAT/M14/SI et SER/M14/SI) présentent une rupture nette et fragile des fibres longitudinales, différentes de leurs homologues non vieillis. Les matériaux à résine M18 (SERH/M18/SI/PE et SAT/M18/SI) sont moins affectés par le vieillissement : la résine M18 conserve son rôle de « protection » de la fibre, même si elle subit également l'effet du vieillissement mais avec un degré moindre comparé à la résine M14.

C'est dans le but de conforter ces premiers processus de ruine des différents matériaux qu'est menée une étude similaire à la traction sur les essais de flexion.

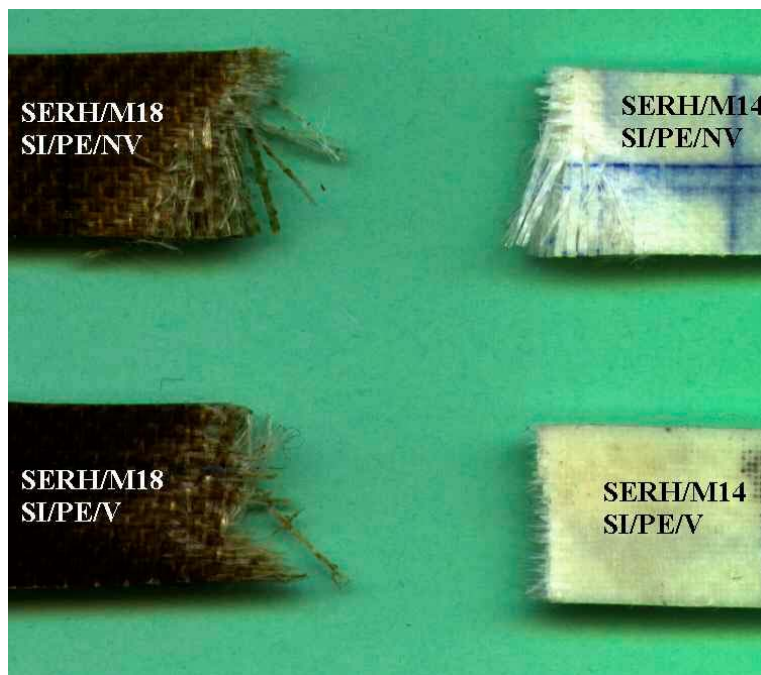


Photo III.5 Faciès de rupture en traction des matériaux sergé hybrides (SERH/M18/SI/PE à gauche et SERH/M14/SI/PE à droite)



Photo III.6 Faciès de rupture en traction du matériau sergé SER/M14/SI (Non vieilli à gauche et Vieilli à droite)



Photo III.7 *Faciès de rupture en traction des matériaux satin (SAT/M18/SI à gauche et SAT/M14/SI à droite)*

III.3.3 Flexion

Les essais de flexion ont été réalisés sur un montage de flexion trois points dont la longueur entre appuis est élevée par rapport à l'épaisseur (rapport de 30). Cette configuration de flexion, où les contraintes de cisaillement sont minimisées, engendre des phénomènes d'endommagement plus complexes qu'en traction. Le chargement appliqué au centre de l'éprouvette posé sur deux appuis a pour conséquence de mettre en tension la zone inférieure de l'éprouvette alors que la zone supérieure est comprimée. Les mèches longitudinales seront donc sollicitées, tout comme les interfaces inter-mèches (type 1) ou mèches/mèches (type 2). Les résultats de cet essai permettront de confirmer ou non les constats effectués en traction, c'est-à-dire une fragilisation des mèches Silice à base de résine M14 puisque celles-ci sont également sollicitées en tension. De plus, des informations concernant les performances des différentes interfaces (type 1 et type 2 Silice et Pe) seront extraites à l'issue de l'analyse des résultats de ces essais.

Cas du matériau à armure sergé à résine M14 et fibres Silice (SER/M14/SI)

La courbe charge/déplacement du matériau SER/M14/SI non vieilli (figure III.14a) présente un comportement fortement non linéaire en fin de chargement avant une chute de charge, synonyme de la ruine globale du matériau. Le comportement non linéaire au voisinage de la charge maximale est dû principalement à la rupture matricielle, comme l'indiquent les premières distributions d'amplitudes enregistrées (figure III.14b). Par contre, les dernières distributions qui se manifestent après la chute brutale (ruine de l'éprouvette) sont caractérisées par une forte activité acoustique au voisinage de 65 dB. Ce phénomène s'expliquerait par une rupture brutale des interfaces du type 2 entre les fibres longitudinales et

la résine ; enfin la distribution d'amplitude présente également une activité proche des 90 dB synonymes de ruptures graduelles des fibres. En fait, tous les phénomènes d'endommagement apparaissent pour ce type de matériau dans l'ordre suivant :

- fissuration de la résine (pic entre 40 et 60 dB)
- rupture d'interface (pic à 65 dB)
- rupture de fibres (pic à 95 dB)

Ce constat est confirmé par l'analyse microscopique (photo III.8) où des fissurations et ruptures de résine à travers le pli et des ruptures d'interface mèche/résine apparaissent.

Le comportement du matériau SER/M14/SI vieilli est complètement différent. La courbe de charge présente un comportement linéaire et fragile avec une chute précoce et catastrophique de la charge (figure III.15a). L'activité acoustique se manifeste en fin de chargement confirmant le caractère très fragile de ce matériau. La distribution d'amplitude qui en résulte (figure III.15b) indique que le phénomène est dominé par des ruptures matricielles avec une faible participation des interfaces. En fait, le vieillissement a véritablement affecté les interfaces résine M14/fibres Silice, comme nous l'avons déjà constaté sur les essais transverses sur unidirectionnel. Enfin, la rupture brutale est principalement due à une rupture fragile des fibres Silice vieilles.

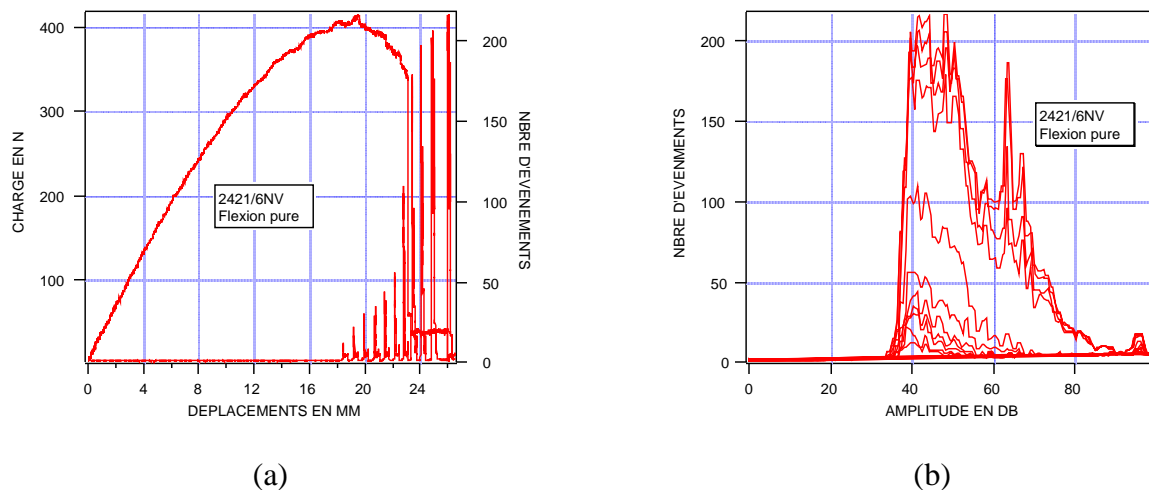


Figure III.14 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SER/M14/SI/NV en Flexion)

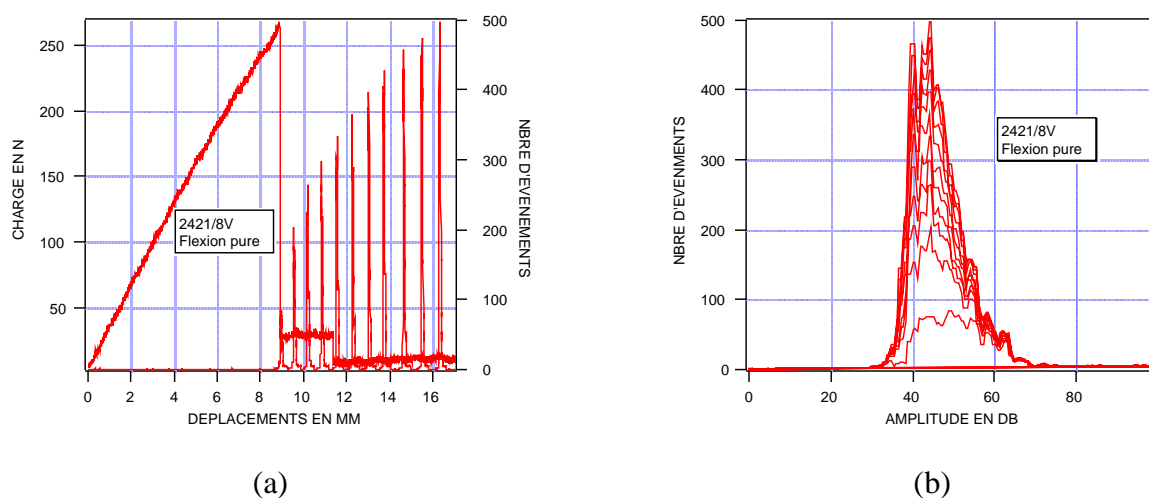
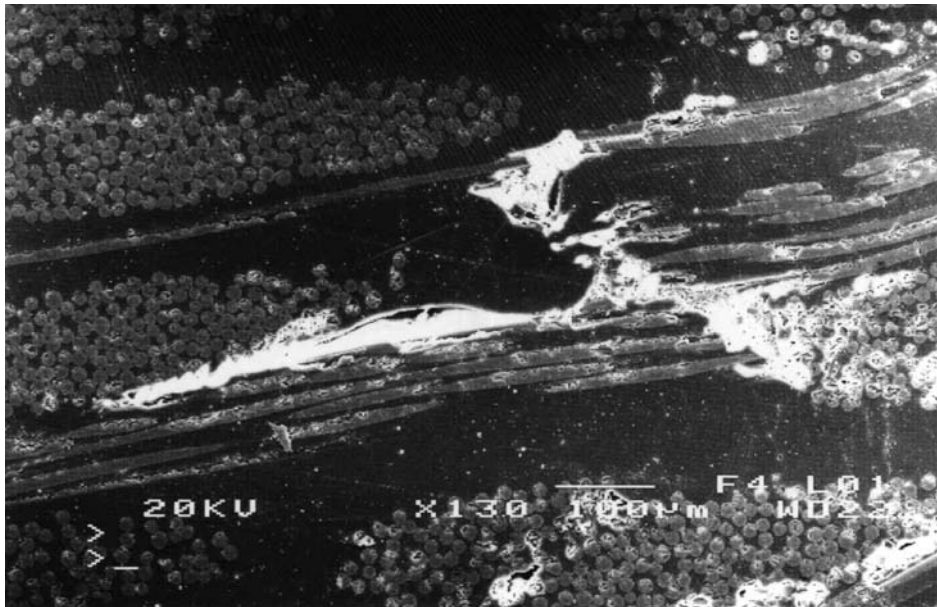


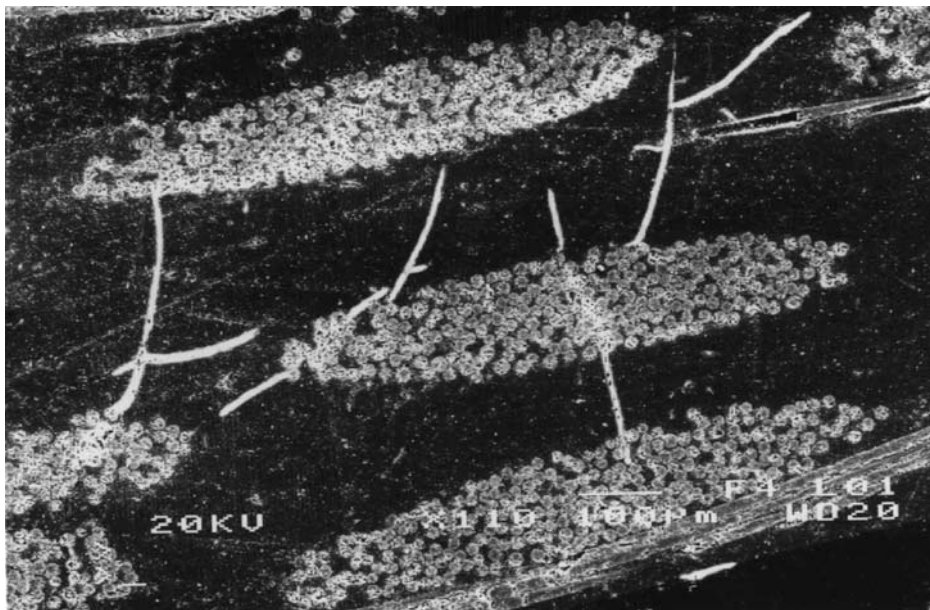
Figure III.15 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SER/M14/SI/V en Flexion)

Une remarque évidente sur la photo III.9 est la présence de très nombreuses fissures de la résine pour le matériau vieilli par rapport au matériau non vieilli. Déjà observées lors des essais de traction, ces fissures coalescent dans la zone la plus tendue et entraînent la rupture des mèches longitudinales Silice et ainsi la ruine du matériau.

Ces observations confirment les remarques établies précédemment pour les matériaux à base de fibres Silice et de résine M14 : il y a rupture fragile des mèches de Silice dues au vieillissement de la fibre en présence de la résine M14.



*Photo III.8 Rupture d'interface du type 2
(matériau SER/M14/SI/NV / essai de flexion).*



*Photo III.9 Fissuration de la résine
(matériau SER/M14/SI/V / essai de flexion)*

Cas du matériau à armure satin de huit à résine M18 et fibres Silice (SAT/M18/SI)

La courbe de charge/déplacement du matériau non vieilli SAT/M18/SI présente une chute de charge brutale avec une partie non linéaire (figure III.16a), mais moins accentuée que pour le matériau SER/M14/SI. L'analyse de la courbe d'amplitude (figure III.16b) montre une distribution centrée sur les ruptures de matrice (entre 40 et 60 dB) et la présence d'un pic à 95 dB, caractéristique de ruptures de fibres. L'absence d'évènements à 65 dB indique que les interfaces ne participent pas au processus d'endommagement. L'analyse microscopique (photo III.10) le confirme et montre le très bon comportement de l'interface résine M18/mèche transverse et résine M18/mèche longitudinale, ce qui explique les bonnes propriétés à la rupture en flexion.

Le matériau vieilli présente un comportement plus fragile par rapport au matériau non vieilli avec une courbe « en escaliers » avant la chute brutale et une perte de 22% sur la contrainte à la rupture (figure III.17a). La courbe d'amplitude indique des endommagements de type matriciel avec une légère manifestation acoustique à 65 dB. Cette dégradation interfaciale explique la rupture « en escaliers » de la courbe de charge avant la rupture finale. Ce constat est confirmé par les observations microscopiques (photo III.11) dominées par des fissures entre mèche transverse et résine et au sein des mèches. Ces résultats confortent l'hypothèse d'un vieillissement des interfaces du type 2 des matériaux à résine M18.

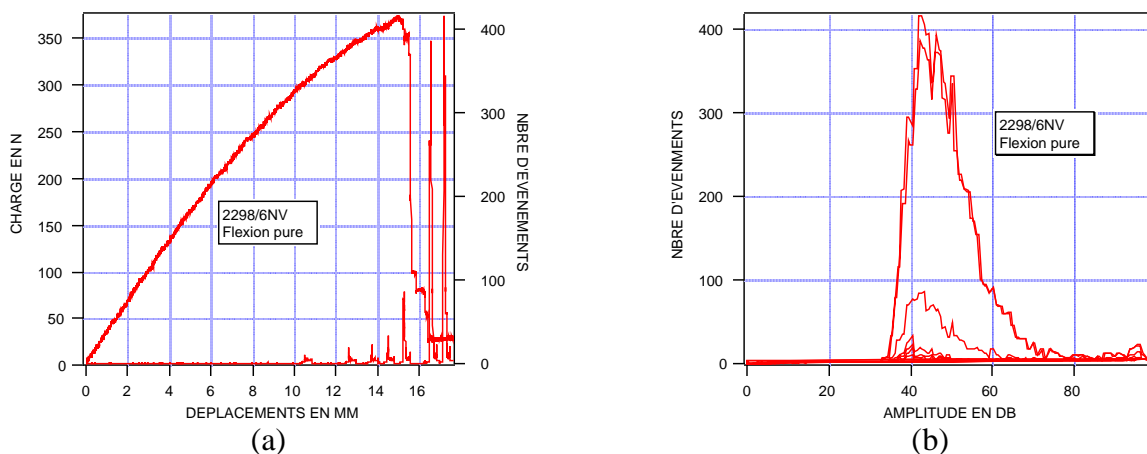


Figure III.16 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SAT/M18/SI/NV en Flexion)

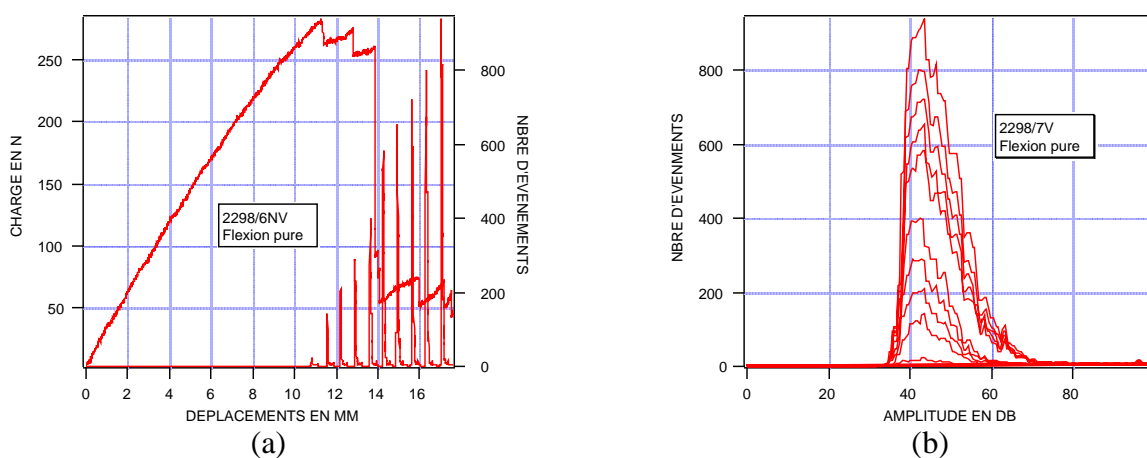


Figure III.17 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SAT/M18/SI/V en Flexion)

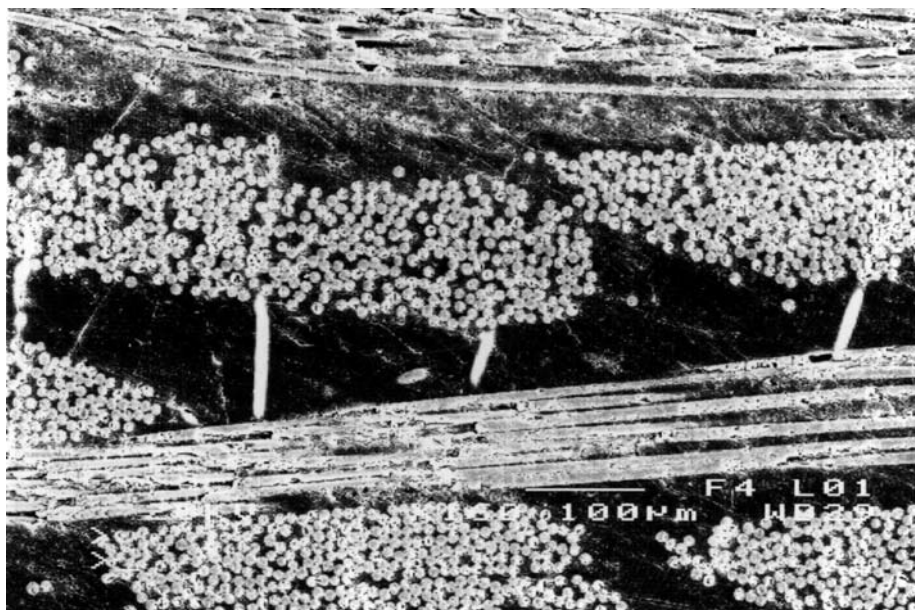


Photo III.10 Fissures transverses de la résine et des mèches transverses Si (matériau SAT/M18/SI/NV / essai de flexion)

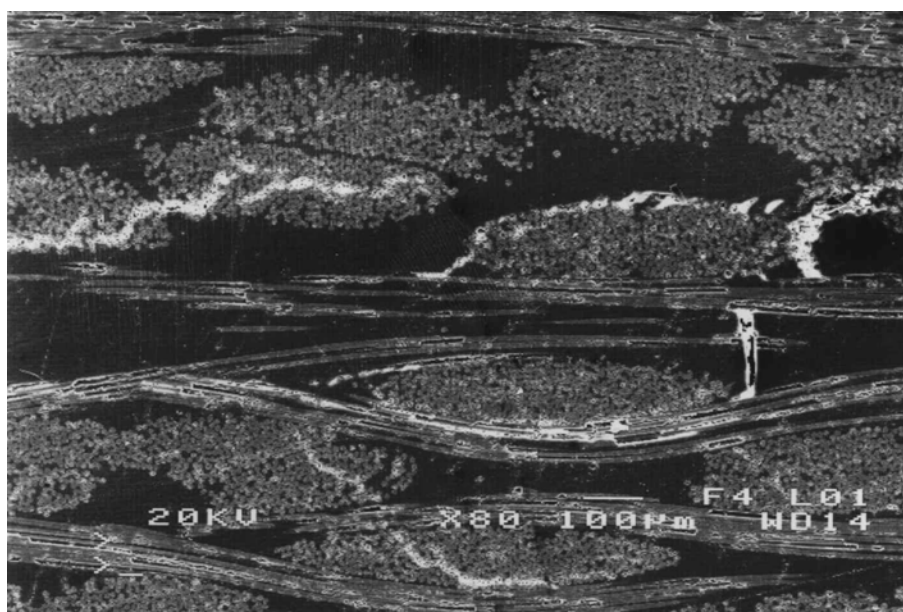


Photo III.11 Fissuration du type 1 et 2 (matériau SAT/M18/SI/V / essai de flexion)

Cas du matériau à armure sergé hybride à résine M18 et fibres Silice et Pe (SERH/M18/PE/SI)

Les distributions d'amplitude du matériau SERH/M18/PE/SI se distinguent par rapport au matériau SAT/M18/SI par l'apparition d'un pic à 65 dB (figure III.16 et 17). Ce pic est attribué à des ruptures interfaciales des mèches introduites dans le renfort hybride, c'est-à-dire les mèches Pe. La courbe charge/déplacement est également différente puisque la rupture n'est plus brutale mais progressive et « en dents de scie » ; l'hybridation a permis de redistribuer l'état de contraintes au sein du composite et les ruptures d'interfaces Pe ont joué un rôle de fusibles évitant une rupture brutale mais ceci bien entendu au détriment des propriétés à la rupture qui sont nettement inférieures au matériau SAT/M18/SI. Les endommagements observés sont principalement localisés aux interfaces et au sein des mèches longitudinales par des ruptures de fibres (photo III.12 et III.12). Le matériau vieilli présente une distribution d'amplitude des émissions acoustiques similaire à celle du matériau non vieilli mais avec des pics à 65 dB et 95 dB plus prononcés.

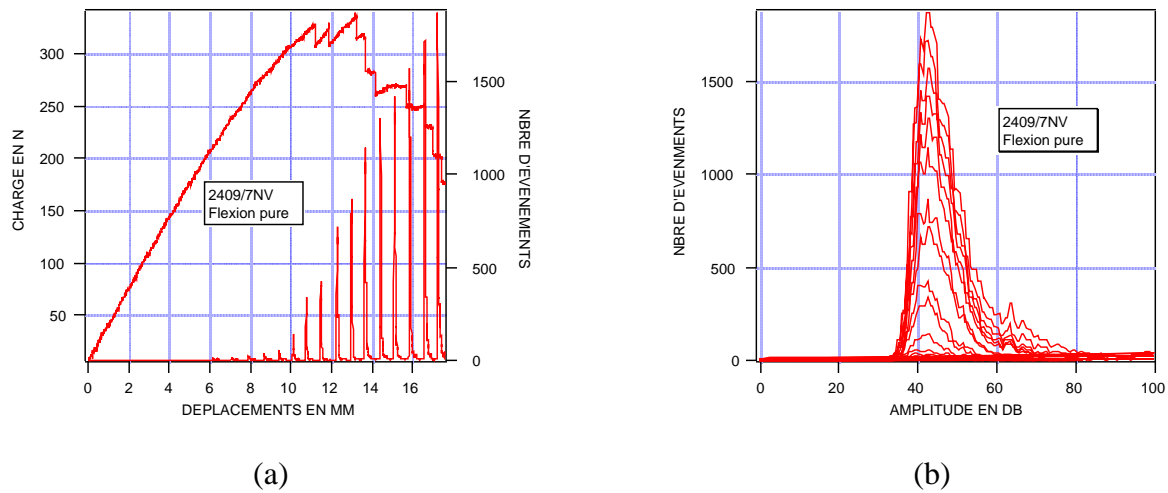


Figure III.18 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SERH/M18/PE/SI/NV en Flexion)

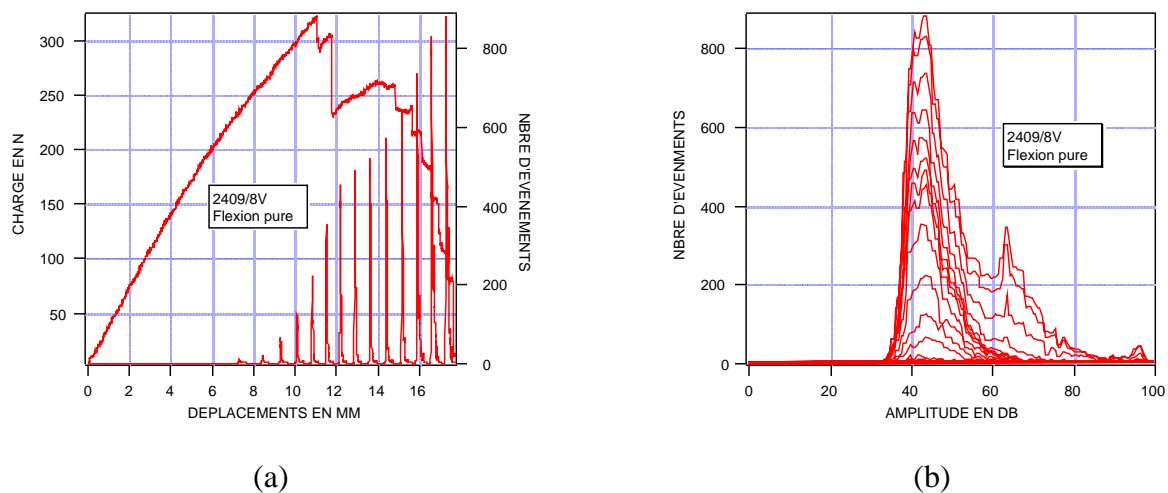
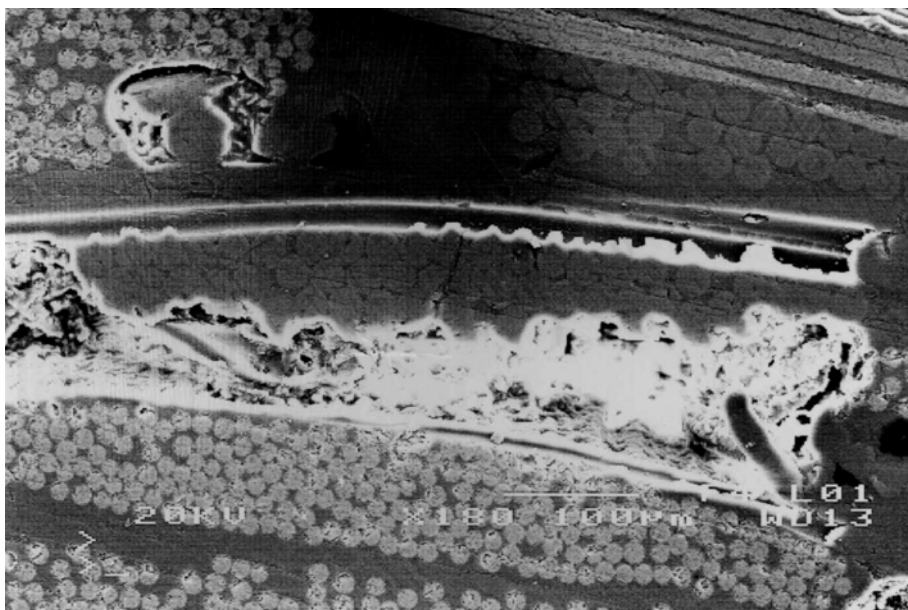


Figure III.19 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SERH/M18/PE/SI/V en Flexion)

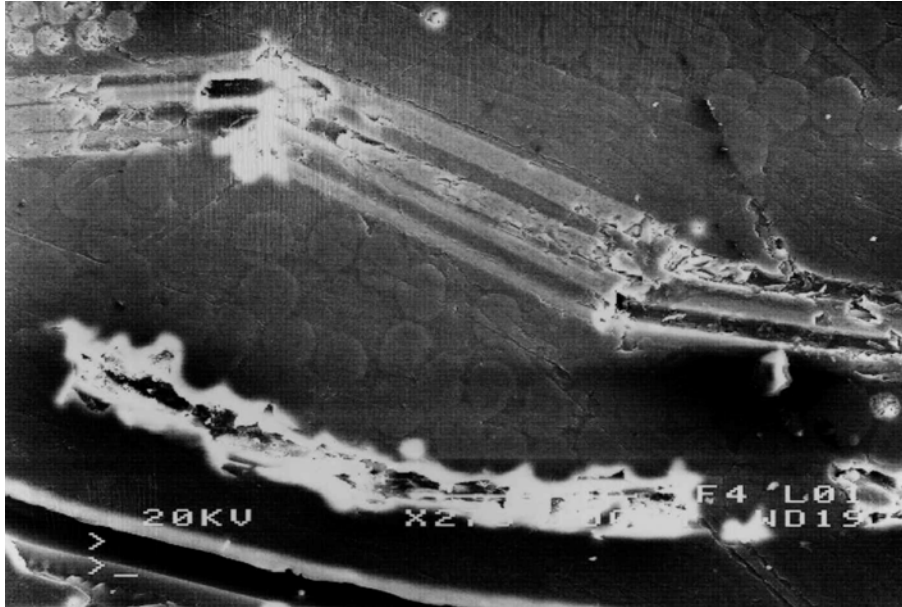
Les observations au MEB confirment les endommagements subodorés avec les émissions acoustiques, soient des ruptures d'interfaces du type 2 des mèches de Silice, des ruptures de fibres Silice mais aussi des endommagements entre paquet de mèches transverses de renfort Pe. Ce phénomène n'étant pas observé sur le matériau non vieilli, il y a en fait vieillissement des interfaces, expliquant ainsi 10 % de perte sur la contrainte à rupture du matériau vieilli par rapport à celui non vieilli. De plus, cette remarque confirme les résultats mécaniques obtenus lors de l'essai de torsion.



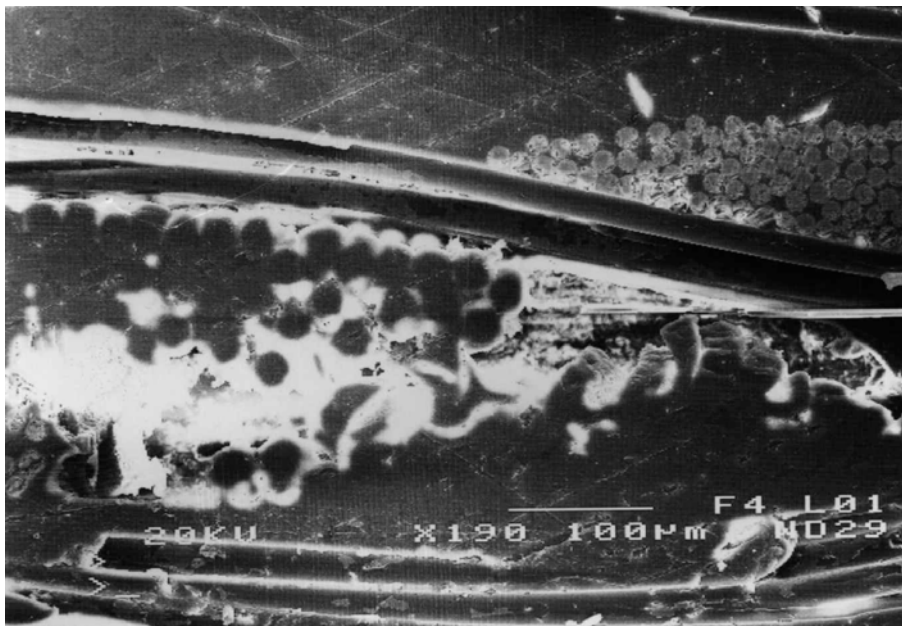
*Photo III.12 Zone endommagée
(matériau SERH/M18/PE/SI/NV / essai de flexion)*



*Photo III.13 Endommagement interfacial
(matériau SERH/M18/PE/SI/NV / essai de flexion)*



*Photo III.14 Rupture de fibres Silice et Endommagement de l'interface de type 2
(matériau SERH/M18/PE/SI/V / essai de flexion)*



*Photo III.15 Endommagement des mèches transverses Pe
(matériau SERH/M18/PE/SI/V / essai de flexion)*

Cas du matériau à armure sergé hybride à résine M14 et fibres Si et Pe (SERH/M14/PE/SI)

L'observation de la courbe charge/déplacement pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (figure III.20a) montre une chute de charge brutale (près de 80 % de la charge à rupture), comme pour le matériau SER/M14/SI.

En ce qui concerne la distribution d'amplitude (figure III.20b), on constate une participation des interfaces dans le processus de rupture juste avant la ruine du matériau, ce qui n'était pas le cas pour le matériau SERH/M18/PE/SI. Après la chute de charge, la courbe d'amplitude présente un pic à 65 dB, signe de ruptures interfaciales et un second à 95 dB, caractéristique de ruptures de fibres. Cette courbe d'EA rappelle celle obtenue pour le matériau SER/M14/SI, à la différence que les événements acoustiques à 65 dB s'amplifient avant la chute brutale de la charge. Ces activités acoustiques s'expliquent par l'introduction des fibres Pe dans le composite hybride qui ont une mauvaise interface avec la résine.

Les observations au MEB montrent la présence de porosités qui peuvent être des sources d'amorces de fissures pour ce type de sollicitation, notamment au voisinage des interfaces mèches/résine. La photo III.17 montre une rupture au sein des interfaces du type 2 des mèches Pe, conséquence d'une mauvaise adhésion des fibres Pe observée sur ce matériau.

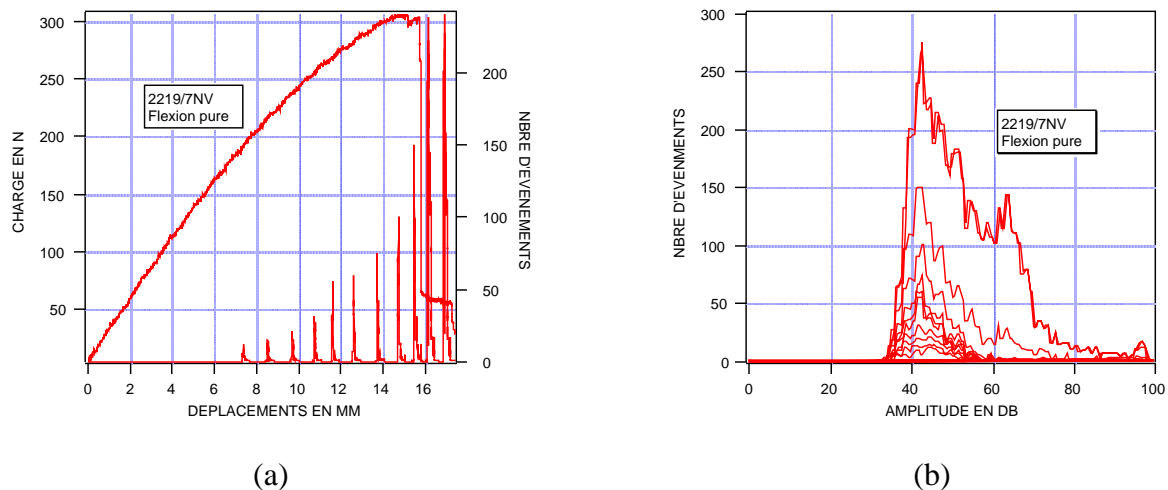


Figure III.20 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SERH/M14/PE/SI/NV en Flexion)

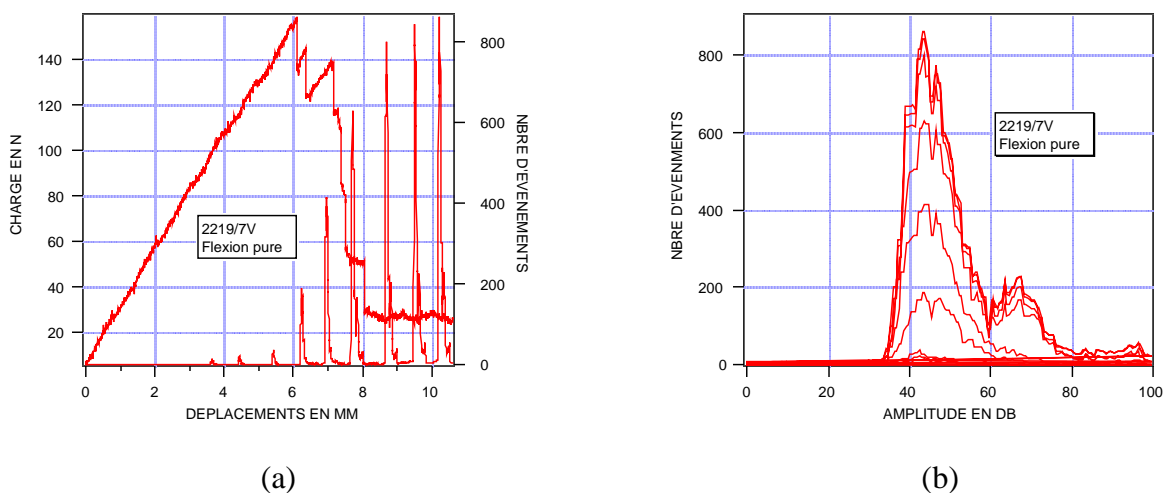
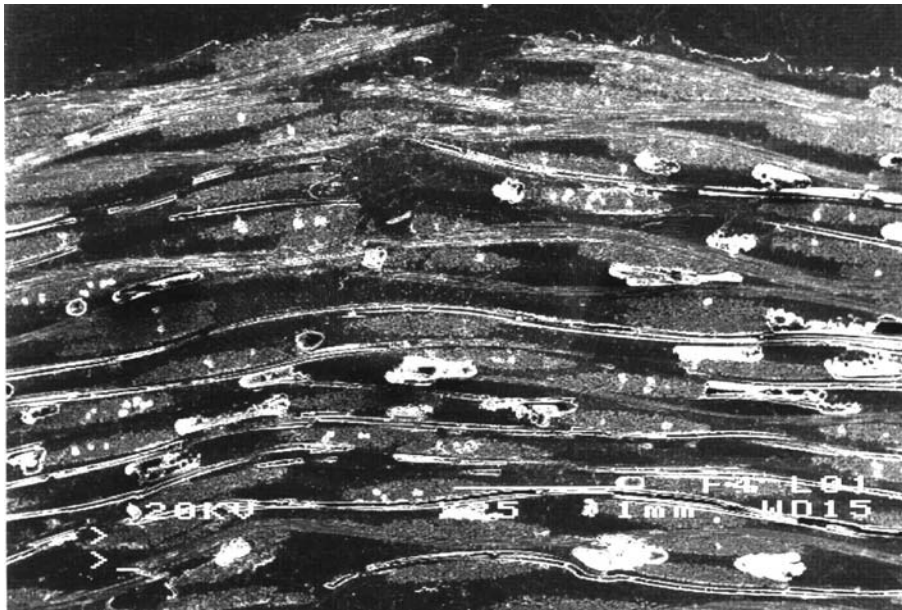


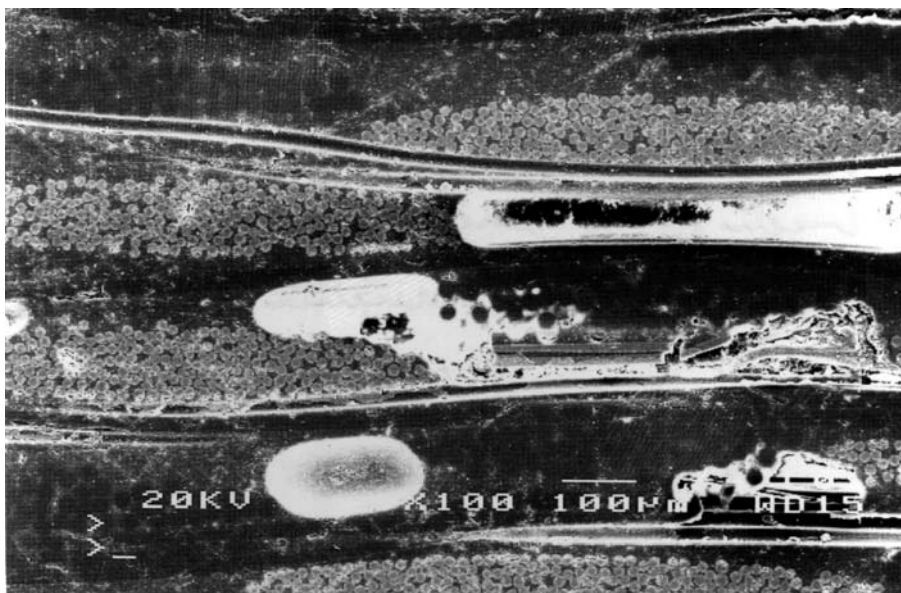
Figure III.21 Courbe charge-déplacement (a) et Distribution d'amplitudes (b) (matériau SERH/M14/PE/SI/V en Flexion)

La courbe de la figure III.21a montre le comportement très fragile et une rupture précoce du matériau vieilli. Cette rupture se fait en « dent de scie » avant la ruine complète du matériau. La distribution d'amplitude indique une rupture matricielle avec participation non négligeable des interfaces due à la dégradation des interfaces mèches Pe. Néanmoins, elle reste proportionnellement moins importante que celle du matériau non vieilli.

Les observations microscopiques indiquent que la rupture du matériau non vieilli est accompagnée, au-delà d'une rupture de mèches longitudinales, d'une déstratification au voisinage de la cassure.



*Photo III.16 Vue globale
(matériau SERH/M14/PE/SI/NV / essai de flexion)*



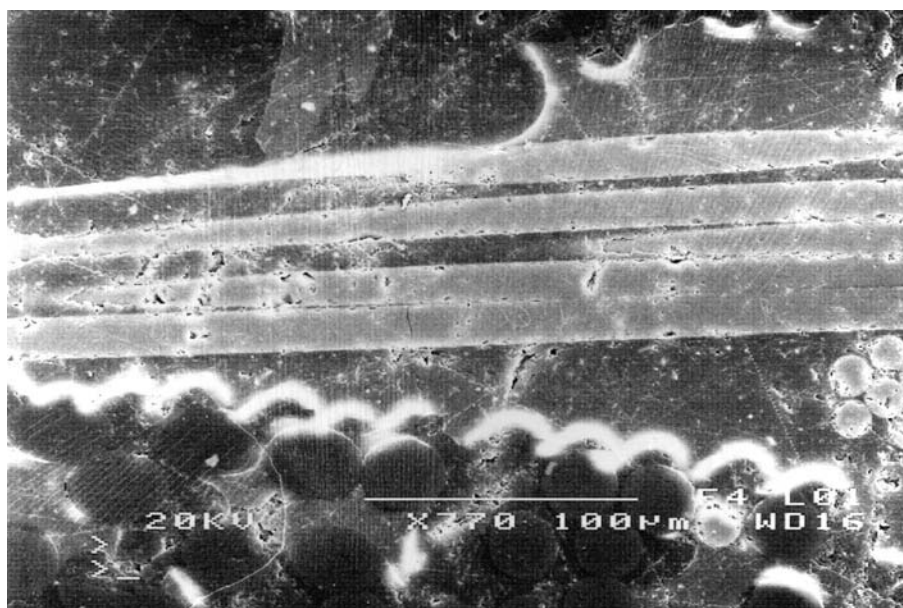
*Photo III.17 Porosités: source d'endommagement
(matériau SERH/M14/PE/SI/NV / essai de flexion).*

L'analyse des clichés du matériau vieilli en flexion corrobore le scénario d'endommagement déduit des distributions d'amplitude. L'interface fibre Pe et résine M14

est fragilisé avec le vieillissement (photo III.18), les fissurations de résine sont nettement plus marquées (photo III.19) et les ruptures nettes des mèches longitudinales sont synonymes de ruine finale du matériau.



*Photo III.18 Rupture d'interface Pe/résine
(matériau SERH/M14/PE/SI/V / essai de flexion).*



*Photo III.19 Fissuration de la résine
(matériau SERH/M14/PE/SI/V / essai de flexion)*

L'analyse des micrographies associées à l'émission acoustique montre le rôle joué par les interfaces fibre/résine dans le processus de rupture en flexion. Cette participation est d'autant plus importante si le matériau est affecté par des conditions de vieillissement. L'étude suivante portera sur l'essai de flexion sur poutre courte où le mode de rupture engendré est le cisaillement interlaminaire. Il s'agira principalement de tester la qualité des interfaces fibre/résine au sein des mèches et des interfaces mèches/mèches du matériau non vieilli et vieilli.

III.3.4 Cisaillement

Les essais de cisaillement interlaminaire ont été effectués, comme pour les essais de flexion, sur un montage de flexion trois points avec un rapport longueur/épaisseur de cinq permettant des contraintes de cisaillement maximales. Après avoir étudié la résistance en tension des fibres lors de l'essai de traction, puis la résistance des fibres et des interfaces avec l'essai de flexion, le cisaillement va nous informer principalement de la qualité des interfaces avant et après vieillissement. Etant donné la longueur de l'éprouvette, la configuration du test ne nous autorise pas à placer un capteur d'émissions acoustiques. Les analyses des différents endommagements seront donc effectuées uniquement à partir des courbes charge-déplacement et des observations microscopiques.

Cas du matériau à armure sergé à résine M14 et fibres Silice (SER/M14/SI)

La courbe charge/déplacement (figure III.22a) du matériau SER/M14/SI non vieilli montre une évolution non linéaire en fin de chargement avec une chute de charge par paliers.

L'observation au microscopique électronique à balayage (photo III.20) indique que l'endommagement s'est propagé dans l'épaisseur du composite de plis en plis : les fibres longitudinales ne sont pas rompues dans l'ensemble et la fissure s'est répandue de plis en plis. On constate des fissures dans la résine et des ruptures d'interface du type 2 autour et entre mèche de Silice sens chaîne et trame, schématisées sur la figure III.23.

L'évolution de la charge en fonction du déplacement concernant le matériau vieilli (figure III.22b) présente une allure linéaire puis une chute de charge brutale (80 % de la charge à la rupture) qui indique une fragilisation importante du matériau avec le vieillissement. Sur les faciès de rupture (photo III.21) et schématisé par la figure III.24, la rupture est nette sur toute l'épaisseur (rupture en flexion) et l'endommagement se traduit par une rupture transverses des mèches longitudinales de Silice, de la matrice et des interfaces du type 1 dans les mèches transverses de Silice. De plus, excepté la zone de rupture, il n'y a pas d'endommagement au sein de la résine ni des mèches.

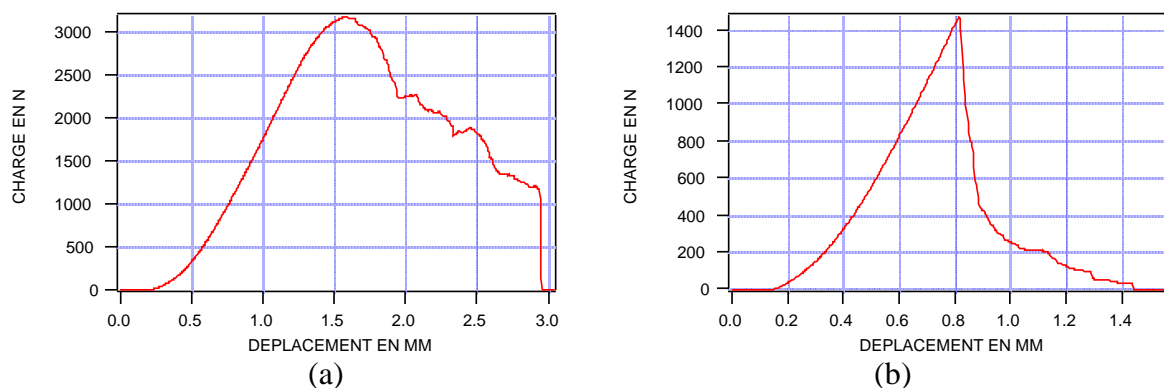


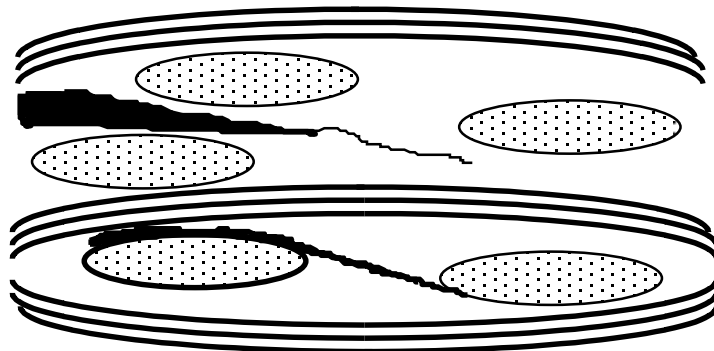
Figure III.22 Courbes charge-déplacement en Cisaillement pour le matériau SER/M14/SI non vieilli (a) et vieilli (b)

Placé dans une configuration de cisaillement, la propagation d'éventuelles fissurations est privilégiée dans le plan de cisaillement avec des endommagements sur les plis adjacents, ce qui a été constatée pour le matériau non vieilli. Cependant, le processus de rupture du matériau vieilli est différent et se traduit par une rupture en flexion et des ruptures de fibres longitudinales malgré le champ de cisaillement prédominant. Les fibres de Silice et l'interface fibre/matrice se sont donc fragilisées et ont une rupture précoce avec le vieillissement alors qu'elles résistent dans le matériau non vieilli, expliquant ainsi les 54% d'écart sur la force à la rupture entre le matériau non vieilli et vieilli.

Ce constat confirme également les résultats précédents des composites à base de résine M14 et de fibres de Silice.



*Photo III.20 Rupture d'interface du type 2
(matériau SER/M14/SI/NV / essai de cisaillement)*



*Figure III.23 Schématisation de l'endommagement
(matériau SER/M14/SI/NV / essai de cisaillement)*



Photo III.21 Rupture nette des mèches longitudinales (matériau SER/M14/SI/V / essai de cisaillement).

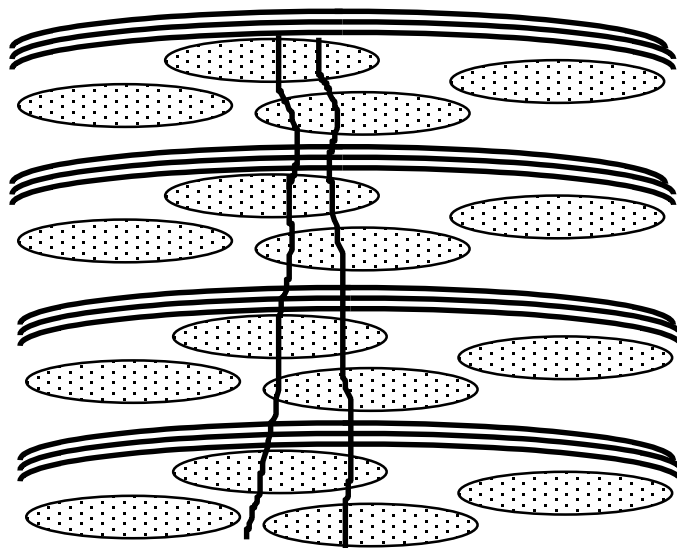


Figure III.24 Schématisation de l'endommagement (matériau SER/M14/SI/V / essai de cisaillement).

Cas du matériau à armure satin de huit à résine M18 et fibres Silice (SAT/M18/SI)

L'endommagement du matériau SAT/M18/SI non vieilli observé au MEB se résume à une fissure longitudinale du type 2 assez étendue située dans le plan médian de l'éprouvette (photo III.22), typique de l'essai de cisaillement. Confinée au pli médian, cette dernière ne se propage pas (ou quasiment pas) à l'intérieur des mèches transverses de Silice mais les contourne en suivant soit les fibres longitudinales de Silice, soit une direction entre deux mèches transverses de Silice. La figure III.26 schématise cette propagation de fissures au sein du composite soumis à un champ de cisaillement. Dans la zone la plus endommagée, certaines mèches sont concernées par des fissures transverses (1 à 2 par mèche) et ces fissures restent confinées dans le pli (entre deux mèches longitudinales). Quelques fibres longitudinales de Silice se sont rompues mais restent très localisées.

Le vieillissement a une influence sur la force de rupture en cisaillement : une perte de 26 % est constatée entre le matériau non vieilli et vieilli. La courbe charge-déplacement du matériau vieilli (figure III.25b) présente après la charge maximale une chute de charge en paliers, ce qui n'était pas le cas pour le matériau non vieilli (figure III.25a).

Les fissures longitudinales dans le plan médian constatées pour le matériau non vieilli sont également visibles pour le matériau vieilli mais différent par leur trajet dans le composite (photo III.23). Ces fissures sont débouchantes à l'intérieur des mèches de Silice, synonyme de rupture d'interface du type 1, et vont de mèche en mèche dans le sens longitudinal (figure III.27) . De plus, elles concernent l'ensemble de la maille élémentaire du composite à armure satin de 8 (sept mèches) et se propagent sur plusieurs plis, confirmant les chutes par paliers de la courbe de charge.

Ainsi, le vieillissement des mèches de Silice ou bien des interfaces entre mèches Silice et résine M18 est confirmée ; cette dégradation reste toutefois moins catastrophique en présence de résine M18 que de résine M14, puisque la rupture de mèches longitudinales en flexion n'est pas remarquée.

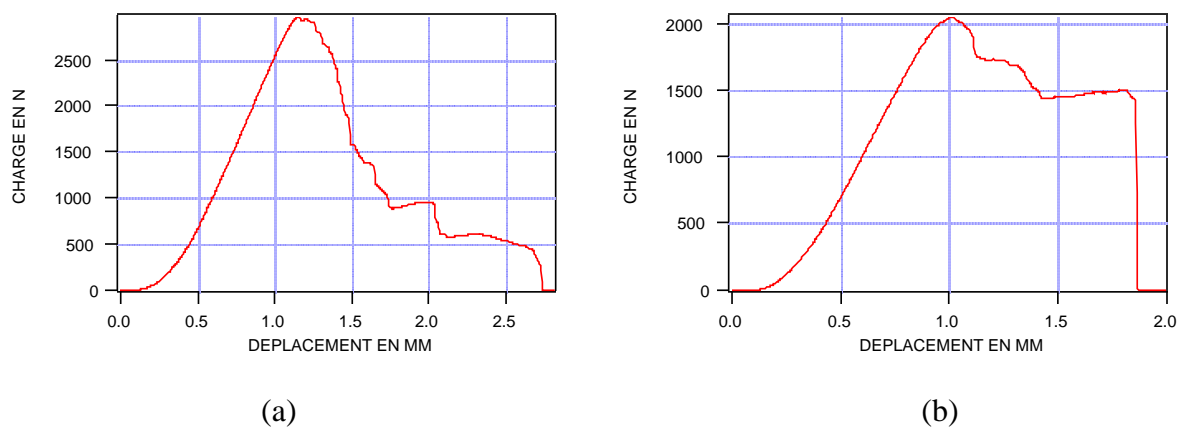
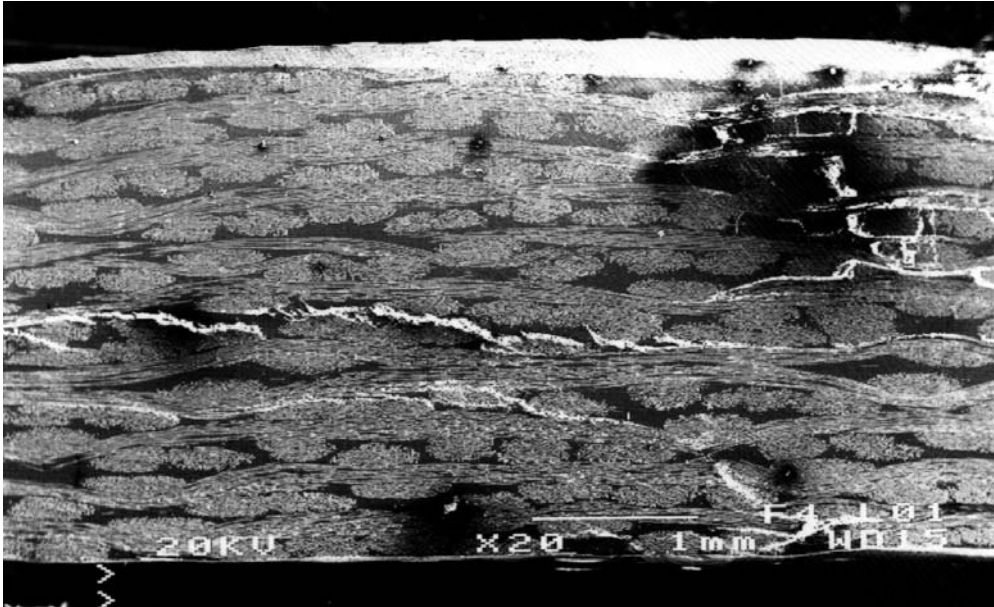
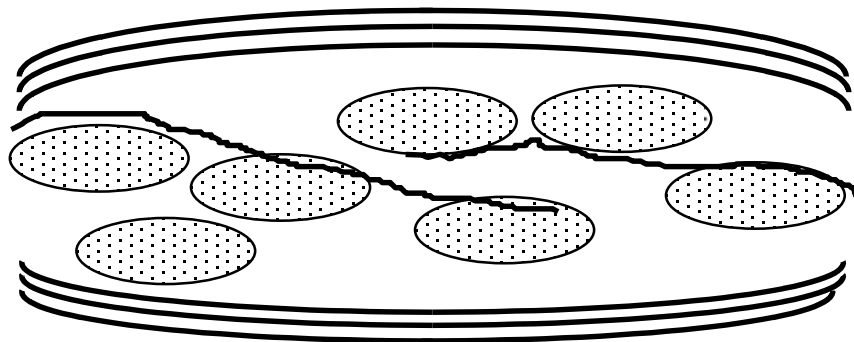


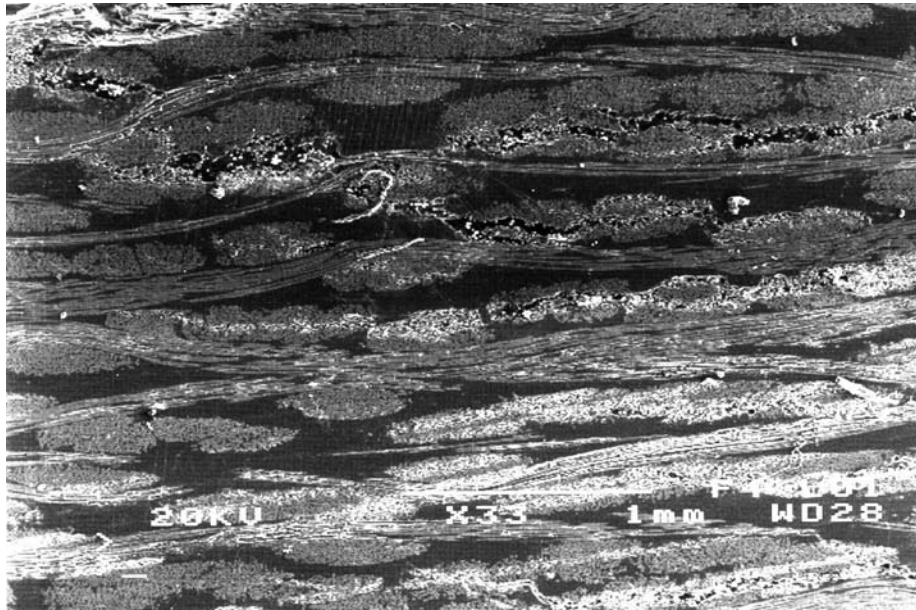
Figure III.25 Courbes charge-déplacement en Cisaillement pour le matériau SAT/M18/SI non vieilli (a) et vieilli (b)



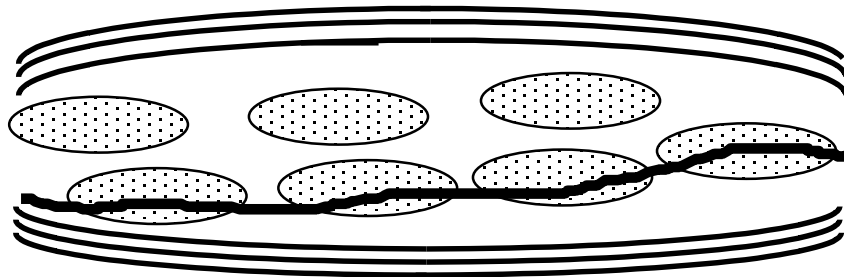
*Photo III.22 Rupture d'interface du type 2
(matériau SAT/M18/SI/NV / essai de cisaillement)*



*Figure III.26 Schématisation de l'endommagement
(matériau SAT/M18/SI/NV / essai de cisaillement)*



*Photo III.23 Fissure longitudinale traversante plusieurs mèches Si
(matériau SAT/M18/SI/V / essai de cisaillement)*



*Figure III.27 Schématisation de l'endommagement
(matériau SAT/M18/SI/V / essai de cisaillement)*

Cas du matériau à armure sergé hybride à résine M14 et fibres Silice et Pe (SERH/M14/PE/SI)

La courbe de charge pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (figure III.27a) présente une évolution non linéaire en fin de chargement et la chute de charge n'est pas brutale. Les observations microscopiques, schématisées sur la figure III.29, indiquent, d'une manière générale, des endommagements localisés au sein des interfaces du type 1 dans les mèches Pe et du type 2 dans les mèches Silice. Les fibres longitudinales Silice assurent leurs rôles de transfert de charge, alors que les fibres longitudinales Pe présentent des déchaussements importants (photo III.24). La photo III.24 révèle aussi la présence de porosités au sein du composite, qui ne sont pas des amorces d'endommagement lors de l'essai. Il est à noter que la propagation de l'endommagement dans le composite SERH/M14/PE/SI non vieilli est semblable à celle observée pour son homologue sergé non hybride (SER/M14/SI non vieilli).

L'endommagement du matériau vieilli n'est plus confiné dans le pli comme pour le matériau non vieilli mais concerne l'épaisseur du composite (photo III.25 et figure III.30). On constate une rupture des fibres longitudinales de Silice, ce qui cause la propagation de la fissure tout au long de l'épaisseur et la présence de quelques fissures transverses dans les mèches de Silice. Comme pour le matériau SER/M14/SI vieilli, cette rupture reste catastrophique, mais en faisant intervenir les interfaces du type 2 dans les mèches Pe, devient moins brutale. L'introduction de mèches Pe dans le matériau hybride entraîne une bifurcation de la fissure, ce qui n'empêche pas une perte de plus de 50% sur la force à la rupture après vieillissement (figure III.27b).

Ces observations confirment le fait qu'après un vieillissement humide et chaud du matériau à résine M14, la fibre de Silice au sein de ce matériau subit une fragilisation qui est au demeurant très pénalisante, puisqu'elle se caractérise par un endommagement très critique et des chutes de propriétés importantes.

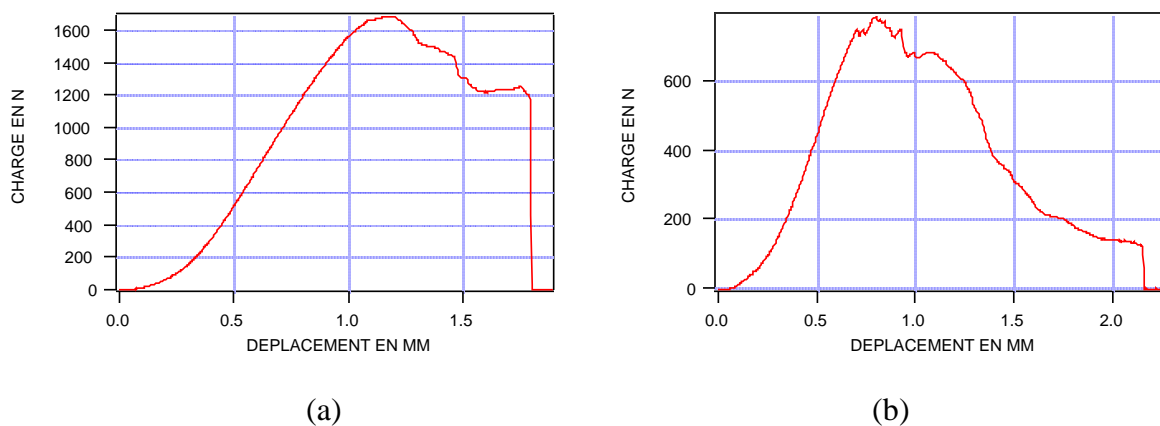


Figure III.28 Courbes charge-déplacement en Cisaillement pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b)



Photo III.24 Rupture d'interface du type 1 dans les mèches Pe et du type 2 dans les mèches Si (matériau SERH/M14/PE/SI/NV / essai de cisaillement).

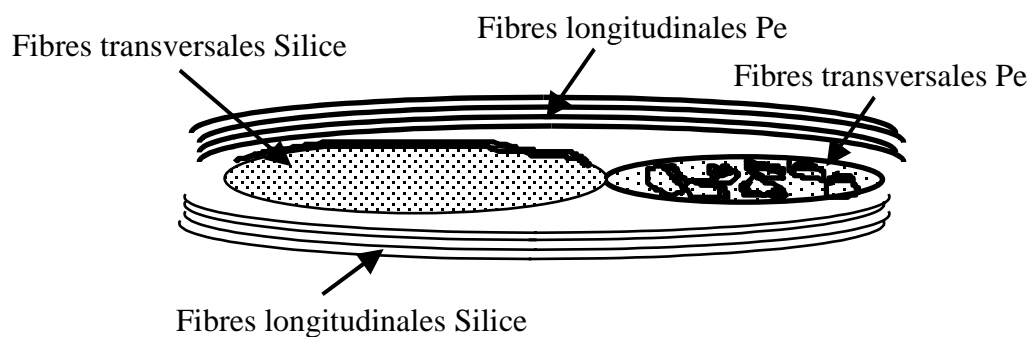


Figure III.29 Schématisation de l'endommagement (matériau SERH/M14/PE/SI/NV / essai de cisaillement)



Photo III.25 Rupture nette des mèches longitudinales (matériau SERH/M14/PE/SI/V / essai de cisaillement).

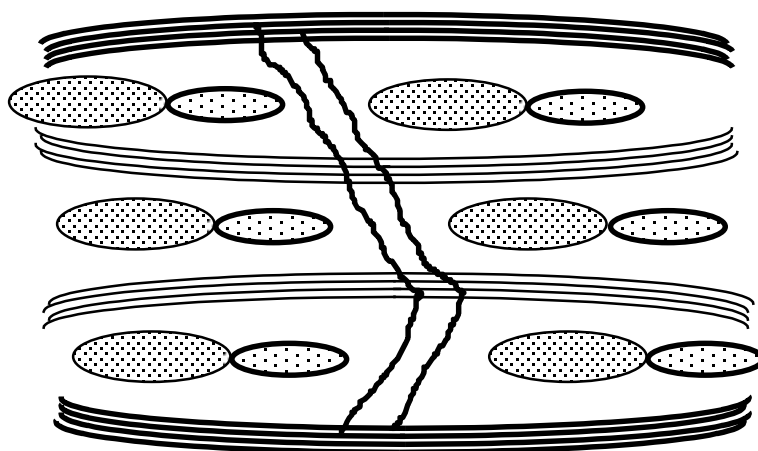


Figure III.30 Schématisation de l'endommagement (matériau SERH/M14/PE/SI/V / essai de cisaillement)

Cas du matériau à armure sergé hybride à résine M18 et fibres Silice et Pe (SERH/M18/PE/SI)

Le vieillissement affecte un peu plus le comportement en cisaillement du matériau SERH/M18/PE/SI par rapport à l'essai de flexion. En effet, l'allure de la courbe charge/déplacement du matériau vieilli est de type fragile avec une chute de charge assez brutale (figure III.31b). Ce constat était prévisible : précédemment lors de l'essai de flexion, le vieillissement avait affaibli les interfaces fibres/résine M18 et cette dégradation ne peut que s'accroître avec la sollicitation de cisaillement.

Or, les observations au MEB n'indiquent pas de différence significative entre les deux matériaux non vieilli et vieilli. Les principaux endommagements sont situés aux interfaces du type 1 dans les mèches Pe ainsi qu'à l'interface du type 2 dans les mèches Silice (photo III.26 et figure III.32). Avec le vieillissement, on retrouve donc les mêmes endommagements mais à un état de contraintes inférieur.

La perte des propriétés à la rupture en cisaillement interlaminaire est de l'ordre de 12%, ce qui permet de déduire, pour ce matériau SERH/M18/PE/SI, que plus les interfaces sont sollicitées (Silice ou Pe) et plus l'effet du vieillissement est prépondérant. Les résultats mécaniques lors des différents essais le confirment :

- pas de perte de la contrainte à la rupture lors de l'essai de traction
- 9 % de perte de la contrainte à la rupture lors de l'essai de flexion
- 9 % de perte du module de cisaillement lors de l'essai de torsion
- 12 % de perte de la contrainte à la rupture lors de l'essai de cisaillement

Les effets du vieillissement sur les matériaux à base de résine M18 sont également perceptibles, principalement au niveau interfacial, mais n'ont bien évidemment rien de comparable avec ceux rencontrés sur les matériaux composés de résine M14, tant sur le plan des propriétés de rupture que sur le plan des mécanismes d'endommagement.

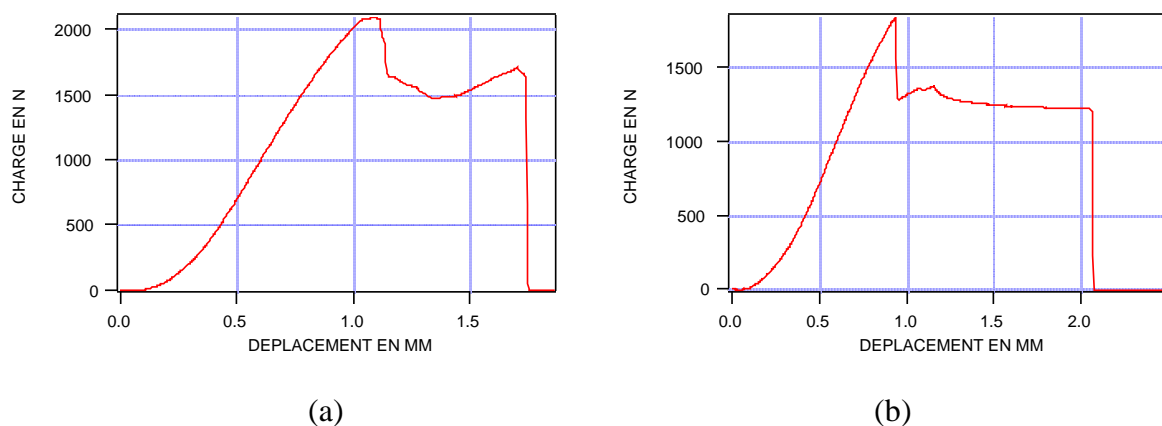


Figure III.31 Courbes charge-déplacement en cisaillement pour le matériau SERH/M18/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b)

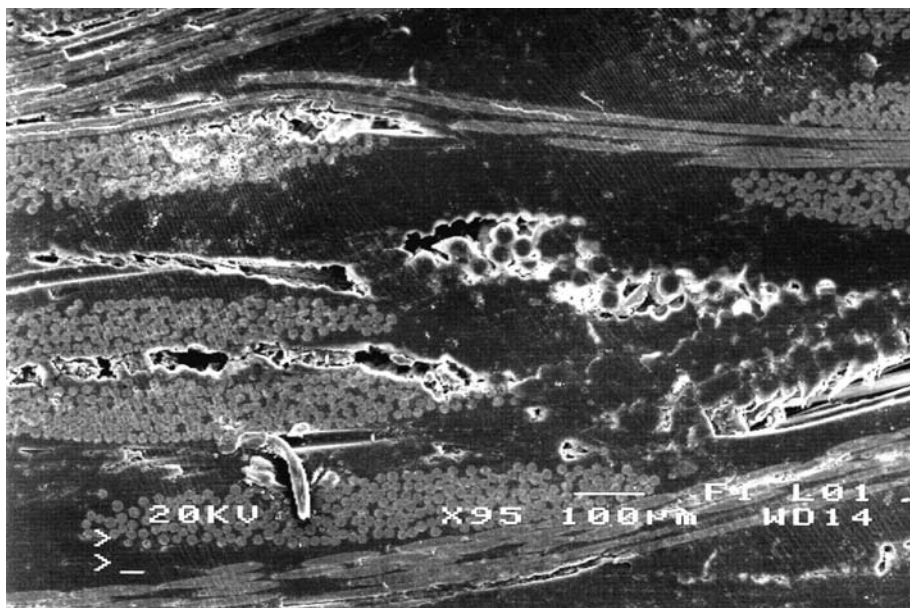


Photo III.26 Rupture d'interface du type 1 dans les mèches Pe et du type 2 dans les mèches Si (matériau SERH/M18/PE/SI NV et V / essai de cisaillement)

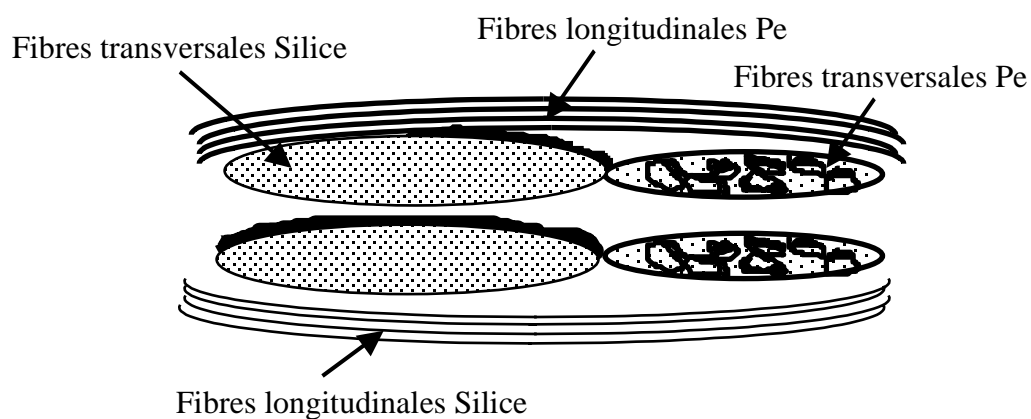


Figure III.32 Schématisation de l'endommagement (matériau SERH/M18/PE/SI NV et V / essai de cisaillement)

III.3.5 Conclusions

L'objectif de ce chapitre III.3 était d'identifier des mécanismes d'endommagement intervenant au sein des composites à renforts tissés non vieillis et vieillis pour des sollicitations de type traction, flexion et cisaillement. L'utilisation d'une méthodologie expérimentale basée sur les techniques de l'émission acoustique associées à celles de la microscopie électronique à balayage a permis de mieux comprendre les phénomènes d'endommagement et d'établir une schématisation du processus de ruine suivant l'armure du composite et la sollicitation. Les résultats « bruts » des essais mécaniques effectués sur les constituants ont été indispensables à la compréhension des endommagements et ont permis de lever des doutes à propos des paramètres témoins de la dégradation.

Les observations ont été menées conjointement sur la nature de la rupture, sur l'allure de la courbe de charge et sur les distributions d'amplitude des émissions acoustiques.

Cette analyse met en évidence le rôle du vieillissement de la résine la plus hydrophile (résine M14) dans la dégradation du matériau et les conséquences occasionnées principalement sur les fibres Silice. La résine ne jouant plus un rôle de « protection » entraîne un vieillissement précoce de la fibre et de l'interface fibre/résine qui se traduit sur le composite par un comportement de type fragile. Ce phénomène de fragilisation ne s'est par contre pas vérifié sur les matériaux à résine M18 qui conserve son rôle de « protection ».

Les distributions en amplitudes des émissions acoustiques concernant les matériaux à résine M14 vieilli montrent l'absence d'évènements centrés autour de 65 dB, caractéristiques de ruptures interfaciales. Ces résultats confirment la mauvaise qualité et la dégradation des interfaces. De plus, placé dans une configuration de cisaillement, le processus de rupture de ce type de matériau se traduit par une rupture en flexion pure malgré le champ de cisaillement prédominant engendré par l'essai. L'analyse de l'ensemble des observations sur matériau vieilli met en évidence la simultanéité des principaux types d'endommagement quel que soit la nature de la sollicitation.

L'hybridation, par l'introduction des fibres Pe, n'intervient pas (ou peu) dans le processus de ruine du matériau, bien que le vieillissement affecte les interfaces (micro-fissurations).

A l'issue de ces observations, il apparaît que le vieillissement bouscule l'ordre chronologique établi à partir d'essais classiques tels que la traction, flexion ou cisaillement sur matériau composite non vieilli.

En effet, nous sommes dans l'impossibilité de quantifier la prépondérance d'un évènement par rapport à un autre, tant le processus de ruine est complexe. Il y a interaction de la rupture matricielle associée à une rupture d'interface inter ou intra mèche et la ruine des fibres Silice et Pe.

Bien que le test de flexion poutre courte ait été spécialement sélectionné afin de privilégier la rupture d'interfaces et de quantifier les contraintes interlaminaires ultimes, la ruine des matériaux vieillis à résine M14 ne s'est pas produite par cisaillement.

D'où l'idée d'essais de délaminage. L'utilisation d'un prédéfaut placé dans le plan médian de l'éprouvette aura pour conséquence d'amorcer des ruptures interlaminaires.

La mesure des énergies permettra de quantifier l'impact du vieillissement sur le délaminage en conséquence sur les interfaces. Les essais de délaminage deviennent donc dans ce cas précis un moyen supplémentaire de caractérisation du matériau.

III.4 Essais de délaminage

III.4.1 Introduction

Le test de délaminage constitue un des moyens de mesures des énergies de ruptures interlaminaires. Ces ruptures peuvent être en mode I (ouverture), en mode II (cisaillement) ou en mode mixte (I+II), qui est la combinaison des deux modes précédents et le cas le plus réaliste.

Il permet également la mesure de la résistance du matériau requise afin d'une part amorcer une fissure préexistante et d'autre part maintenir la propagation de cette fissure. Celle-ci peut être la conséquence d'une porosité, d'un défaut de fabrication, d'un choc bénin (chute d'outil par exemple).

La rupture interlaminaire privilégie la rupture interfaciale soit en mode de clivage, soit en cisaillement ou encore en mode mixte. La rupture de fibres est rare pouvant apparaître simplement lors de la formation de pont de fibres.

Ce type d'essai permettra de quantifier l'impact du vieillissement sur un mode de ruine qui est principalement la rupture d'interface. Les essais étant longs, coûteux et délicats, seul un matériau a été sélectionné. Le choix s'est porté sur le matériau sergé hybride à résine M14 SERH/M14/PE/SI. En fait, il réunit à lui seul deux paramètres importants de l'étude : la sensibilité au vieillissement et l'hybridation de l'armure.

Outre les enseignements qui seront tirés à l'issue de ces tests, les résultats mécaniques (énergies de ruptures) pourront servir dans le futur à la modélisation de la tenue à l'impact de ces structures [A.Poursatip et de D.Delfosse (1995), Benmedhakane (1996)].

III.4.2 Procédure expérimentale

III.4.2.1 Matériau

Le matériau utilisé dans cette étude est un composite à renforts tissés hybrides à base de fibres Silice et Pe et de résine époxyde M14, référencé SERH/M14/PE/SI. Les plaques d'épaisseur 6 mm sont fabriquées par superposition de couches préimprégnées du tissu hybride et mis en œuvre par autoclave. Le prédéfaut est introduit dans la demi-épaisseur des plaques en insérant un film de Téflon d'épaisseur 50 micromètres.

III.4.2.2 Eprouvettes

Les essais statiques sont effectués sur une machine de traction Instron 1186 à une vitesse de 2 mm/mn. Les éprouvettes utilisées diffèrent suivant le mode de délaminage :

- en mode I, le choix se porte sur l'éprouvette DCB (Double Cantilever Beam ou Double Poutre Encastrée) présentée sur la figure III.33 . C'est l'éprouvette la plus utilisée pour l'étude du Mode I.
- en mode II, l'éprouvette ENF (End Notch Flexure) est retenue. Cet essai de délaminage consiste en une flexion trois points sur une éprouvette comportant une fissure débouchante (figure III.34).
- en mode mixte, l'éprouvette MMB (Mixed Mode Bending), qui est une combinaison de l'éprouvette DCB et de l'éprouvette ENF (figure III.35), est la plus appropriée. Elle permet la mesure d'énergies de rupture en délaminage indépendamment de la longueur de fissure. Le principe de l'essai mode mixte

consiste à appliquer un seul effort sur un bras de levier afin d'introduire simultanément un chargement en mode I (ouverture des lèvres de la fissure) et en mode II (glissement des deux lèvres de la fissure).

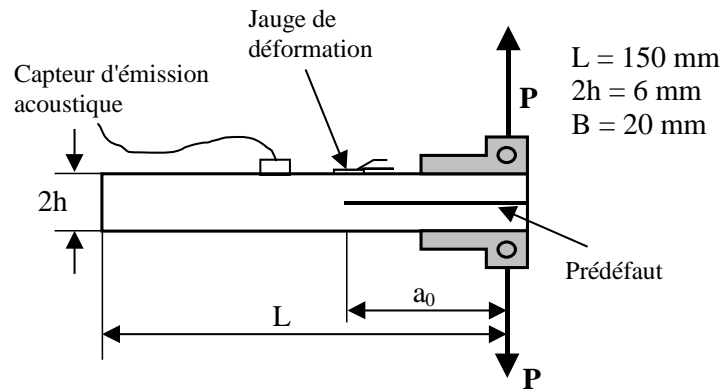


Figure III.33 Eprouvette DCB (Double Cantilever Beam)

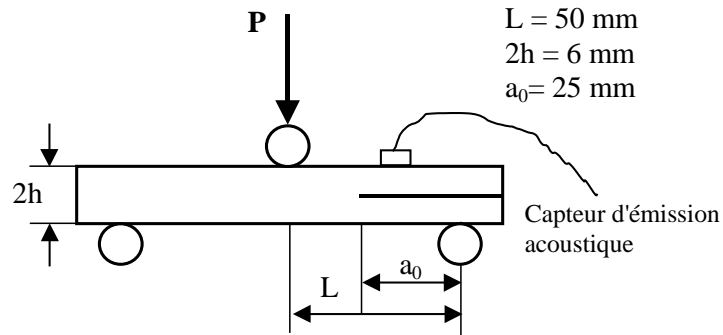


Figure III.34 Eprouvette ENF (End Notch Flexure)

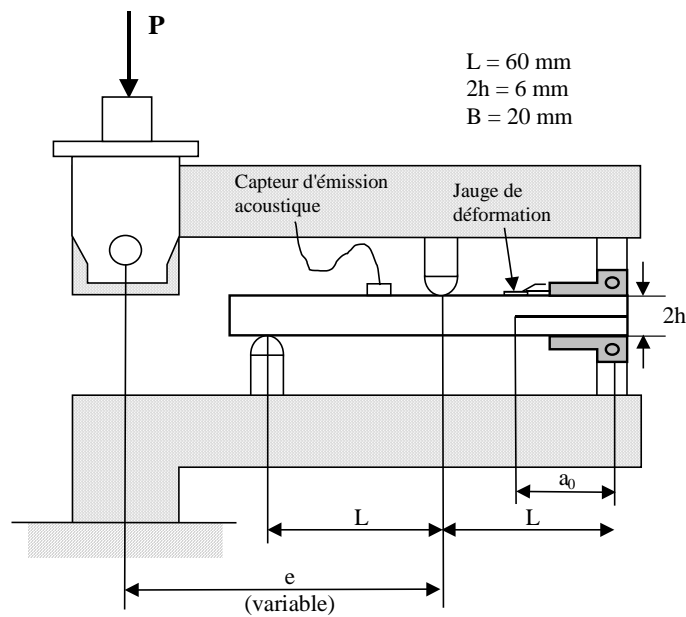


Figure III.35 Eprouvette MMB (Mixed Mode Bending)

Chaque éprouvette testée est dotée d'une jauge de déformation placée en tête de fissure et d'un capteur d'émissions acoustiques. Une chaîne d'acquisition reliée à un ordinateur assure l'enregistrement simultané de la charge P, du déplacement δ , de la déformation et des événements acoustiques. Cette instrumentation permet la détection du point d'amorçage de la fissure. Apparaissant à la fin de la linéarité de la courbe charge-déplacement, la localisation de ce point est confirmée par la réponse de la jauge de déformation ainsi que par le début des événements acoustiques.

III.4.3 Détermination du taux de restitution d'énergie

L'approche énergétique, qui découle de la théorie développée par Griffith (1920) précise la condition suivante :

Pour qu'une fissure subisse un accroissement de longueur « da » dans un matériau fragile soumis à une force perpendiculaire au plan d'entaille, il faut que le bilan énergétique suivant soit satisfait :

$$\frac{1}{B} \frac{d(W - U - T)}{da} = \frac{1}{B} \frac{dF}{da}$$

- W : Travail des forces extérieures
- U : énergie élastique emmagasinée par le système
- T : énergie cinétique
- F : énergie consommée par la propagation de la fissure
- B : longueur de l'éprouvette
- A : longueur de fissure.

Le terme dF/Bda caractérise l'énergie requise à la propagation de la fissure. Il est noté généralement « R » et nommé « résistance à la fissuration du matériau ».

L'amorçage de la fissure est caractérisé par une valeur critique $G_c=R$ appelée *Taux de restitution d'énergie critique (TRE)*.

En faisant abstraction de l'énergie cinétique, G est relié à la compliance du matériau par la relation d'Irwin-Kies (1954, 64),

$$G = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da} \tag{III.1}$$

avec $C = \frac{\delta}{P}$: compliance

δ : déplacement

P : charge correspondant au déplacement δ .

Ainsi, la détermination de G est liée à la connaissance d'une loi de compliance du matériau.

III.4.3.1 Essais de délaminage en Mode I

Par analogie à la théorie des poutres, Berry (1960, 63) proposa la forme suivante de la compliance :

$$C = \frac{a^n}{H} \quad (III.2)$$

où a est la longueur de fissure
 n et H sont des paramètres intrinsèques du matériau

Cette forme de la compliance fût reprise et appliquée par Benzeggagh (1980) dans le cas du délaminage en Mode I des matériaux composites.

Les valeurs de n et H sont obtenues expérimentalement à partir d'essais effectués sur plusieurs éprouvettes de longueur de fissures initiales différentes ; n et H sont respectivement la pente et l'ordonnée à l'origine de la courbe $\ln C = f(\ln a)$.

Ainsi, comme le montre Benzeggagh (1980) dans ses travaux, les paramètres « n » et « H » permettent de tenir compte de tous les phénomènes locaux tel que le cisaillement et la rotation pouvant se produire en tête de fissure.

En substituant la relation de Berry (1960, 63) dans celle d'Irwin-Kies (1954, 64), le TRE est donné par :

$$G_I = \frac{P^2}{2B} \frac{na^{n-1}}{H} = \frac{nP\delta}{2aB} \quad (III.3)$$

Résistance à la propagation d'une fissure : courbe R

La courbe R représente la résistance à la propagation d'une fissure. Elle est définie comme la variation de l'énergie disponible en fonction de l'accroissement de la fissure Δa . Il est donc nécessaire de connaître tout au long du processus de délaminage la longueur de fissure propagée et la valeur de la charge correspondante.

Cette longueur de fissure dite « effective » ne peut être mesurée visuellement car elle représente non seulement la longueur de fissure macroscopique mais également une zone endommagée en tête de fissure.

$$a_{eff} = a_p + r_p$$

r_p : rayon de la zone endommagée (Benzeggagh 1980)

a_p : longueur de fissure propagée.

Il est donc nécessaire de pouvoir recalculer cette longueur effective de fissure. Elle est donc évaluée à partir de la compliance proposée par Berry, en fonction de la charge P_p et du déplacement δ_p lors de la propagation :

$$C = \frac{\delta_p}{P_p} = \frac{a_{eff}^n}{H} \quad \text{soit} \quad a_{eff} = \left(H \frac{\delta_p}{P_p} \right)^{1/n}$$

L'énergie de propagation est alors donnée par :

$$G_{I_p} = \frac{P_p^2}{2B} \frac{na_{eff}^{n-1}}{H} \quad (III.4)$$

III.4.3.2 Essais de délaminage en Mode II

L'analyse classique de la théorie des poutres permet d'exprimer, pour l'éprouvette de type ENF, une compliance de forme [Russel et al. (1982, 85, 87)] :

$$C = \frac{\delta}{P} = \frac{2L^3 + 3a^3}{8E_1 B h^3} \quad (\text{III.5})$$

avec P : charge appliquée a : longueur de fissure
 B : largeur de l'éprouvette δ : déplacement
 E₁ : module de flexion h : demi-épaisseur de la poutre

A partir de la relation d'Irwin-Kies (1954, 64), le taux de restitution d'énergie G_{II} en mode II est donné par :

$$G_{II} = \frac{9P^2 a^2}{16E_1 B^2 h^3} \quad (\text{III.6})$$

III.4.3.3 Essais de délaminage en Mode Mixte

L'éprouvette MMB (Mixed Mode bending) est définie par la combinaison de l'éprouvette DCB (mode I) et de l'éprouvette ENF (mode II). Ainsi, le taux de restitution d'énergie totale G_T est la somme des énergies de chacun des modes. Soit, G_T = G_I + G_{II}.

Crew et al. (1988) ont déterminé les relations du taux de restitution d'énergie en mode I et en mode II et déduit un rapport modal G_I/G_{II} égal à :

$$\frac{G_I}{G_{II}} = \frac{4}{3} \left(\frac{3e - L}{e + L} \right)^2 \quad C \geq L/3 \quad (\text{III.7})$$

Le taux de participation du mode II par rapport à l'ensemble du processus est donné par :

$$\frac{G_{II}}{G_T} = \frac{3(e + L)^2}{3(e + L)^2 + 4(3e - L)^2} \quad C \geq L/3 \quad (\text{III.8})$$

Ce rapport est indépendant de la charge et de la longueur de fissure. En faisant varier la longueur e (figure III.35), le montage MMB permet de balayer un rapport modal G_{II}/G_T de 0 à 100%, c'est-à-dire du mode I pur jusqu'au mode II pur.

La détermination du TRE en mode mixte nécessite la connaissance de la loi de compliance pour chaque rapport modale. Celle ci peut être exprimée par la relation C = α + βa³ [Aboura (1992), Benzeggagh et al. (1993)] où α et β sont des paramètres du matériau dépendant du rapport modal considéré.

Le TRE critique est alors obtenu par :

$$G_{Tc} = \frac{3P_c^2 \beta a^2}{2B} \quad (\text{III.9})$$

La loi de compliance permet de calculer la longueur de fissure effective et l'énergie de propagation pour une charge P_p et un déplacement δ_p :

$$C = \alpha + \beta a_{eff}^3$$

$$\text{Soit } a_{eff} = \sqrt[3]{\frac{\delta_p / P_p - \alpha}{\beta}} \text{ et } G_{T_p} = \frac{3P_p^2 \beta a_{eff}^2}{2B} \quad (\text{III.10})$$

III.4.4 Etude d'un sergé hybride en Mode I

Les essais de délaminage en mode I ont été menés à partir d'éprouvettes de type DCB (figure III.33) à une vitesse de 2 mm/mn sur des éprouvettes dont la longueur du prédéfaut varie de 25 à 45 mm. Chaque éprouvette a été dotée de jauge de déformation placée en tête de fissure ainsi que d'un capteur des événements acoustiques.

III.4.4.1 Détermination du TRE à l'amorçage

Le point d'amorçage se caractérise par l'apparition d'endommagement (microscopique ou macroscopique) en tête de fissure. A partir de l'instrumentation mise en place, le choix de ce point se déduit de la réponse des trois paramètres mesurés, c'est-à-dire, la charge, la déformation et le cumulé des émissions acoustiques.

Deux points seront considérés dans cette étude :

- le point de fin de linéarité de la réponse de la jauge de déformation confirmé par le changement de l'allure de la courbe de charge et du cumulé des émissions acoustiques. Ce point est appelé « amorçage microscopique » (figures III.37a et III.37b).
- le point « d'amorçage macroscopique » correspondant au premier décrochement macroscopique de la charge (chute significative de la charge). Cet amorçage s'accompagne d'une intense activité des émissions acoustiques et donc d'un changement d'allure de la réponse du cumulé de ces événements acoustiques.

Les figures III.36a et III.36b présentent respectivement l'évolution logarithmique de la compliance en fonction de la longueur de fissure dans le cas du matériau non vieilli et vieilli.

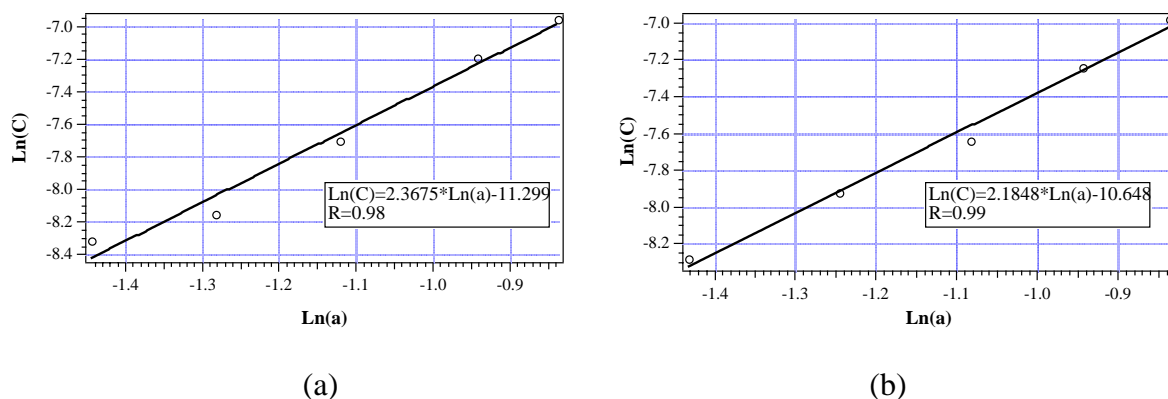


Figure III.36 Calibration de la compliance pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b)

Le tableau suivant présente les valeurs de n et H pour les deux matériaux obtenues respectivement à partir de la pente et l'ordonnée à l'origine des courbes précédentes :

	SERH/M14/PE/SI NV	SERH/M14/PE/SI V
n	2.3675	2.1848
H (N.mmⁿ⁻¹)	80740.8	42108.3

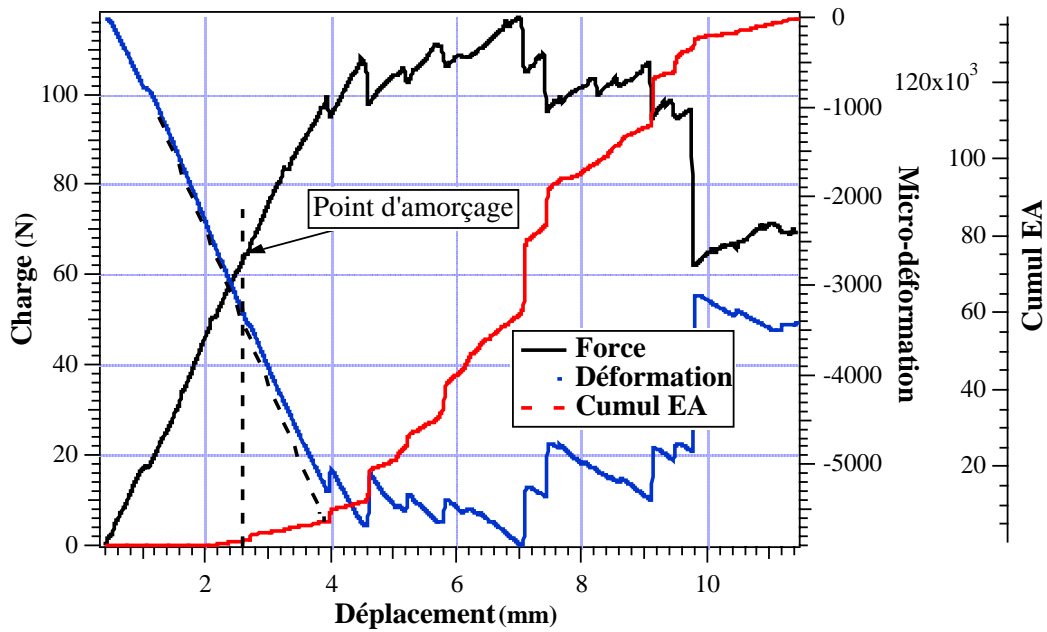
Tableau III.1 Valeurs de n et H pour le matériau SERH/M14/PE/SI

Le tableau III.2 présente les valeurs du taux de restitution d'énergie à l'amorçage microscopique G_{Ic} calculées par la relation III.3 pour le matériau sergé hybride non vieilli et vieilli. On constate que le vieillissement du composite a pour effet de faire chuter de plus de 56 % le taux de restitution d'énergie G_{Ic} . En effet, les premiers endommagements caractérisés par l'apparition de la non-linéarité sur les courbes de charge et de déformation et du début des événements acoustiques apparaissent beaucoup plutôt pour le matériau vieilli. Cette différence de comportement est forcément liée au comportement de la résine et des interfaces fibres/résine en tête de fissure qui se dégradent en raison des conditions de vieillissement.

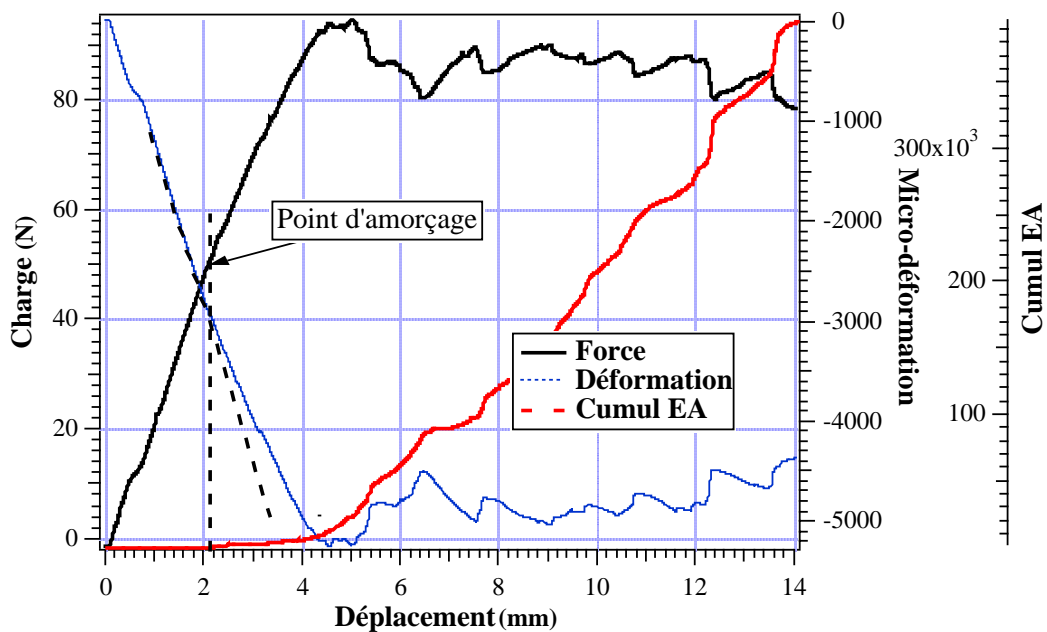
Longueur de fissure Initiale a_0 (mm)	G_{Ic} (J/m²) Non Vieilli	G_{Ic} (J/m²) Vieilli
25	374.6	112.0
30	290.0	140.3
35	308.7	138.8
40	260.8	141.1
45	303.1	218.1 *
Valeurs Moyennes	307.4 ± 41.9 (Ecart type : 13.6 %)	133.1 ± 14.1 (Ecart type : 10.6 %)

Tableau III.2 Taux de restitution d'énergie à l'amorçage microscopique G_{Ic} pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode I

(les valeurs précédées d'une * n'ont pas été prises en compte dans le calcul de la moyenne).



(a)



(b)

Figure III.37 Détermination du point d'amorçage pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b)
Courbes charge, déformation et cumul des EA en fonction du déplacement

III.4.4.2 Détermination des énergies de propagation

Après amorçage microscopique correspondant à une phase d'incubation de l'endommagement localisé en fond de fissure, la courbe de charge présente un maximum correspondant au point dit « amorçage macroscopique ». Le tableau III.3 présente les valeurs

des taux de restitution d'énergie $G_{I_{max}}$ pour le matériau non vieilli et vieilli. La différence entre non vieilli et vieilli est moins accentuée par rapport à l'amorçage microscopique mais est toujours importante (de l'ordre de 20 %).

Ce même écart est vérifié sur le taux de restitution d'énergie de propagation G_{I_p} entre le matériau non vieilli et vieilli (tableau III.4). Cet écart peut certainement s'expliquer en partie par la dégradation de la résine M14 dont les propriétés mécaniques chutent de 30 % avec le vieillissement, comme nous l'avons vu au chapitre I.

L'hybridation n'affecte pas les résultats des ces énergies, en effet les travaux de Benmedakhene (1996) sur un composite à armure sergé verre E/epoxy présentent des résultats en mode I très comparables à ceux mesurés sur le SERH/M14/PE/SI non vieilli.

Longueur de fissure Initiale a_0 (mm)	$G_{I_{max}}$ (J/m ²) <i>Non Vieilli</i>	$G_{I_{max}}$ (J/m ²) <i>Vieilli</i>
25	632.2	512.5
30	694.8	590.1
35	721.1	631.4
40	658.6	471.9
45	755.0	673.2 *
Valeurs Moyennes	692.3 ± 48.8 (Ecart type : 7.1 %)	551.5 ± 72.4 (Ecart type : 13.1 %)

Tableau III.3 Taux de restitution d'énergie à l'amorçage macroscopique $G_{I_{max}}$ pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode I

(les valeurs précédées d'une * n'ont pas été prises en compte dans le calcul de la moyenne).

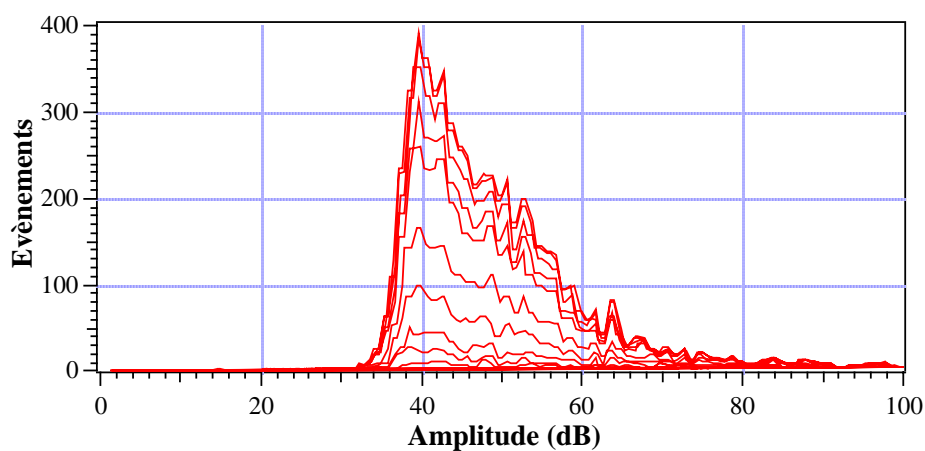
Longueur de fissure Initiale a_0 (mm)	G_{I_p} (J/m ²) <i>Non Vieilli</i>	G_{I_p} (J/m ²) <i>Vieilli</i>
25	900	715
30	1250	875
35	1050	969
40	1100	581
45	1000	/
Valeurs Moyennes	1060 ± 130 (Ecart type : 12.2 %)	810 ± 195 (Ecart type : 24.1 %)

Tableau III.4 Taux de restitution d'énergie de propagation G_{I_p} pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode I

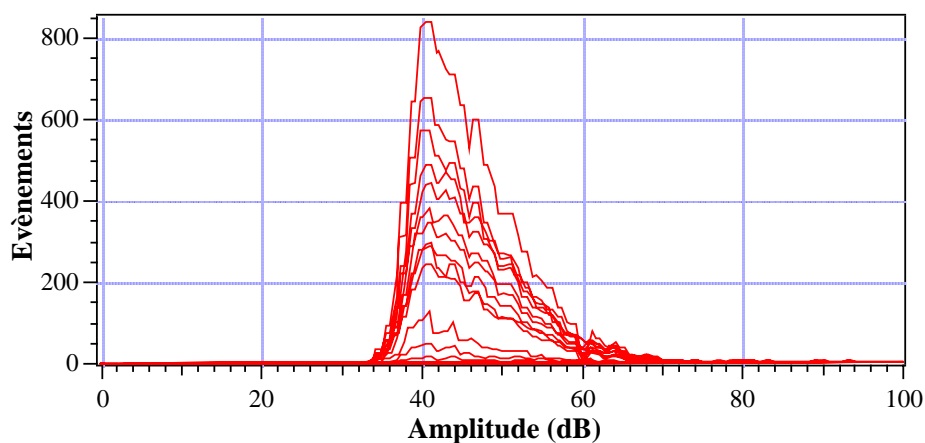
En ce qui concerne le processus de rupture des deux matériaux, les courbes charge-déplacement montrent des allures différentes lorsque la fissure se propage après la chute de charge. Le composite sergé hybride non vieilli (figures III.37a et III.39a) présente une rupture en dents de scie avec beaucoup d'instabilités et des chutes de charge importante. Ce comportement est caractéristique d'une propagation de fissure dans un matériau composite à renfort tissé. Les travaux d'Aboura (1993) ont montré que la différence locale de rigidité au sein des composites à renforts tissés engendrait des instabilités plus ou moins importantes selon la nature de la résine et la qualité des interfaces. Par contre la courbe de charge du

matériau vieilli (figures III.37b et III.39b) présente une allure différente avec des instabilités nettement plus atténuées que la matériau précédent. Ce phénomène confirme la modification du comportement de la résine avec le vieillissement mais suppose également une modification notable du comportement interfacial.

Les distributions des amplitudes d'émissions acoustiques de ces deux matériaux montrent également des écarts (figures III.38a et III.38b). Concentrées autour de 40 et 50 dB, les distributions se distinguent par la présence d'un pic à 65 dB lié à des ruptures d'interfaces pour le matériau non vieilli. L'absence de ce pic pour le matériau vieilli indique la mauvaise qualité interfaciale engendrée par le vieillissement. Ce comportement ne fait que confirmer les constats déjà établis. Par contre ce phénomène va à l'encontre des valeurs de TRE à l'amorçage macroscopique et en propagation. La différence de 20 % entre le matériau non vieilli et vieilli semble faible compte de ce qui vient d'être dit. Ce doute devra être levé après analyse des résultats des essais en mode mixte.

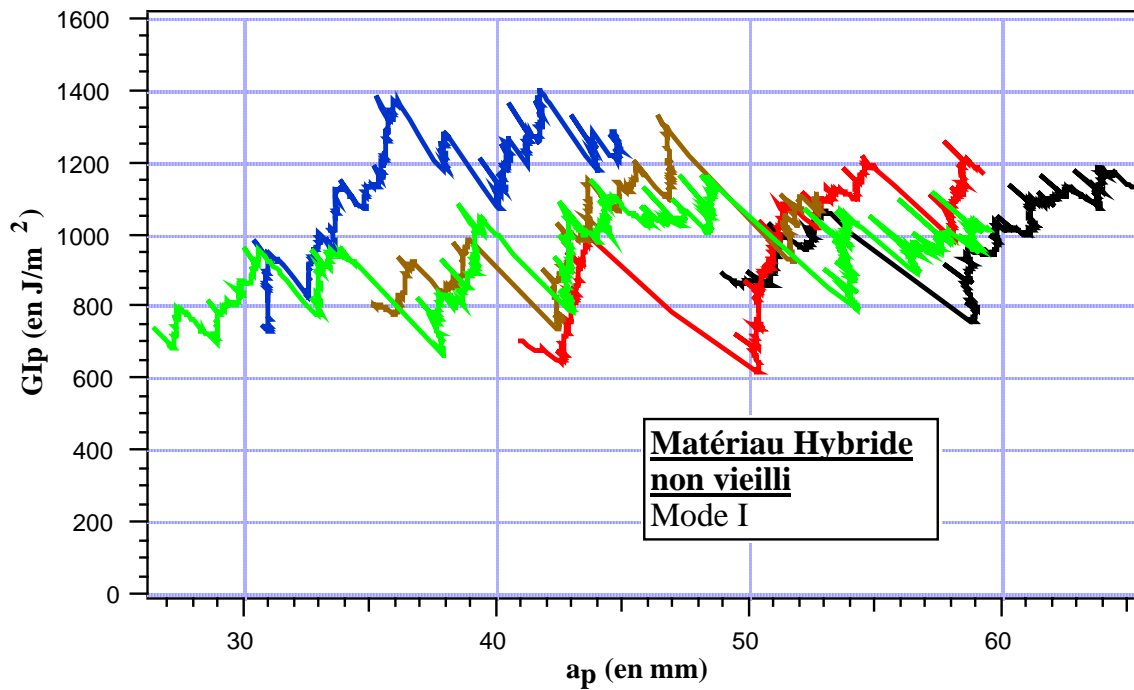


(a)

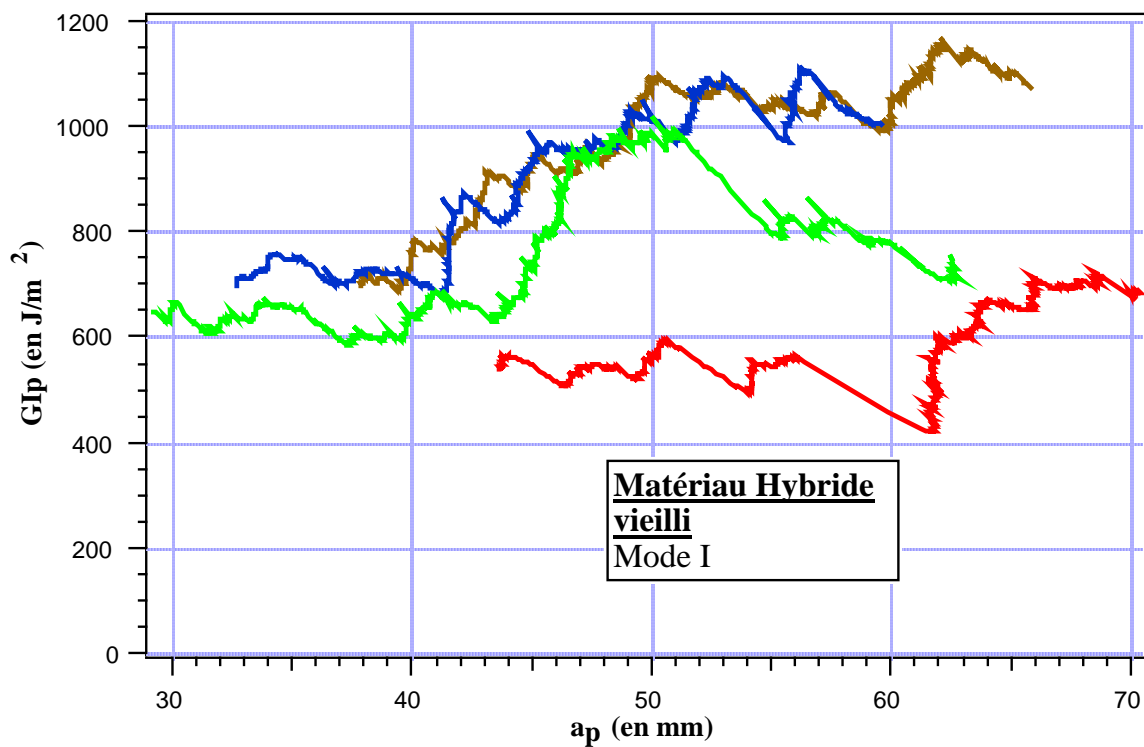


(b)

Figure III.38 Distribution d'amplitude pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b) en mode I



(a)



(b)

Figure III.39 Courbe R en mode I pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b)

III.4.5 Etude d'un sergé hybride en Mode II

Les essais en mode II à une vitesse de 2 mm/mn ont été effectués sur des éprouvettes ENF, dont les caractéristiques géométriques et les relations des différentes grandeurs sont données dans les paragraphes III.4.2.2 et III.4.3.2 respectivement.

Les points d'amorçage sont caractérisés comme précédemment, c'est-à-dire par la fin de linéarité des réponses charge et déformation et par le début du cumulé des émissions acoustiques en ce qui concerne l'amorçage microscopique. La charge maximum indique le point d'amorçage macroscopique. Les résultats obtenus sont présentés dans les tableaux III.5 et III.6 et les figures III.40a et III.40b. La différence entre non vieilli et vieilli est plus accentuée par rapport au mode I, puisque des écarts de 55 % et 67 % ont été constatés entre les taux de restitution d'énergie G_{IIc} et $G_{II\max}$.

Là aussi l'hybridation n'a pas de conséquence sur la tenue en mode II de ce matériau non vieilli ; les résultats de $G_{II\max}$ obtenus (1295 J/m²) sont identiques, compte tenu de la dispersion, à ceux mesurés par Benmedakhene (1996) sur un composite sergé verre E/epoxy (1190J/m²).

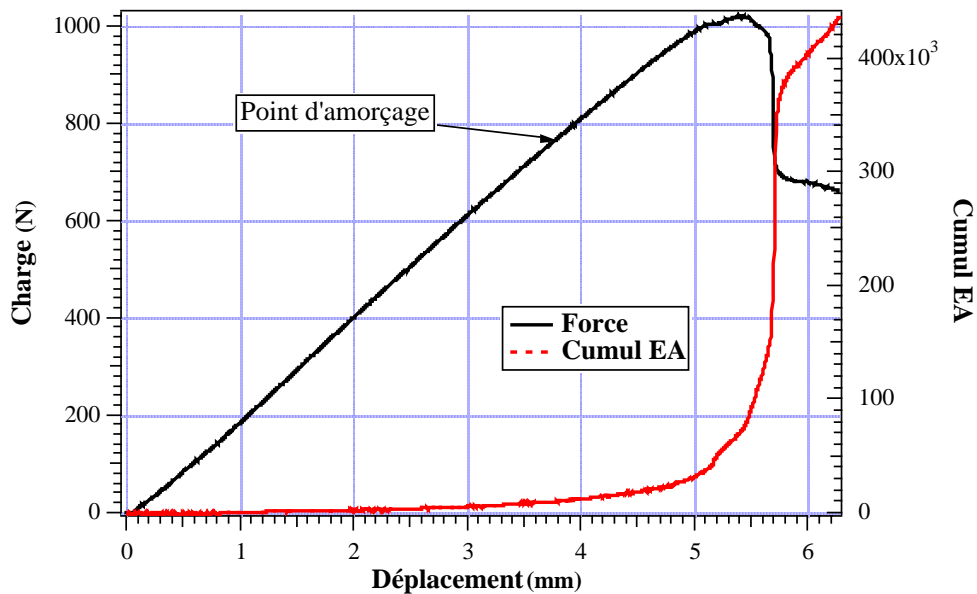
Longueur de fissure Initiale a_0 (mm)	G_{IIc} (J/m ²) Non Vieilli	G_{IIc} (J/m ²) Vieilli
25	554.1 *	316.4 *
25	446.9 *	355.2
25	565.1	266.1 *
25	734.5	224.1
Valeurs Moyennes	649.8 ± 119.7 (Ecart type : 18.4 %)	289.6 ± 57.4 (Ecart type : 19.2 %)

Tableau III.5 Taux de restitution d'énergie à l'amorçage microscopique G_{IIc} pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode II

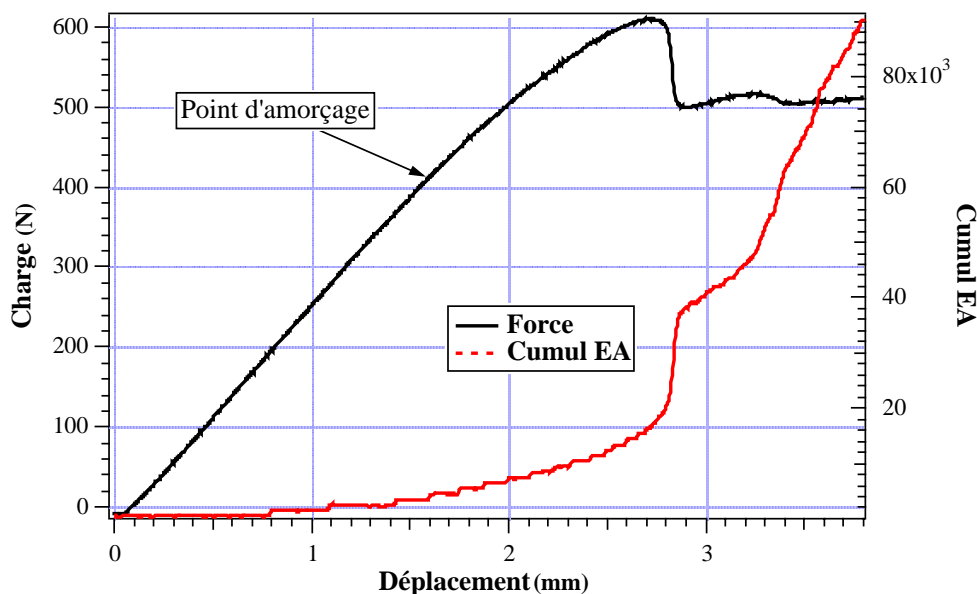
Longueur de fissure Initiale a_0 (mm)	$G_{II\max}$ (J/m ²) Non Vieilli	$G_{II\max}$ (J/m ²) Vieilli
25	867.0 *	745.8 *
25	740.1 *	520.9
25	1293.7	939.7 *
25	1296.9	333.9
Valeurs Moyennes	1295.3 ± 2.3	427.4 ± 132.2 (Ecart type : 30.9 %)

Tableau III.6 Taux de restitution d'énergie à l'amorçage macroscopique $G_{II\max}$ pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode II

Les valeurs précédées d'une * n'ont pas été prises en compte dans le calcul de la moyenne. En effet, pour certains essais en mode II, une bifurcation de la propagation de la fissure dans l'épaisseur du composite a été constatée. Pour le matériau non vieilli, cela c'est traduit par une propagation de la fissure hors du plan médian de l'éprouvette alors que pour la configuration vieilli il y a eu rupture du bras inférieur de l'éprouvette mettant en évidence la grande fragilité des fibres de silices.



(b)



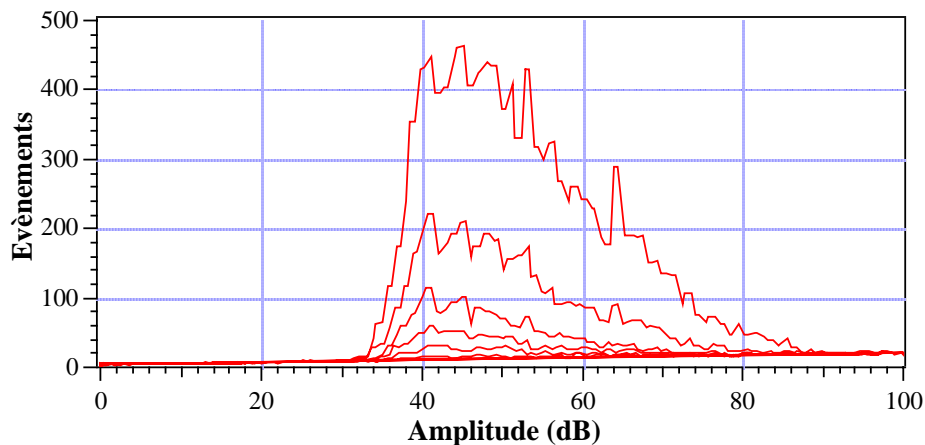
(b)

Figure III.40 Détermination du point d'amorçage pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b) Courbes charge et cumul des EA en fonction du déplacement

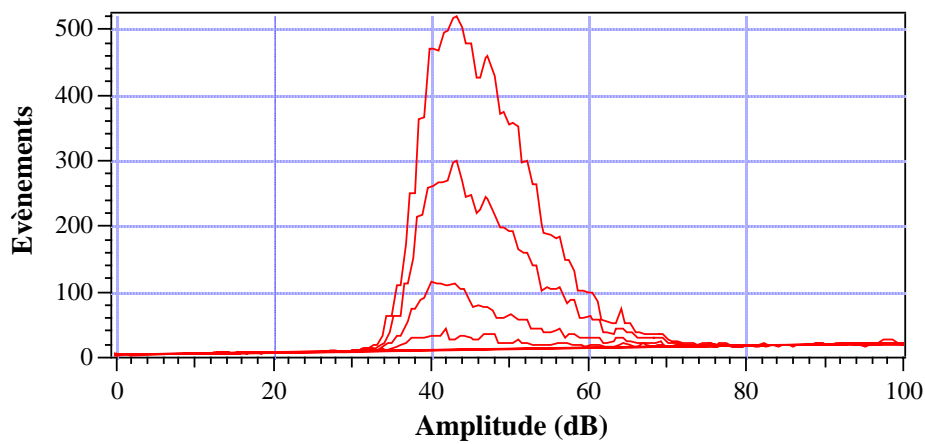
Les courbes de charge-déplacement présentent aussi des différences entre matériau non vieilli (figure III.40a) et matériau vieilli (figure III.40b). Le cumul des émissions acoustiques indique un endommagement plus précoce pour le matériau soumis à un vieillissement. L'allure de la courbe charge-déplacement se différencie également avec le vieillissement par une non-linéarité plus prononcée.

Les distributions d'amplitude du matériau non vieilli (figure III.41a) montrent que la phase de non-linéarité est caractérisée par des micro-fissurations localisées au sein de la résine (4 premiers pics, amplitudes entre 40 et 60 dB). La 5^{ème} distribution, correspondant à la chute de

charge, se traduit par une augmentation assez nette des amplitudes à 65 dB, synonyme de rupture d'interfaces. Pour le matériau vieilli (figure III.41b), la micro-fissuration de la résine explique la non-linéarité de la courbe charge-déplacement (2 premières distributions) et s'accroît après la chute de charge (2 dernières distributions). Là aussi l'absence de participation de ruptures interfaciales est remarquée. La nature même de cet essai devrait solliciter frottement les interfaces en cisaillement, or la réponse de la distribution d'amplitude indique que ces dernières sont inexistantes dans le processus de rupture. Le vieillissement les a totalement dégradées.



(a)



(b)

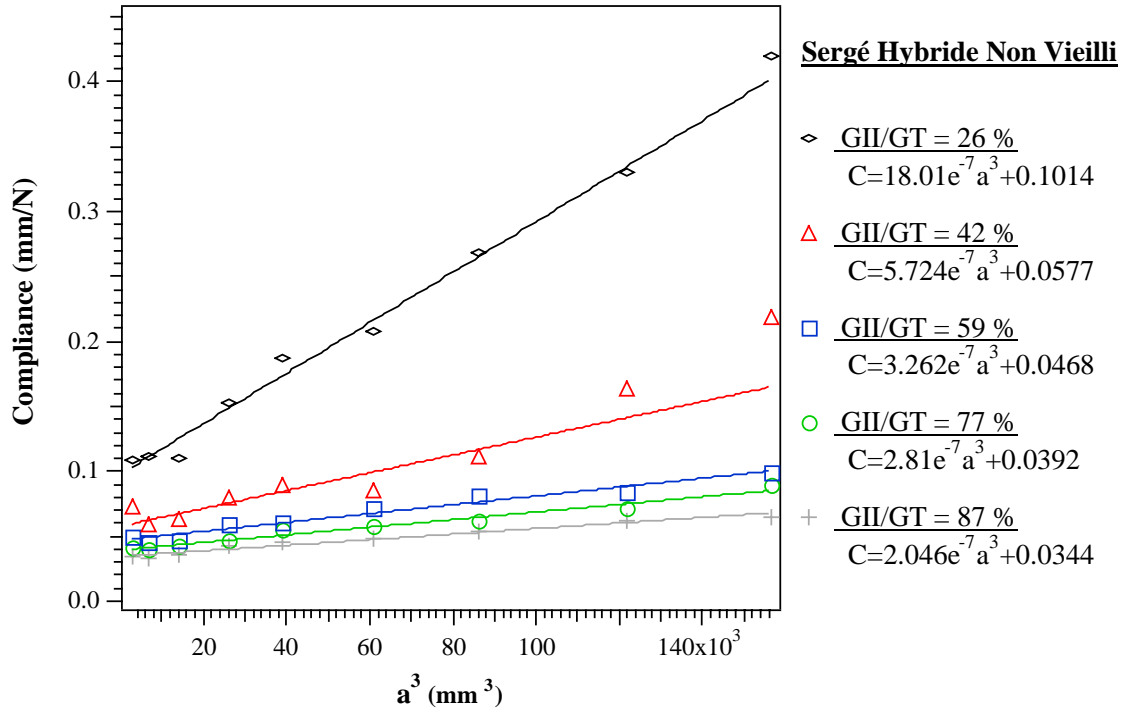
Figure III.41 Distribution d'amplitude pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b) en mode II

III.4.6 Etude d'un sergé hybride en Mode Mixte

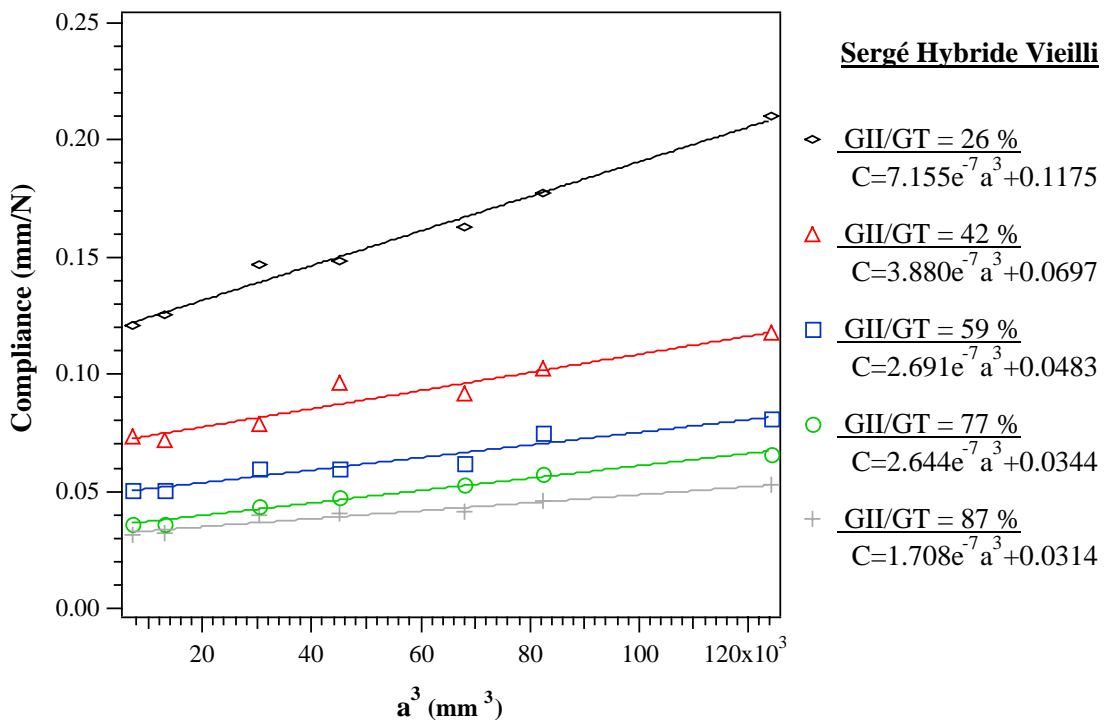
Les essais effectués sur éprouvettes MMB ont été menés sur les matériaux non vieillis et vieillis à une vitesse de 2 mm/mn. Cinq rapports modaux G_{II}/G_T ont été choisis (26, 43, 59, 77 et 87 %).

III.4.6.1 Détermination des TRE

Les figures III.42a et III.42b présentent les évolutions des compliances en fonction des longueurs de fissures pour des rapports modaux G_{II}/G_T allant de 26% à 87%.



(a)



(b)

Figure III.42 Evolution de C en fonction de a^3 suivant différents rapports modaux pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli (a) et vieilli (b)

Comme pour le mode I et le mode II, les points d'amorçage microscopique et macroscopique seront identifiés : l'enregistrement simultané de la charge, du déplacement, de la déformation et du cumul de l'activité acoustique nous permet de détecter précisément l'amorçage microscopique (fin de linéarité) et l'amorçage macroscopique (1^{ère} chute de charge).

Après avoir calibrer la compliance pour chaque rapport modal (figure III.42), le taux de restitution d'énergie à l'amorçage est déterminé par la relation III.9 d'Irwin-Kies alors que le taux de restitution d'énergie de propagation est calculé par la relation III.10. Les tableaux III.7, III.8 et III.9 résumant les valeurs de G_{Tc} , G_{Tmax} et G_{Tp} en fonction du rapport modal G_{II}/G_T .

G_{II}/G_T (%)	G_{Tc} (J/m ²)	G_{Tc} (J/m ²)
	<i>Non Vieilli</i>	<i>Vieilli</i>
0 (mode I)	307.4 (41.9)	133.1 (14.1)
26	424.8 (125.6)	134.5 (12.2)
43	394.5 (55.2)	199.2 (24.6)
59	455.9 (22.7)	246.1 (20.7)
77	518.6 (209.1)	
87	562.6 (24.2)	
100 (mode II)	649.8 (119.7)	289.6 (57.4)

Tableau III.7 Taux de restitution d'énergie à l'amorçage microscopique G_{Tc} pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode mixte

G_{II}/G_T (%)	G_{Tmax} (J/m ²)	G_{Tmax} (J/m ²)
	<i>Non Vieilli</i>	<i>Vieilli</i>
0 (mode I)	692.3 (48.8)	551.5 (72.4)
26	654.9 (118.1)	172.2 (10.8)
43	708.9 (114.5)	252.4 (24.7)
59	853.6 (73.7)	350.2 (9.7)
77	1366.9 (139.6)	
87	1381.8 (113.3)	
100 (mode II)	1295.3 (2.3)	427.4 (132.2)

Tableau III.8 Taux de restitution d'énergie à l'amorçage macroscopique G_{Tmax} pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode mixte

G_{II}/G_T (%)	G_{Tp} (J/m ²)	G_{Tp} (J/m ²)
	<i>Non Vieilli</i>	<i>Vieilli</i>
0 (mode I)	1060 (130)	810 (195)
26	1500 (100)	608 (80)
43	1700 (173)	650 (8)
59	1566 (153)	666 (57)
77	2166 (251)	
87	2366 (208)	
100 (mode II)		

Tableau III.9 Taux de restitution d'énergie de propagation G_{Tp} pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli et vieilli en mode mixte

Il est à noter que le matériau vieilli a présenté des ruptures de bras inférieurs lors des essais pour des rapports modaux de 77 et 87%. La ruine s'est produite par rupture des fibres de silice en flexion. Ce constat rejoint les comportements de ce matériau en mode II pur. De ce fait, les valeurs d'énergies pour ces rapports modaux n'ont pu être mesurées.

Les figures III.43 et III.44 présentent l'évolution des courbes R pour les différents rapports modaux. Il apparaît d'une manière générale que ces courbes présentent un palier avec un comportement nettement plus instable pour le matériau non vieilli par rapport à son homologue vieilli.

L'ensemble de ces résultats nous permet d'aborder l'identification des paramètres du critère semi-empirique de rupture en Mode Mixte (I+II) établi par Gong et al. (1992, 93).

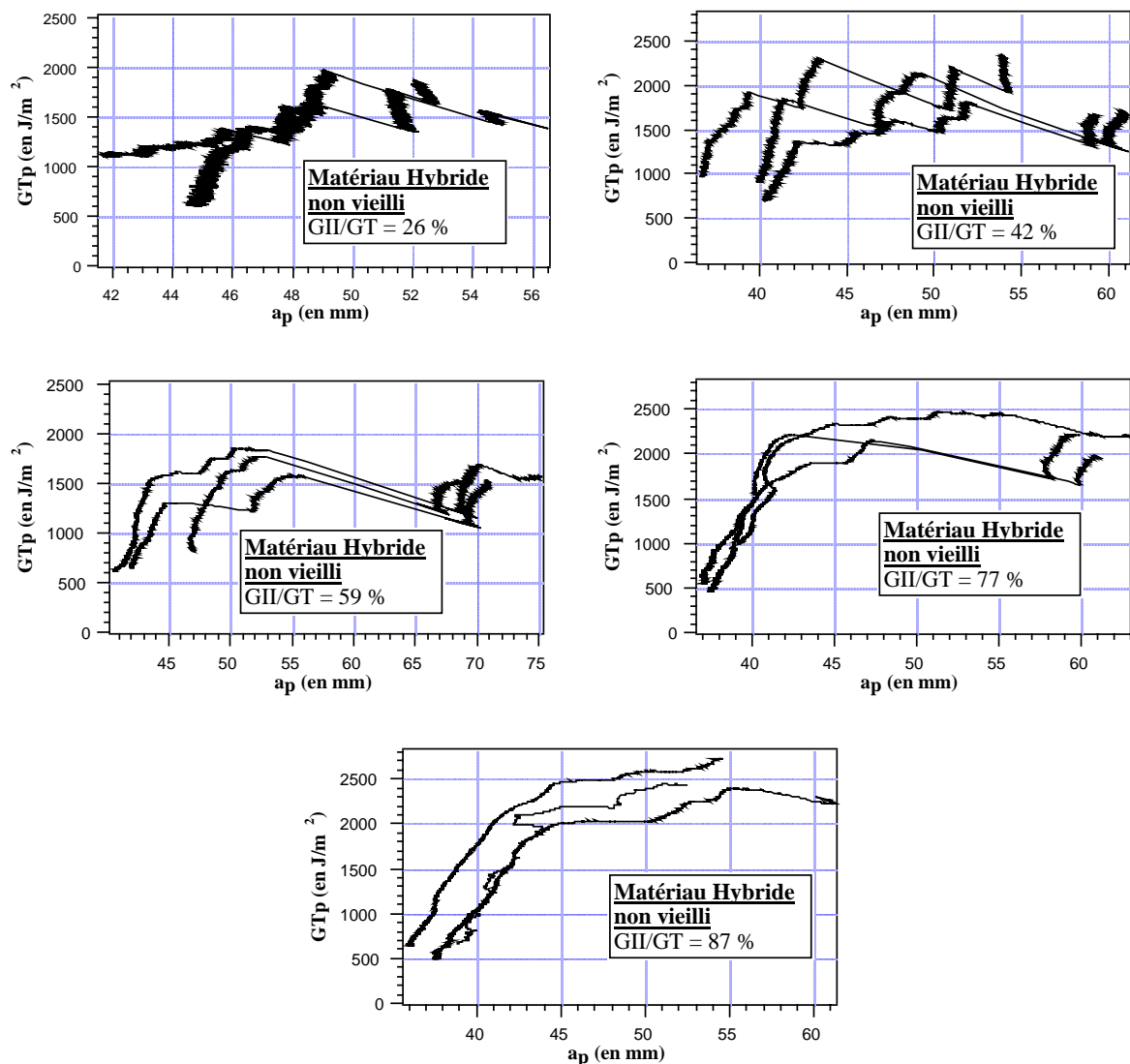


Figure III.43 Courbe R du matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli pour différents rapports modaux

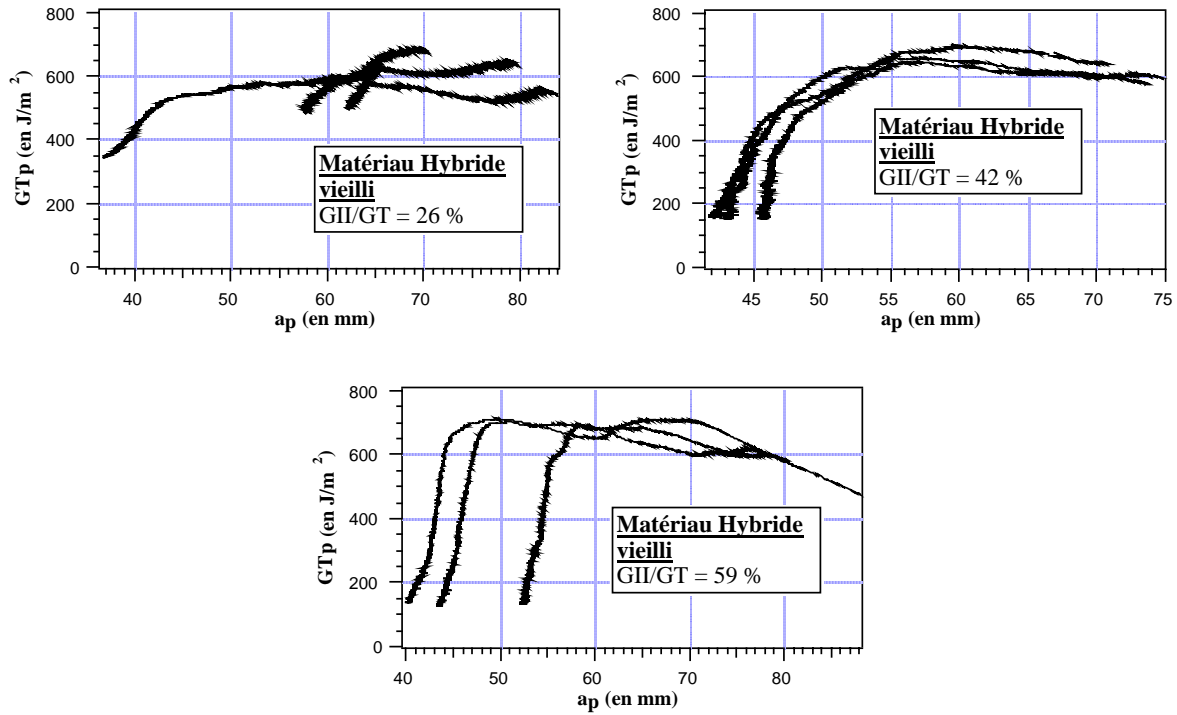


Figure III.44 Courbe R du matériau SERH/M14/PE/SI vieilli pour différents rapports modaux

III.4.6.2 Application d'un critère semi-empirique

Gong et al. (1992, 93) ont donc proposé un critère de rupture en mode mixte de la forme :

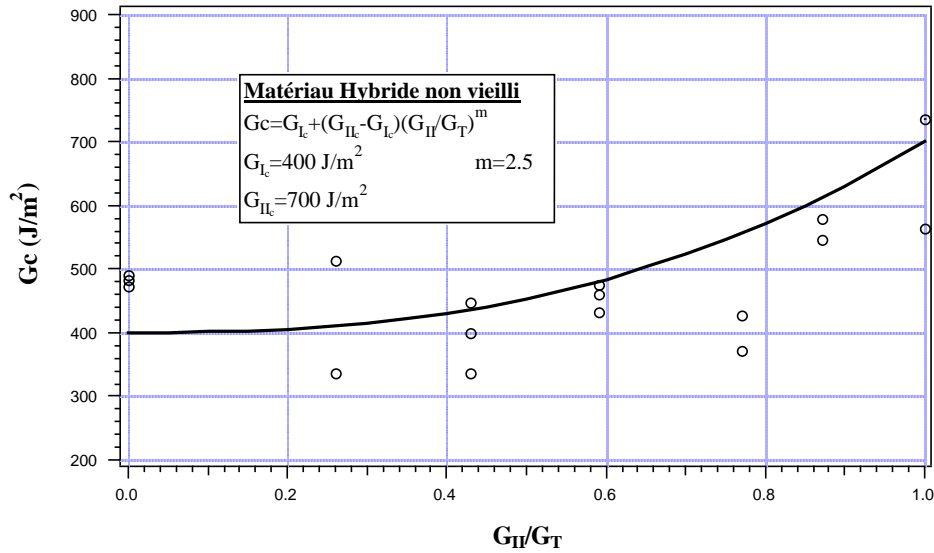
$$G_{Tc} = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^m \quad (III.11)$$

Ce critère nécessite la mesure des TRE critique en mode I et II pur ainsi que l'identification du paramètre m.

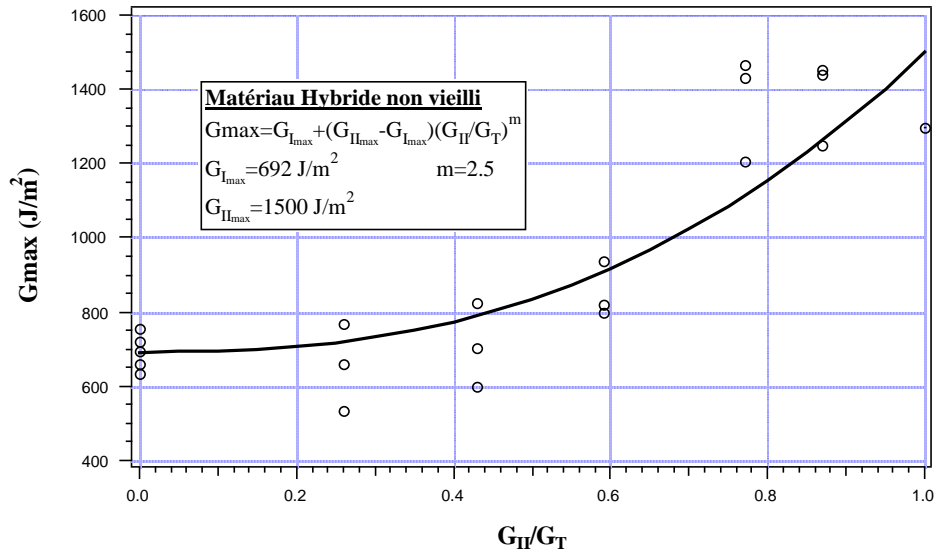
Les travaux de Gong (1992) et Aboura (1993) suggèrent que ce paramètre est fortement lié à la nature de la résine.

Cas du matériau non vieilli :

L'application de ce critère semi-empirique pour le matériau non vieilli donne de bons résultats. Les courbes III.45 présentent l'évolution du taux de restitution d'énergie totale au point de fin de linéarité G_{Tc} et à la charge maximale G_{Tmax} en fonction du rapport modal G_{II}/G_T .



(a)



(b)

Figure III.45 Evolution de G_{Tc} (a) et G_{Tmax} (b) en fonction du rapport modal G_{II}/G_T pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli en mode mixte

Amorçage microscopique :

$$G_{Tc} = 400 + 700 \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^{2.5} \quad (III.12)$$

avec $G_{Ic} = 400 \text{ J/m}^2$ $G_{IIc} = 700 \text{ J/m}^2$

Amorçage macroscopique :

$$G_{Tmax} = 692 + 808 \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^{2.5} \quad (III.13)$$

avec $G_{I_{max}} = 692 \text{ J/m}^2$ $G_{II_{max}} = 1500 \text{ J/m}^2$

L'application du critère semble satisfaisante malgré une dispersion relativement importante qui nécessiterait plus de trois essais par rapport modal. La valeur de m est identifiée à 2.5 et reste identique dans le cas de l'amorçage microscopique ou macroscopique. A titre de comparaison cette valeur a été identifiée à 2.6 dans le cas d'un UD verre/epoxy, à 2 dans le cas d'un taffetas verre/vinylester (D470.36) et à 3 dans le cas d'un taffetas verre/vinylester (XD8084.05) (Gong 1992, Aboura 1993). Ces résultats semblent confirmer l'hypothèse selon laquelle ce paramètre est étroitement lié à la nature de la résine. De ce fait, compte tenu du vieillissement de la résine, la valeur de m devrait être modifiée dans le cas du matériau SERH/M14/PE/SI vieilli.

Propagation :

La figure III.46 présente l'évolution des énergies de propagation en mode mixte en fonction du rapport modal G_{II}/G_T . Cette évolution est linéaire et confère au paramètre m du critère de rupture mode mixte la valeur de 1.

$$G_p = 1060 + 2500 \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^1$$

La valeur de l'énergie de propagation en mode II (dont l'obtention expérimentalement est quasi impossible du fait des fortes instabilités engendrées par ce type d'essais) est de 2500 J/m^2 .

Ce résultat rejoint parfaitement les travaux de Kenane (1995, 1997) concernant le délaminage en mode mixte d'un UD verre/epoxy. L'allure et la valeur du paramètre du critère sont identiques à ceux obtenus par la présente étude.

Ces résultats confirment encore une fois que ce paramètre est étroitement lié à la nature de la résine.

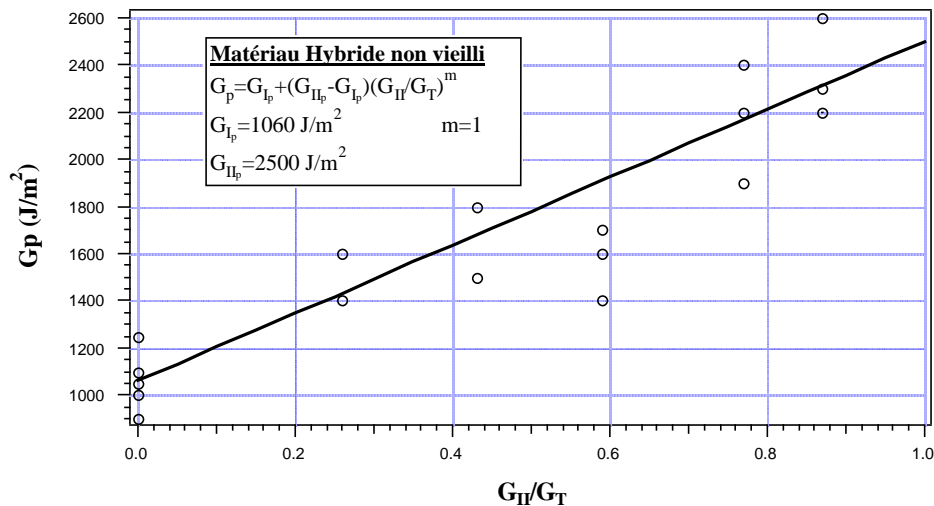
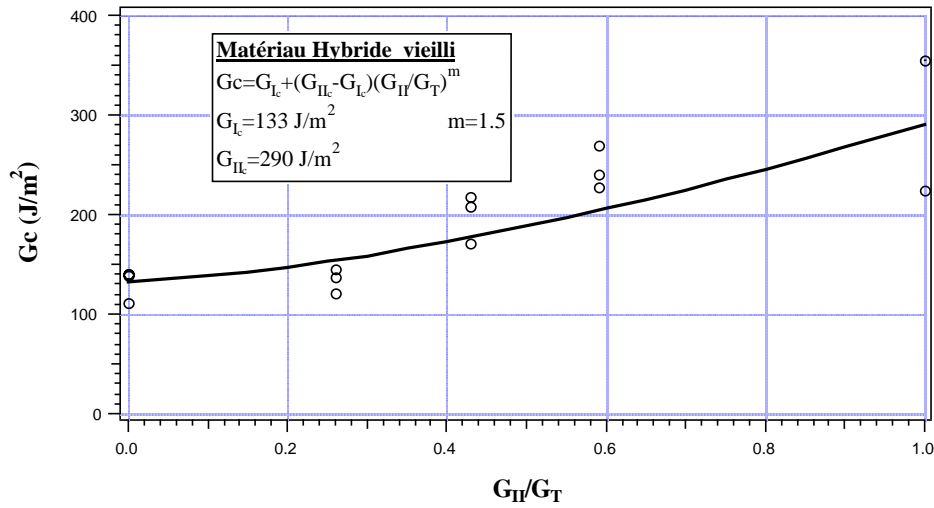


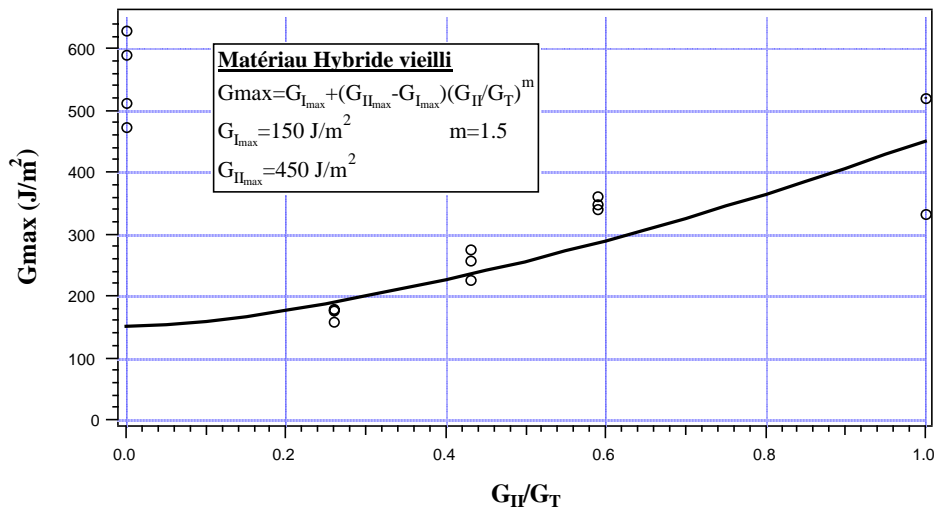
Figure III.46 Evolution de G_{Tp} en fonction du rapport modal G_{II}/G_T pour le matériau SERH/M14/PE/SI non vieilli en mode mixte.

Cas du matériau vieilli :

La figure III.47 présente l'évolution du TRE critique (au point microscopique et macroscopique) en fonction des rapports modaux G_{II}/G_T .



(a)



(b)

Figure III.47 Evolution de G_{Tc} (a) et G_{Tmax} (b) en fonction du rapport modal G_{II}/G_T pour le matériau SERH/M14/PE/SI vieilli en mode mixte

Amorçage microscopique

L'application du critère sur les TRE à l'amorçage microscopique donne la relation suivante.

$$G_{Tc} = 133 + 157 \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^{1.5} \quad \text{(III.14)}$$

avec $G_{Ic} = 133 \text{ J/m}^2$ $G_{IIc} = 290 \text{ J/m}^2$

Il apparaît que la valeur de m change par rapport au matériau non vieilli en passant de 2.5 à 1.5. Ce phénomène confirme la forte dépendance de ce paramètre à la nature de la résine. De plus, il précise la réduction de différence entre le mode I pur et le mode II pur augurant ainsi d'une forte dégradation des interfaces.

Amorçage macroscopique :

L'aspect de la courbe d'évolution du TRE critique en fonction des différents rapports modaux présente une anomalie par rapport aux précédentes courbes. En effet, il apparaît que les valeurs des TRE en mode I sont bien supérieures à ceux du mode II pur. Ensuite, une forte chute de ces valeurs en mode I est enregistrée avec l'introduction d'une composante en mode II. Au-delà du rapport modal G_{II}/G_T de 26 %, l'évolution de la courbe redevient classique avec une croissance de G_{Tc} en fonction de l'augmentation du rapport modal G_{II}/G_T .

Ce phénomène ne possède pas d'explication physique fiable. En effet pour des composite à matrice organique thermodure, la rupture en mode de cisaillement nécessite plus d'énergie qu'en mode de clivage. Un vieillissement de la résine ne pourrait expliquer ce renversement de la tendance.

De plus la valeur du TRE maximal en mode I nous semblait anormalement importante comparativement à la chute enregistrée pour le G_{Ic} microscopique avec le vieillissement de la résine (56% de perte pour le G_{Ic} micro contre 20% pour le G_{Ic} macro.)

Cette anomalie détectée lors des essais en mode I et confirmée à la suite des essais en mode mixte, nous a conduit à reprendre des essais en mode I pur sur la configuration vieilliée et d'observer pendant les essais la propagation de la fissure.

Les résultats qui en découlent sont surprenants. En effet, il apparaît que le matériau délamine sur deux plis adjacents au prédéfaut. Ce phénomène confirme la forte dégradation des interfaces avec le vieillissement. Ainsi, un pont de fibre constitué d'un pli se forme augmentant anormalement les énergies de propagation. Du fait de la forte fragilisation de ces fibres avec le vieillissement, leurs ruptures ne se traduisent pas sur l'allure des courbes charges/déplacement par de fortes instabilités.

La figure suivante schématise le processus de rupture en mode I pur.

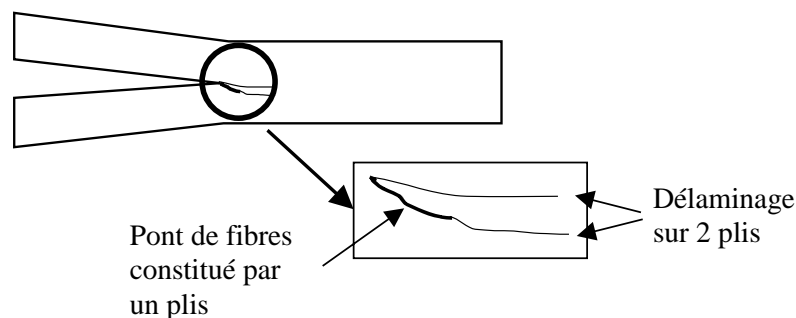


Figure III.48 Schématisation du processus de délaminage en mode I du matériau vieilli.

Compte tenu de ce qui vient d'être dit, les résultats obtenus en mode I pur concernant le TRE à l'amorçage macroscopique et en propagation sont entachés d'erreurs et ne reflètent pas la réalité. Par voie de conséquence, les résultats en mode mixte pour les faibles rapports modaux G_{II}/G_T (forte participation du mode I) le sont aussi. Il est certain que ce phénomène est amoindri par l'introduction du mode II mais le doute subsiste...

Par contre, ces réserves ne sont pas applicables à l'amorçage microscopique qui constitue le point d'apparition des premiers endommagements. D'ailleurs les résultats obtenus sont en parfait accord et dans la continuité de l'ensemble des conclusions déjà émises.

Analyse du processus d'endommagement en mode mixte I+II :

L'analyse du processus d'endommagement en mode mixte I+II se fera au moyen de l'étude des distributions d'amplitudes enregistrées. En effet, l'observation microscopique n'a pas pu être faite faute de temps. Cette démarche devra être entreprise dans une étude spécifique au délaminage.

Néanmoins, les enseignements tirés des distributions d'amplitudes sont très intéressants. Ainsi, la figure III.49 en présente pour des rapports modaux proches du mode I (26%) intermédiaire (56%) et dominés par le mode II (77%). La distribution d'amplitude du matériau vieilli, dont le rapport modal R est de 77%, n'est pas représentée car, comme il a été précisé précédemment, la ruine ne s'est pas produite par délaminage mais par rupture en flexion du bras inférieur de l'éprouvette.

Au vu de ces résultats, il apparaît que le délaminage du matériau non vieilli est plus riche en diversité des événements. La ruine fait intervenir divers processus dont la rupture matricielle, la rupture interfaciale ainsi que celle des fibres.

L'existence d'un pic à 65 dB et son intensification avec l'augmentation de la participation du mode II (cisaillement) est un signe de la participation des interfaces dans le processus de délaminage. Ces dernières remplissent leurs rôles de transfert de charge et de dissipateurs d'énergie.

La rupture des fibres confirme l'existence de ponts de fibres accentuant le comportement instable de la propagation de la fissure au sein d'un composite à renfort tissé.

Les distributions d'amplitudes issus des essais sur le composite vieilli montrent une ruine principalement basée sur une rupture matricielle. La participation interfaciale est inexistante malgré un rapport modal de 59%. Les interfaces ont subi une forte dégradation au point d'être absente d'un processus de ruine faisant intervenir fortement le cisaillement.

Ce constat rejoint les précédentes conclusions quant à l'effet néfaste du vieillissement sur les interfaces fibres/résine.

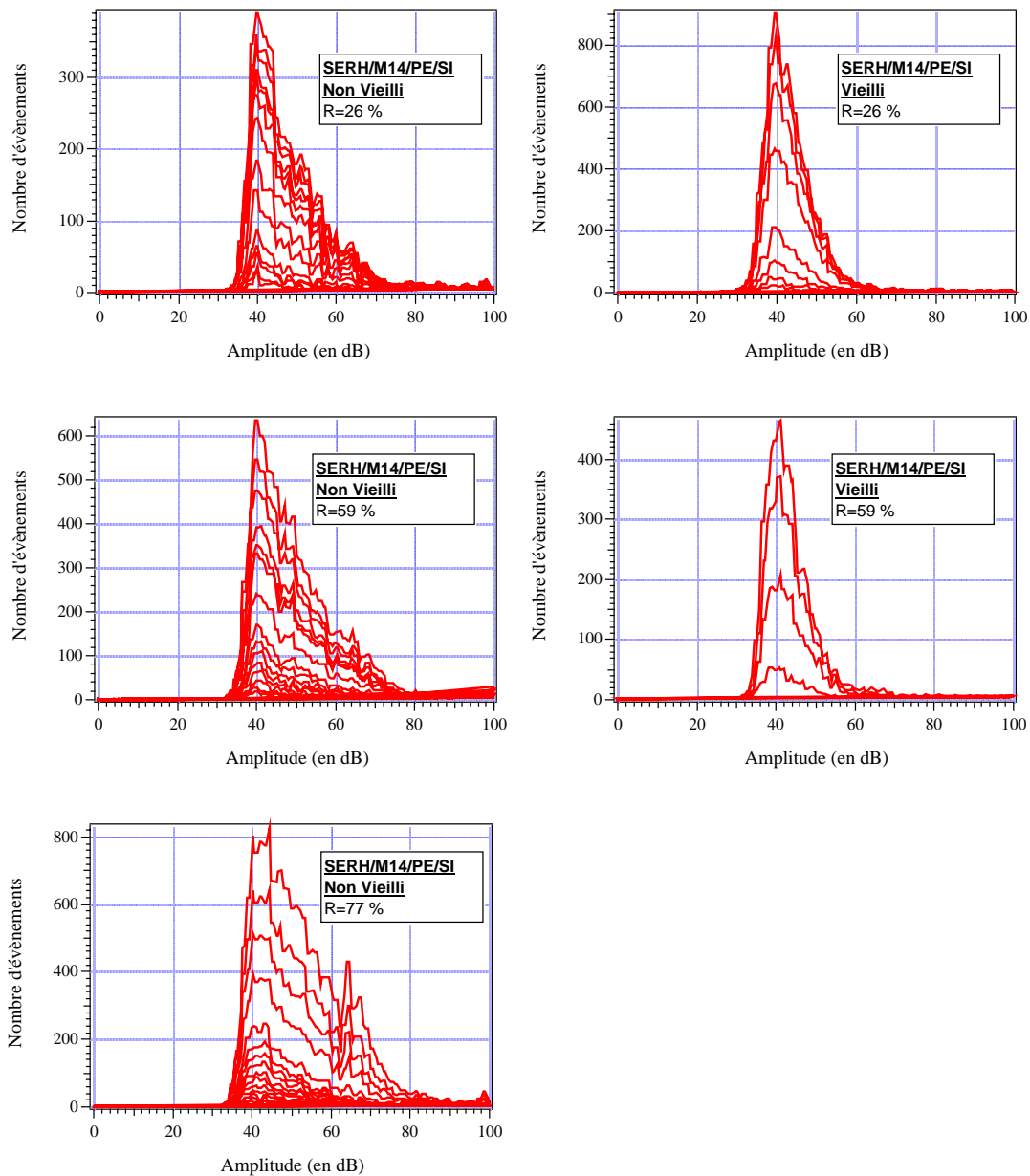


Figure III.49 Distribution d'amplitude du matériau SERH/M14/PE/SI

III.4.7 Conclusion

Cette partie du chapitre consacrée à l'étude du délaminage du matériau à armure sergé hybride SERH/M14/PE/SI en mode I, mode II et mode mixte (I+II) a eu le mérite de quantifier la dégradation interfaciale due au vieillissement du matériau et de vérifier que l'hybridation n'avait pas d'impact sur la tenue au délaminage.

En effet par le biais d'essais spécifiques devant faire intervenir majoritairement dans le processus de ruine la rupture de la matrice et des interfaces, des énergies ont été mesurées. Les résultats qui en découlent sont surprenants.

La mesure des TRE en mode I, II et mixte (I+II) et l'application d'un critère de rupture en mode mixte avec identification du paramètre m , ont montré que le vieillissement était

extrêmement néfaste sur le délaminage. La perte d'énergie en mode I (amorçage microscopique) est de 56% alors qu'elle est de 67 % pour le mode II (amorçage macroscopique).

Le critère de rupture en mode mixte établit pour l'apparition des premiers endommagements se traduit par une chute du paramètre m passant de 2.5 pour le matériau non vieilli à 1.5 pour le matériau vieilli. Cet effet traduit une chute de différence entre le mode I pur et le mode II pur confirmant la forte dégradation interfaciale.

En ce qui concernent les processus de dégradation, l'observation des distributions d'amplitudes confirme l'absence de participation des interfaces pour le matériau vieilli.

Pourtant là n'est pas le fait le plus marquant de cette étude. En effet, les essais de délaminage ont été sélectionnés afin d'éliminer du processus complexe de ruine la rupture de fibres. L'introduction d'un prédéfaut dans le plan médian du matériau avait pour but d'enclencher un délaminage afin de tester la tenue de ce matériau aux contraintes interlaminaires. Malgré cela le vieillissement a eu pour conséquence d'engendrer des ruptures en flexion du bras inférieur de l'éprouvette en mode II pur et mode mixte à forts rapports modaux (77% et 87%) privilégiant ainsi une rupture de fibres à une rupture d'interface.

De plus le délaminage en mode I sur deux plis a complètement faussé la mesure des énergies d'amorçage macroscopique et de propagation. Cette anomalie a pu être détectée grâce aux résultats issus des essais en mode mixte.

Encore une fois le vieillissement a complètement bousculé l'ordre des choses engendrant des comportements totalement inattendus.

III.5 Conclusion

Cette étude de l'endommagement a permis d'identifier et de localiser les principaux mécanismes intervenant au sein des composites à renforts tissés non vieillis et vieillis. L'utilisation simultanée des techniques de l'émission acoustique et de la microscopie électronique à balayage appliquées à des protocoles d'essais de type traction, flexion et cisaillement s'avère un outil efficace de suivi de l'endommagement.

L'analyse met en évidence le rôle du vieillissement de la résine la plus hydrophile (résine M14) dans la dégradation du matériau et les conséquences occasionnées principalement sur les fibres Silice. La résine ne jouant plus un rôle de « protection » entraîne un vieillissement précoce de la fibre et de l'interface fibre/résine qui se traduit sur le composite par un comportement de type fragile. Les effets du vieillissement perturbent l'ordre chronologique des événements établi sur les matériaux à résine M14 et fibres Silice. Les exemples dans l'étude sont nombreux. Placé dans une configuration de type flexion privilégiant le cisaillement, le processus de rupture du matériau sergé à résine M14 et fibres Silice vieilli se résume à une rupture en flexion pure malgré la prépondérance du cisaillement engendré par l'essai.

Les résultats d'essais de délaminage en mode I, II et mixte (I+II) sur le matériau homologue hybride sont également significatifs : la rupture en mode I se traduit par un délaminage sur deux plis et la sollicitation de type mode II entraîne une rupture en flexion au niveau des bras de l'éprouvette alors que le mode de délaminage aurait dû favoriser une propagation de fissures dans le plan du prédéfaut. Les résultats posent même la question de la validité de l'application de la Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture (MLER) dans un tel contexte.

L'analyse de ces observations pour diverses sollicitations met en évidence la complexité des phénomènes d'endommagement intervenant au sein des matériaux composites à renforts tissés. Tenir compte de tous les endommagements, tels que la fissuration de résine,

les déchaussements fibre/résine, les fissurations de résine dans les mèches, les fissures inter et intra mèches, les ruptures de fibres ...etc., apparaît difficilement envisageable dans une approche théorique. Celle-ci doit, avant tout, préciser des hypothèses de travail et proposer une démarche qui ne peut être acceptée qu'après une corrélation expérimentation/calcul satisfaisante. L'étude comparative des différents matériaux constituera à juste titre une vaste base de données pour la corrélation du modèle présenté dans le chapitre suivant.

Chapitre IV

***MODELISATION DU
COMPORTEMENT MECANIQUE
DE MATERIAUX COMPOSITES A
RENFORTS TISSES HYBRIDES***

RESUME DU CHAPITRE IV

Le chapitre IV est consacré à la modélisation du comportement mécanique des matériaux composites à renforts tissés hybrides et non hybrides.

Les renforts tissés offrent la possibilité de contrôler les propriétés mécaniques du composite par le choix du type d'armure, du type de résine et de fibre, des dimensions de la mèche et, dans le cas des matériaux hybrides, par une combinaison de mèches différentes. Le nombre de possibilité s'en trouve donc illimité et implique une aide à la décision concernant la solution d'un composite à renfort tissé. La modélisation du comportement et des performances mécaniques de ces composites en fonction de ces paramètres devient donc indispensable.

La revue bibliographique des modèles existants a permis d'orienter la modélisation vers un modèle analytique tenant compte de la géométrie du renfort et des propriétés des constituants. Basé sur une discrétisation de la cellule de base du composite, ce modèle permet de calculer les propriétés élastiques 2D et 3D. Les résultats indiquent une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux et numériques de l'étude et également avec quelques résultats de la littérature, pour différents types d'armures hybrides ou non et différentes résines et fibres. La démarche analytique associée à une technique de réduction de rigidité, permet de prédire les premières ruptures au sein du composite et la rupture finale à partir de critère de rupture de type Tsai-Wu pour les mèches et de lois de comportement pour la résine. Les résultats obtenus sont validés et corrélés sur différents renforts tissés pour diverses sollicitations (traction et compression).

IV MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE MATERIAUX COMPOSITES A RENFORTS TISSES HYBRIDES

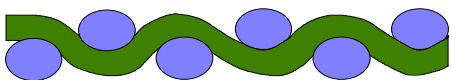
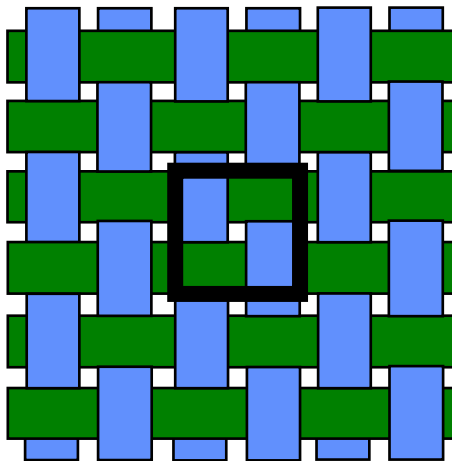
IV.1 Introduction

Les composites à renforts tissés sont largement utilisés dans des structures avancées de l'aérospatiale, l'automobile et les industries navales, principalement en raison de propriétés mécaniques très intéressantes et d'une mise en œuvre aisée. La caractérisation de ces composites devient donc très importante pour la conception de structures avec ce type de matériau. De plus, les paramètres contrôlant les propriétés mécaniques sont nombreux, comme l'architecture de la fibre, les propriétés de la fibre, celles de la résine et ainsi une modélisation du comportement mécanique de ces composites en fonction de ces paramètres devient indispensable.

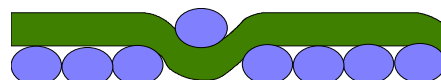
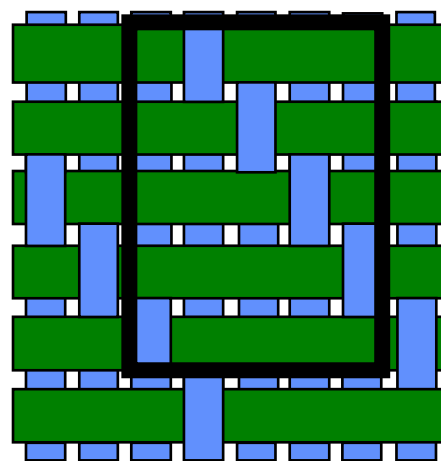
Les renforts tissés peuvent se différencier, en plus de leur mode de tissage, par la présence ou non d'espace entre deux mèches adjacentes. De plus, le fait que le renfort soit équilibré ou non est une autre de ses caractéristiques : un composite équilibré possède les mêmes propriétés et les mêmes dimensions géométriques dans la direction chaîne et trame, ce qui n'est pas le cas pour celui non équilibré.

De manière générale, les propriétés mécaniques d'un composite à renfort tissé sont fonction :

- des paramètres de l'armure, comme son architecture, les dimensions des mèches, l'espacement entre mèches, les angles d'orientation de la fibre
- des paramètres du pli, telle que la fraction volumique de fibres.



a) armure taffetas



b) armure satin de 5

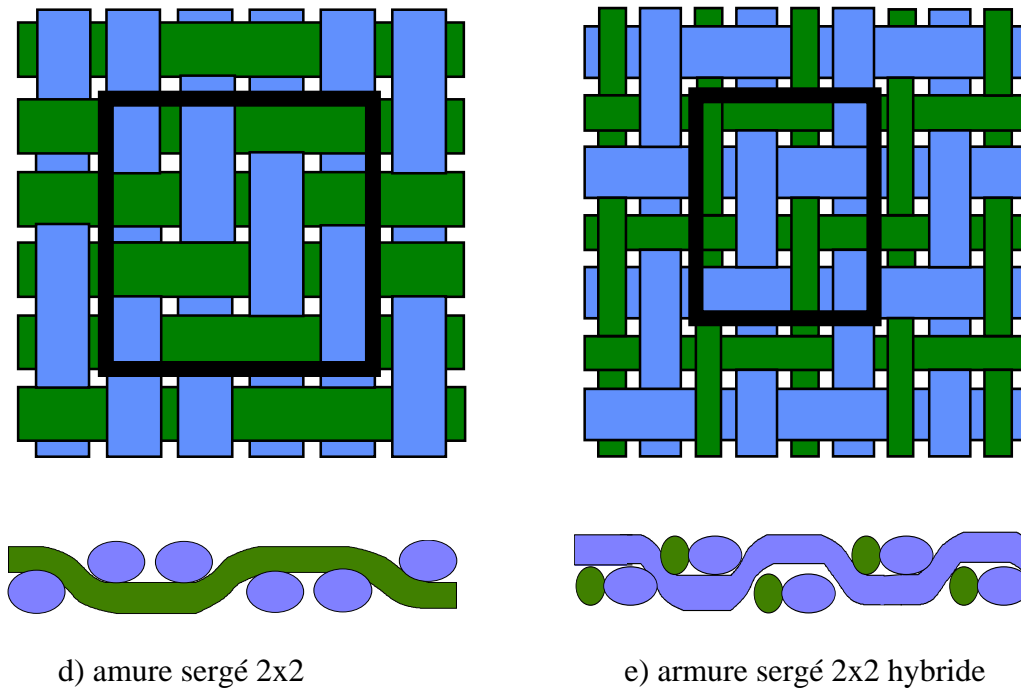


Figure IV.1 Les armures 2D habituellement utilisés

IV.2 Préambule : propriétés et géométrie de la mèche

IV.2.1 Introduction

Les composites à renforts tissés sont mis en œuvre en imprégnant de résine les tissus secs constitués de mèches. La mèche représente en fait l'élément constitutif de base de ces renforts tissés. Toute tentative de modélisation du comportement mécanique de ces composites nécessite au préalable la connaissance des propriétés de la mèche. En effet, la mèche étant constituée de paquets de fibres unidirectionnelles imprégnées de résine, il est plus adéquat de la considérer comme une entité homogène constitutive du renfort.

Ainsi, par la disposition des fibres dans la mèche (qui sont parallèles entre elles), le comportement élastique de la mèche est en fait celui d'un composite unidirectionnel avec une forte fraction volumique de fibres (comprise en général entre 0.6 et 0.8), comme le montre la figure IV.2a.

Les caractéristiques géométriques de la mèche constituent un paramètre très important. Elles sont liées au nombre de fibres présentes dans la mèche (généralement en milliers ou en K) ou à la densité linéique de la mèche, connue sous le nom de titre (représentant le nombre de grammes de mèches par kilomètre ou tex).

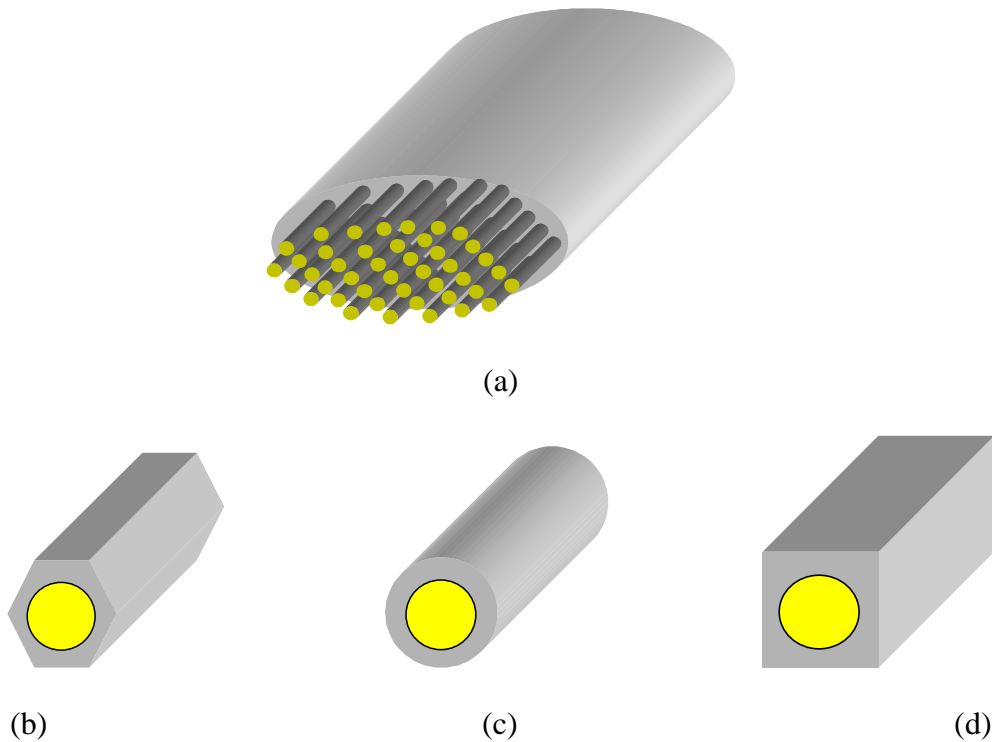


Figure IV.2 Mèche unidirectionnelle
a. description de la mèche b. cellule de base hexagonale
c. cellule de base circulaire d. cellule de base carrée

La périodicité de la géométrie de la mèche permet de mettre en évidence un élément de volume appelé élément de volume représentatif. La cellule élémentaire du composite unidirectionnel peut être considérée comme un élément de fibre entourée d'un cylindre de résine à base hexagonale (fig.IV.2b), carrée (fig.IV.2c) ou circulaire (fig.IV.2d). Cette cellule possède un axe de révolution, axe parallèle aux fibres et appelé direction longitudinale (noté axe L ou axe 1). Toute direction normale aux fibres est appelée direction transversale ; le matériau étant isotrope transverse (isotrope dans le plan normal à la direction 1), le plan transverse est repéré par les directions notées T et T' (ou 2 et 3), qui sont équivalentes.

Le comportement élastique d'un matériau composite unidirectionnel peut être décrit par la loi de Hooke généralisée $\sigma = C\varepsilon$ où C définit la matrice de rigidité. L'isotropie transverse du composite unidirectionnel implique une matrice de rigidité C caractérisée par cinq coefficients indépendants (au lieu de 21) :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22} - C_{23}}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.1})$$

IV.2.2 Détermination des propriétés de la mèche

IV.2.2.1 Détermination analytique

Le problème de la détermination de ces cinq modules d'élasticité consiste à rechercher les expressions de ces modules en fonction des caractéristiques mécaniques et géométriques des constituants : modules d'élasticité de la matrice (E_m, ν_m) et des fibres (E_f, ν_f), et fraction volumique de fibres (V_f).

La recherche de solutions s'effectue, dans le cas d'une cellule de base du composite choisie cylindrique, par l'une des approches classiques de la mécanique des solides déformables [Berthelot (1992)]. On se place dans un problème d'une cellule cylindrique soumise à une traction traité par une approche analytique de type déplacements.

Cas où les fibres sont isotropes

La résolution de ce problème conduit à l'expression du module d'Young longitudinal et du coefficient de Poisson longitudinal :

$$E_L = E_f V_f + E_m (1 - V_f) + K_1 \quad (IV.2)$$

$$\nu_{LT} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) + K_2 \quad (IV.3)$$

où K_1 et K_2 sont négligeables par rapport aux autres termes de la relation IV.2 et IV.3 respectivement.

De la même manière, il est possible de trouver les solutions de deux autres problèmes d'élasticité de la cellule cylindrique, le cisaillement longitudinal et la compression hydrostatique latéral:

$$G_{LT} = G_m \frac{G_f (1 + V_f) + G_m (1 - V_f)}{G_f (1 - V_f) + G_m (1 + V_f)} \quad (IV.4)$$

$$K_L = k_m + \frac{V_f}{1/(k_f - k_m) + (1 - V_f)/(k_m + G_m)} \quad (IV.5)$$

$$\text{où } k_k = \frac{G_k}{1 - 2\nu_k} \text{ avec } k=f \text{ ou } m$$

Ayant trouvé trois modules indépendants, il reste à déterminer le module d'Young transversal E_T et le module de cisaillement transversale G_{TT} . Cependant, aucune solution analytique exacte avec une démarche analogue à la précédente n'a été trouvée au problème de cisaillement transversal de la cellule élémentaire cylindrique.

Hashin et Rosen (1964) ont proposé un modèle à cellule cylindrique avec assemblage des différents constituants. L'écriture des expressions trouvées est facilitée en introduisant le module de compression latérale du composite K_L défini par la relation IV.5.

Le module de cisaillement transversal G_{TT} est calculé à partir de :

$$G_{TT} = G_m \left[1 + \frac{(1 + \beta_m) V_f}{\delta - (1 + 3\beta_m^2 (1 - V_f)^2 / (\alpha V_f^3 + 1)) V_f} \right] \quad (IV.6)$$

$$\text{où } \alpha = \frac{\beta_m - \gamma\beta_f}{1 + \gamma\beta_f} \quad \delta = \frac{\gamma + \beta_m}{\gamma - 1}$$

$$\beta_k = \frac{1}{3 - 4\nu_k} \quad \gamma = \frac{G_f}{G_m}$$

Le module d'Young transversal E_T est exprimé à partir des modules précédents à l'aide de la relation :

$$E_T = \frac{1}{\frac{1}{4K_L} + \frac{1}{2G_{TT'}} + \frac{\nu_{LT}^2}{E_L}} \quad (\text{IV.7})$$

Le composite unidirectionnel est isotrope dans le plan normal à la direction L, c'est-à-dire que les directions T et T' sont équivalentes. Ainsi, le coefficient de Poisson transversal s'écrit :

$$\nu_{TT} = \frac{E_T}{2G_{TT'}} - 1 \quad (\text{IV.8})$$

Cas où les fibres sont isotropes transverses

Les expressions données ci-dessus sont définies pour une fibre et une matrice isotrope. Dans le cas où la fibre serait anisotrope, exemple du carbone et du kevlar, cinq constantes élastiques indépendantes (au lieu de deux précédemment) sont nécessaires pour définir la fibre, E_{Lf} , E_{Tf} , ν_{LTf} , G_{LTf} , $G_{TT'f}$.

Les expressions IV.2 à IV.8 demandent une modification. Dans la relation (IV.2), E_f est remplacé par E_{LTf} et ν_f dans la relation (IV.3) par ν_{LTf} . Dans la relation (IV.4), G_f est remplacé par G_{LTf} .

Hashin (1979) a modifié ses expressions de E_T et $G_{TT'}$ en tenant compte de l'anisotropie de la

fibre. k_f est remplacé par $\left(\frac{4}{E_{TF}} - \frac{1}{G_{TT'f}} - \frac{4\nu_{LTf}^2}{E_{Lf}}\right)^{-1}$ dans la relation (IV.5), G_f par G_{LTf}

dans la relation (IV.6) et β_f par $\beta_f = \frac{k_f}{k_f + 2G_{TT'f}}$.

IV.2.2.2 Détermination numérique

Il existe un autre moyen permettant d'évaluer les propriétés élastiques des composites unidirectionnels. Il s'agit de la méthode des éléments finis associée à la technique d'homogénéisation des milieux périodiques. Chouchaoui et al. (1994, 95, 97) applique cette théorie de l'homogénéisation périodique pour modéliser le comportement de mèches utilisées dans les composites unidirectionnels ou textiles. En faisant l'hypothèse que les fibres, toutes de même rayons, sont périodiquement disposées avec un arrangement hexagonal (figure

IV.3a), Chouchaoui et al. (1994, 95, 97) propose de décrire la cellule de base représentative de la mèche par trois constituants : la résine, la fibre et l'interphase (figure IV.3b).

L'interphase est considérée comme une entité d'épaisseur non nulle estimée à partir d'analyse calorimétrique. Les propriétés mécaniques de cet élément dépendent de ce rayon d'interphase et varient des propriétés de la fibre à celle de la résine en fonction de ce rayon.

Les conditions de périodicité dans la cellule de base de la mèche sont appliquées à chacune des faces opposées et la prédiction des propriétés élastiques 3D est déduite de la technique d'homogénéisation périodique. Cette méthode permet de déterminer le comportement d'un matériau homogène équivalent en effectuant les résolutions numériques de plusieurs problèmes posés sur une période de base de la structure.

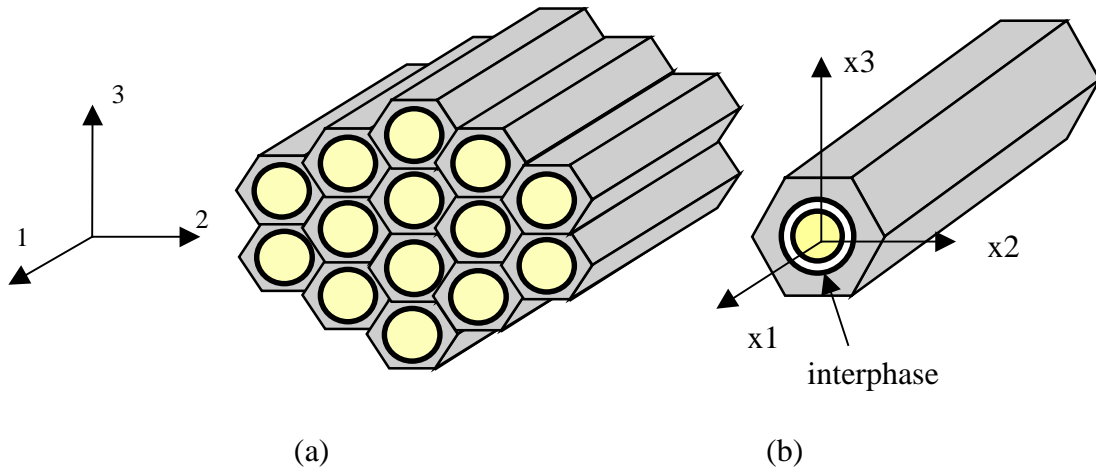


Figure IV.3 Modélisation de la mèche proposée par Chouchaoui et al. (1994, 95, 97)
(a) mèche (b) cellule de base

La structure est supposée avoir une périodicité définie par une variable à l'échelle microscopique y . Le principe de la méthode d'homogénéisation est d'exprimer le champ de déplacement $u(x)$ par un développement asymptotique à double échelle (x,y) , où u varie peu par rapport à x mais a de plus grandes variations par rapport à y . Le paramètre δ définit le rapport d'homothétie des cellules périodiques et s'exprime par $\delta = \frac{y}{x}$.

En utilisant les techniques classiques de développement asymptotique, le déplacement $u(x,y)$ peut s'écrire sous la forme [Dasgupta et al. (1994)] :

$$u(x, y) = u_0(x, y) + \delta u_1(x, y) + \delta^2 u_2(x, y) + \dots \quad (\text{IV.9})$$

où les déplacements u_i sont périodiques par rapport à y

On en déduit l'expression du champ de déformation :

$$\varepsilon = \frac{1}{\delta} \varepsilon_0 + \varepsilon_1 + \delta \varepsilon_2 + \delta^2 \varepsilon_3 + \dots \quad (\text{IV.10})$$

$$\text{avec } \varepsilon_i = \varepsilon_x(u_{i-1}) + \varepsilon_y(u_i) \quad i = 1, \infty \text{ et } \varepsilon_0 = \varepsilon_y(u_0)$$

$$\varepsilon_\alpha(u_i) = \frac{1}{2} \left[\nabla_\alpha u_i + (\nabla_\alpha u_i)^T \right] \quad \alpha = x \text{ ou } y$$

A partir de la matrice de rigidité $a(y)$, le champ de contrainte s'écrit :

$$\sigma = a(y)\varepsilon = \frac{1}{\delta}\sigma_0 + \sigma_1 + \delta\sigma_2 + \delta^2\sigma_3 + \dots \quad (\text{IV.11})$$

$$\text{où } \sigma_i = a(y)\varepsilon_i$$

La relation IV.11 doit vérifier les conditions d'équilibre et doit être valable quelque soit la valeur de δ . Il en résulte que les termes de chaque puissance de δ sont identiquement nuls et la relation IV.11 devient :

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_1 = a(y)\varepsilon_1 \\ \sigma &= a(y)[\varepsilon_y(u_1) + \varepsilon_x(u_0)] \end{aligned} \quad (\text{IV.12})$$

Les propriétés homogénéisées $\langle C \rangle$ de la cellule de base sont définies par la relation entre la contrainte macroscopique $\langle \sigma \rangle$ et la déformation macroscopique $\langle \varepsilon \rangle$:

$$\langle \sigma \rangle = \langle C \rangle \langle \varepsilon \rangle \quad (\text{IV.13})$$

$$\text{où } \langle \sigma \rangle = \frac{1}{V_y} \int_{V_y} \sigma_1 dV$$

V_y est le volume de la cellule de base.

IV.2.2.3 Comparaison des deux approches

Les approches analytique et numérique précédemment exposées sont appliquées pour différentes mèches qui représenteront par la suite les éléments constitutifs de plusieurs composites à renforts tissés hybrides ou non hybrides.

Le tableau IV.1 résume les propriétés mécaniques de cinq fibres et de quatre résines différentes, éléments de base des différentes mèches.

	Matériau	E_L [GPa]	E_T [GPa]	G_{LT} [GPa]	G_{TT} [GPa]	ν_{LT}	ρ [g/cm ³]
<i>Fibres</i>	Verre E	73	73	30.4	30.4	0.20	2.5
	Silice (SI)	78	78	33.3	33.3	0.17	2.2
	PE	13.8	13.8	4.9	4.9	0.40	1.38
	Carbone T300	230	24	50	33	0.28	1.74
	Kevlar 49	133	7	12	8	0.38	1.44
<i>Résines</i>	Vinylester Derakane	3.4	3.4	1.49	1.49	0.35	1.15
	Epoxyde M14	3.2	3.2	1.16	1.16	0.38	1.29
	Epoxyde M18	3.5	3.5	1.27	1.27	0.38	1.16
	Bakélite L20/SL	3.2	3.2	1.19	1.19	0.35	1.15

E_L et E_T sont les modules d'Young axial et transverse, G_{LT} et G_{TT} sont les modules de cisaillement axial et transverse, ν_{LT} est le coefficient de Poisson dans le plan et ρ est la densité.

Tableau IV.1 Propriétés mécaniques des fibres et résines

La comparaison entre les deux approches est effectuée sur les tableaux IV.2 à IV.4 pour plusieurs mèches avec une fraction volumique de fibres dans la mèche différente. La ligne *A* présente les résultats du modèle analytique présenté en IV.2.2 alors que la ligne *N* résume les prédictions du modèle numérique proposé par Chouchaoui et al. (1994, 95, 97), avec une interphase supposée parfaite (c'est-à-dire d'épaisseur nulle).

Mèche		E_1	E_2	G_{12}	G_{23}	ν_{12}	ν_{23}
		GPa	GPa	GPa	GPa		
Silice/M14	<i>A</i>	59.30	21.50	6.56	8.15	0.22	0.32
	<i>N</i>	59.34	22.50	8.36	7.47	0.21	0.32
Silice/M14	<i>A</i>	63.04	25.45	7.98	9.75	0.21	0.30
	<i>N</i>	63.15	29.90	11.21	8.89	0.20	0.29
Silice/M18	<i>A</i>	59.37	22.85	7.05	8.67	0.22	0.32
	<i>N</i>	59.42	23.91	8.91	8.00	0.21	0.32
Silice/M18	<i>A</i>	63.10	26.93	8.54	10.32	0.21	0.30
	<i>N</i>	63.08	28.34	10.61	9.29	0.20	0.29

A : analytique *N* : numérique

Tableau IV.2 Propriétés des mèches à renforts Silice

Mèche		E_1	E_2	G_{12}	G_{23}	ν_{12}	ν_{23}
		GPa	GPa	GPa	GPa		
Pe/M14	<i>A</i>	11.15	9.17	3.17	3.30	0.395	0.389
	<i>N</i>	11.15	9.25	3.31	3.26	0.396	0.392
Pe/M14	<i>A</i>	11.68	9.86	3.43	3.54	0.396	0.392
	<i>N</i>	11.68	10.08	3.58	3.56	0.397	0.392
Pe/M18	<i>A</i>	11.22	9.46	3.29	3.40	0.395	0.390
	<i>N</i>	11.22	9.53	3.41	3.37	0.396	0.393
Pe/M18	<i>A</i>	11.74	10.12	3.54	3.63	0.396	0.393
	<i>N</i>	11.74	10.31	3.67	3.66	0.397	0.393

A : analytique *N* : numérique

Tableau IV.3 Propriétés des mèches à renforts Pe

Mèche		E_1	E_2	G_{12}	G_{23}	ν_{12}	ν_{23}
		GPa	GPa	GPa	GPa		
Verre E/Vinylester	A	57.7	22.4	7.7	8.6	0.23	0.30
	$V_{f/m} = 0.78$ N	57.5	18.8	7.4	7.2	0.25	0.29
Carbone/Bakélite	A	137.01	13.85	4.39	5.14	0.31	0.35
	$V_{f/m} = 0.59$ N*	137.00	9.57	5.06	4.71	0.30	0.39
Kevlar/Bakélite	A	65.50	9.80	3.18	3.55	0.36	0.38
	$V_{f/m} = 0.48$ N*	65.50	5.13	3.16	2.08	0.36	0.45

A : analytique N : numérique N* : numérique [Leischner et al (1995)]

Tableau IV.4 Propriétés des mèches à renforts Verre E, Carbone et Kevlar

Les résultats des deux approches montrent une bonne concordance sur les propriétés élastiques, principalement sur E_1 , ν_{12} et ν_{23} . L'approche analytique a tendance à sous-estimer le module d'Young E_2 et le module de cisaillement G_{12} et à surestimer le module G_{23} par rapport à l'approche numérique. Cependant, il constitue un outil de prédiction des propriétés de la mèche très simple à utiliser.

IV.2.3 Paramètres géométriques de la mèche

Les propriétés des composites à renforts tissés dépendent principalement du type d'armure, de la fraction volumique totale de fibres, du parcours des mèches dans le renfort et de la forme de la section de ces mèches. Les caractéristiques classiques du composite, comme la fraction volumique de fibres et le grammage (correspondant à la masse du tissu sec par unité de surface), peuvent être déduites avec précision à partir de la géométrie du renfort donc de la longueur et de la largeur de la mèche ondulée. C'est pourquoi, le calcul de ces deux inconnues est effectué préalablement à la modélisation des composites à renforts tissés.

Prenons l'exemple d'un composite à armure taffetas, avec les hypothèses suivantes :

- il n'y a pas de porosités dans le composite
- il n'y a pas d'espace entre les mèches
- les mèches dans le sens chaîne et trame sont identiques.

La section A_f des fibres dans une mèche non-imprégnée de résine peut être calculée, soit en fonction du nombre de fibres n_f dans la mèche par la relation 4.14, soit en fonction du titre T de la mèche par la relation IV.14 :

$$A_f = \frac{\pi d_f^2 n_f}{4} \quad (\text{IV.14})$$

où d_f est le diamètre de la fibre (en m).

$$A_f = \frac{10^6 T}{\rho_f} \quad (\text{IV.15})$$

où A_f est exprimée en m^2 , T en g/km et ρ_f est la densité de la fibre (en kg/m^3).

La section A de la mèche est ensuite déduite de l'une de ces deux relations en fonction de la fraction volumique de fibres dans la mèche $v_{f/m}$ par :

$$A = \frac{A_f}{v_{f/m}} \quad (\text{IV.16})$$

Les paramètres géométriques de la mèche sont ensuite estimés en fonction de cette section, choisie elliptique ou décrite par deux fonctions sinusoïdales. Les diverses micrographies de composites à renforts tissés montrent que l'évolution de la fibre moyenne de la mèche peut être approchée par une fonction sinusoïdale de la forme suivante :

$$z = a \cos(bx) \quad (\text{IV.17})$$

avec a : amplitude de la sinusoïde
b : période de la sinusoïde

Cette sinusoïde est décrite schématiquement sur la figure IV.4, dans le cas d'un composite à armure taffetas. Soient h_f , l'épaisseur de la mèche et a_w , la largeur de la mèche.

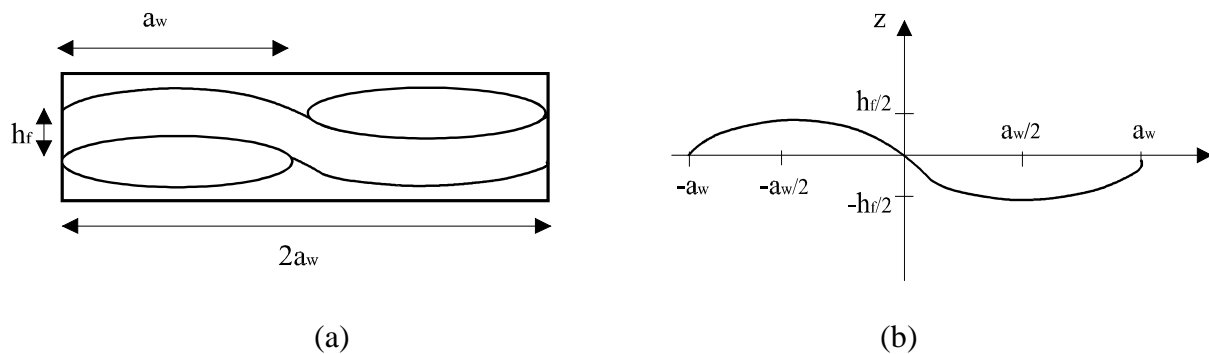


Figure IV.4 Schématisation de la cellule de base d'un composite taffetas (a) et du parcours de la fibre moyenne dans la mèche (b)

Ainsi, l'équation (IV.17) devient :

$$z = \frac{h_f}{2} \cos\left(\frac{\pi}{a_w} x\right) \quad (\text{IV.18})$$

et la section A, schématisée par la figure IV.5, est liée à ces deux paramètres h_f et a_w .

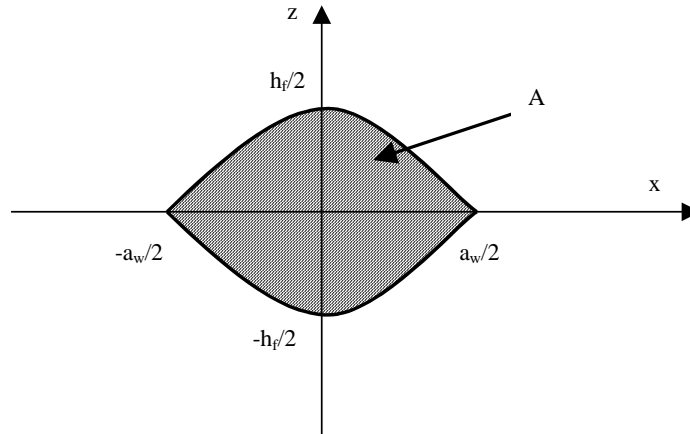


Figure IV.5 Schématisation de la section d'une mèche définie par deux sinusoides

La largeur de la mèche a_w correspond à la demi-période de la sinusoïde, sinusoïde choisie afin de modéliser le parcours ondulé de la mèche dans le composite.

Cette largeur est liée à la section de la mèche. Soit A , cette section.

$$A = 2 \int_{-a_w/2}^{a_w/2} \frac{h_f}{2} \cos\left(\frac{\pi}{a_w} x\right) dx$$

$$A = \frac{a_w h_f}{\pi} \left[\sin\left(\frac{\pi}{a_w} x\right) \right]_{-a_w/2}^{a_w/2}$$

$$A = \frac{2a_w h_f}{\pi}$$

$$\text{Soit } a_w = \frac{\pi A}{2h_f} \quad (\text{IV.19})$$

A partir de l'expression de A (calculée avec la relation IV.14 ou IV.15), on en déduit la largeur de la mèche avec la relation (IV.20).

En général, le concepteur maîtrise le choix de la mèche (connaissance du titre de la mèche), celui de la fibre et celui du tissu et donc déduira la largeur a_w par la relation IV.15 :

$$a_w = \frac{\pi T \cdot 10^3}{2h_f \rho_f v_{f/m}} \quad (\text{IV.20})$$

avec a_w et h_f en mm
 T en g/km
 ρ_f en kg/m^3

L'ondulation de la mèche implique une réduction des propriétés mécaniques pour des sollicitations de traction ou de compression dans la direction des mèches. C'est pourquoi une détermination exacte de la longueur de la mèche est nécessaire puisque cette valeur influe sur le volume occupé par les mèches et donc sur la fraction volumique des fibres dans le composite. Soit s , la longueur de l'élément curviligne défini par dx et dz .

$$ds = \sqrt{(dx)^2 + (dz)^2} = dx \sqrt{1 + \left(\frac{dz}{dx}\right)^2}$$

$$\text{Or } \frac{dz}{dx} = -\frac{h_f \pi}{2a_w} \sin\left(\frac{\pi}{a_w} x\right)$$

$$ds = \sqrt{1 + k^2 \sin^2\left(\frac{\pi}{a_w} x\right)} \quad \text{avec } k = \frac{h_f \pi}{2a_w}$$

$$\text{Soit } s = \int_{-a_w}^{a_w} \sqrt{1 + k^2 \sin^2\left(\frac{\pi}{a_w} x\right)} dx \quad (\text{IV.21})$$

C'est une intégrale elliptique qui n'admet pas de primitives s'exprimant par des fonctions élémentaires. D'où la nécessité d'effectuer un calcul approché de cette intégrale. La formule de Simpson ou des paraboles est choisie puisqu'elle fournit une meilleure précision que celle des trapèzes.

En divisant l'intervalle [a,b] en 2n éléments, on obtient la formule approchée :

$$\int_a^b f(x) dx \approx \frac{b-a}{6n} \sum_{k=0}^{n-1} (y_{2k} + 4y_{2k+1} + y_{2k+2})$$

$$\text{Soit } s = \int_{-a_w}^{a_w} \sqrt{1 + k^2 \sin^2\left(\frac{\pi}{a_w} x\right)} dx \approx \frac{a_w}{3n} \sum_{k=0}^{n-1} (y_{2k} + 4y_{2k+1} + y_{2k+2}) \quad (\text{IV.22})$$

$$\text{avec } \begin{cases} x_0 = -a_w \\ x_k = x_0 + \frac{a_w}{n} k \end{cases} \quad \text{et} \quad y_k = f(x_k) = \sqrt{1 + k^2 \sin^2\left(\frac{\pi}{a_w} x_k\right)}$$

A partir des paramètres géométriques de la mèche (épaisseur et largeur), la longueur de la mèche est connue. Ces données seront utiles pour le calcul de la fraction volumique de fibres dans le composite à renfort tissé ainsi que le grammage correspondant du tissu sec.

IV.2.4 Conclusion

Ce préambule à la modélisation du composite à renfort tissé nous a permis de modéliser tout d'abord le comportement élastique des mèches. A partir d'une approche analytique et d'une approche numérique, les propriétés élastiques ont été estimées en fonction de ses constituants, la résine et la fibre, et la fraction volumique de fibres.

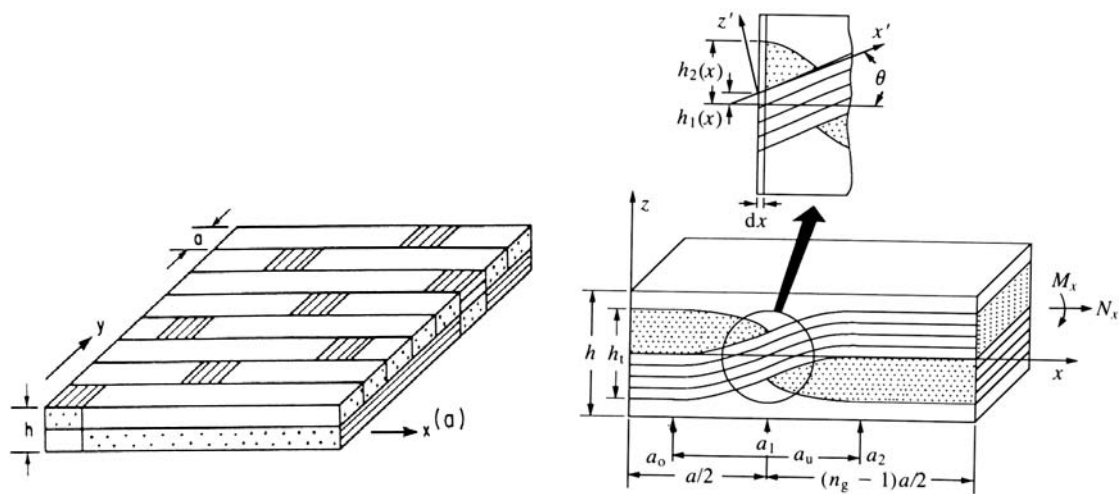
En plus de la nature de la mèche, les propriétés des composites à renforts tissés sont liées à la géométrie du renfort, telle que le parcours des mèches dans le renfort et la forme de la section de ces mèches. Ces caractéristiques géométriques de la mèche ont été déduites et seront nécessaires par la suite pour modéliser le comportement mécanique des composites à renforts tissés.

IV.3 Modélisation du comportement élastique

IV.3.1 Revue bibliographique des modèles existants

IV.3.1.1 Modélisation analytique

Dans les années 1980, Ishikawa et Chou (1982, 83) ont développé trois modèles analytiques dans le but de prédire le comportement thermo-élastique de composites à renforts tissés, type taffetas et satin. Une première approche basée sur la théorie du stratifié a été de considérer le tissu comme l'assemblage de stratifiés asymétriques $0^\circ/90^\circ$ (figure IV.6a); ils ont ensuite proposé un modèle 1D tenant compte de l'ondulation de la mèche dans la direction chaîne appelé « fibre undulation model » (figure IV.6b). L'ondulation de la mèche dans le sens trame étant négligée, ces modèles analytiques sont unidimensionnels mais n'en demeurent pas moins des modèles de références.



(a) Modèle « Mosaic Model » pour un satin de 8 (b) Modèle « Fibre undulation model »

Figure IV.6 Schématisation géométrique des modèles analytiques proposés par Ishikawa T et Chou TW (1982, 83)

(a) Modèle « Mosaic Model »

(b) Modèle « Fibre undulation model »

Une extension du modèle « fibre undulation model » a été proposée par Naik NK et Shembekar (1992) et Naik NK et Ganesh (1992, 95), introduisant l'ondulation de la mèche dans la direction trame, la possible présence d'espace entre mèches adjacentes et la section réelle des mèches (figure IV.7). Ce modèle nécessite alors une description géométrique très détaillée et n'est appliqué qu'au composite taffetas. D'autres chercheurs ont modélisé la géométrie du renfort taffetas, comme Hahn et Pandey (1994) et Falzon et al. (1996).

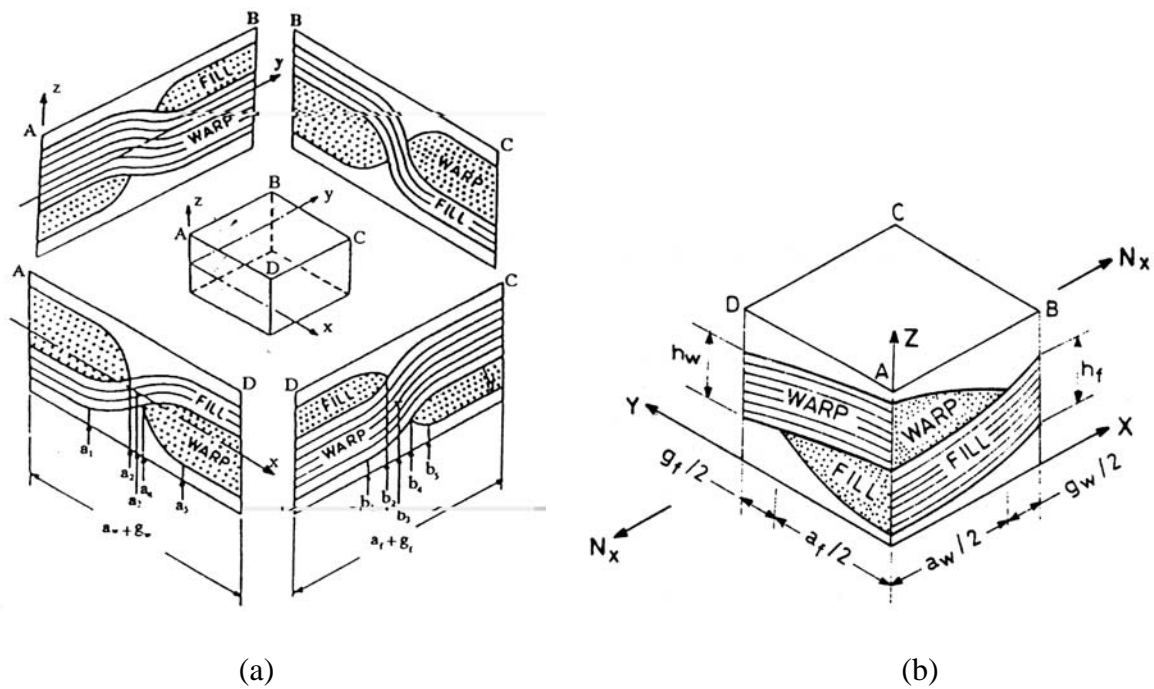


Figure IV.7 Cellule de base d'un composite taffetas proposée par
 (a) Naik NK et Shembekar (1992)
 (b) Naik NK et Ganesh (1992-95)

Aboura (1993) a proposé un modèle inspiré du modèle d'Ishikawa et Chou (1982-83) prenant en compte l'ondulation et la continuité des mèches dans les directions chaîne et trame d'un composite taffetas. Il permet d'obtenir les propriétés élastiques globales mais aussi locales en tout point de la structure tissée. Ses travaux ont mis en évidence la forte hétérogénéité existante au sein de la monocouche du composite. L'effet de l'empilement et du décalage relatif des couches dans le composite a également été abordé [Aboura et al. (1993)]. Les résultats du modèle ont été ensuite utilisés pour expliquer les phénomènes de propagation de fissure en mode I et II. Chouchaoui et al. (1993, 1994, 1995) ont repris le modèle pour l'étendre à d'autres renforts tissés de type satin et sergé.

Sankar et Marrey (1994), de l'Université de Floride, ont proposé un modèle analytique appelée Selective Averaging Method (SAM) : cette approche est basée sur une combinaison de moyenne en rigidité et compliance pour estimer les propriétés thermoélastiques 3D. La cellule de base est discrétisée en tranches normales à la direction de chargement ou parallèle au plan de cisaillement ; chaque tranche est divisée en éléments et une combinaison de conditions d'isodéformation et d'isocontrainte est utilisée pour déterminer une rigidité moyenne des tranches et donc de la cellule de base.

Un modèle micromécanique adapté à des composites à renforts tissés 2D a été proposé par Vandeurzen, Ivens, Verpoest (1996, 1998). Ce modèle nécessite, dans un premier temps, la création de la géométrie de la structure tissée. La cellule de base est discrétisée en plusieurs éléments rectangulaires, appelés macro-éléments. Ils sont ensuite divisés en micro-éléments constitués de portions de résine et de mèche imprégnée en tenant compte de la fraction volumique de fibres locale et de l'orientation des mèches. Il dispose ainsi d'une bibliothèque de 108 macro-éléments permettant de décrire des cellules de base complexes: ces éléments ont

été mis en œuvre dans un logiciel développé à partir de Microsoft Excel sous le nom commercial de TEXCOMP.

Pour obtenir ensuite les modules d'élasticité 3D, un modèle inspiré des techniques d'éléments finis est établi sur le principe variationnel complémentaire en énergie. Le principe est appliqué sur chaque micro-élément préalablement simplifié par la superposition d'un pli de résine et d'un pli de mèches.

IV.3.1.2 Modélisation par éléments finis

La microstructure d'un composite à renfort tissé étant très complexe, il est quasiment irréaliste d'incorporer dans un modèle simple par éléments finis tous les paramètres de l'architecture tissé. En effet, pour une configuration réaliste d'une structure tissée, la demande énorme en temps CPU et en mémoire d'une telle étude est un obstacle difficilement franchissable. Prenons l'exemple d'une structure symétrique type taffetas définie par 20 cellules de base en largeur, 20 en longueur et 6 en épaisseur. Cette structure contient 1200 cellules. Modéliser cette structure par un maillage conventionnel impliquerait la création de centaine de milliers d'éléments même avec une discrétisation assez grossière de la cellule de base ($1200 \times 500 = 600000$ éléments si chaque cellule est modélisée avec seulement 500 éléments). Ainsi, le maillage réaliste de la globalité d'une structure tissée n'est pas réalisable. Afin d'obtenir néanmoins des prédictions raisonnables de propriétés mécaniques, des méthodes numériques plus efficaces existent pour effectuer cette analyse avec un minimum d'efforts. Ces méthodes se regroupent en plusieurs approches basées, soit sur une simplification de la géométrie par un maillage grossier [Ichihashi et al (1994) et Cox et al (1994)], soit sur une méthode multi-échelle locale et globale [Woo et Whitcomb (1994-96)], soit sur la méthode d'homogénéisation des milieux périodiques [Paumelle et al. (1990), Bigourdan et al. (1991), Dasgupta et al. (1994), Leischner et al. (1995), Chouchaoui (1994, 1995)].

L'approche de Paumelle et al. (1990, 1991) consiste à mailler une cellule élémentaire, comme l'a définie Ishikawa et al. (1982-1983), en trois dimensions et à remonter, par des techniques d'homogénéisation, aux propriétés mécaniques du matériau. Ce modèle permet de mettre en évidence l'importance de divers paramètres tels que le taux de fibres dans les mèches, les propriétés mécaniques de la résine et de la fibre ou la géométrie des mèches (espacement entre mèches, ondulation des mèches...). Outre les caractéristiques globales du matériau, le modèle permet une bonne analyse de tous les phénomènes locaux se produisant au sein du tissu.

Woo et Whitcomb (1994, 96) ont proposé une méthode par éléments finis itérative à deux échelles globale et locale. Le principe de base se résume à une modélisation grossière et globale permettant d'obtenir les déplacements ou efforts en tout point du maillage. Ensuite, certaines régions sont maillées plus finement par un maillage local dont les conditions aux limites correspondent à la réponse en déplacement du maillage global [Woo et al. (1994)]. Basé sur cette méthode global/local, Whitcomb et al (1994, 96) proposent une procédure pour l'analyse élastique 3D et à la rupture d'un composite taffetas.

Le modèle de Chouchaoui (1995) est basé sur les techniques d'homogénéisation périodique appliquées à plusieurs renforts tissés. L'originalité de ses travaux est l'introduction de la technique de périodicité hors axe utile pour les armures autres que l'armure taffetas comme les armures satin de 5 ou sergé. Cette technique permet de réduire considérablement le

nombre d'éléments constituant le maillage ; par exemple, le maillage de la cellule de base d'un composite à armure satin de 5 est effectué sur 1/5 de cette cellule. L'application de cette modélisation a permis d'analyser l'influence des caractéristiques géométriques de la microstructure sur le comportement élastique du composite.

IV.3.1.3 Conclusion

La modélisation analytique du comportement élastique des composites à renforts tissés nécessite une description géométrique du renfort. Il est évident que la particularité de la microstructure influe sur les propriétés élastiques globales du composite.

Décrire la cellule de base du renfort dans les directions chaîne et trame est donc indispensable : l'approche d'Ishikawa et al. (1983, 1983) est à appliquer si elle est étendue à la direction trame.

Tenir compte d'une géométrie très détaillée de la microstructure est peut-être excessif et n'apporte en fait plus d'inconvénients en termes de lourdeur de calculs que d'avantages : nous retiendrons de l'approche de Naik NK et al. (1992, 1995) la description de la section et de l'ondulation de la mèche choisie sinusoïdale.

Envisager un possible empilement de couches élémentaires et un décalage relatif entre deux couches empilées est à considérer dans le modèle : la description géométrique de la microstructure devra tenir compte d'un paramètre d'empilement et de décalage, comme l'ont proposé Aboura (1993) et Chouchaoui (1994, 1995).

Après avoir décrit la microstructure, les propriétés élastiques globales du composite sont obtenues en discrétisant la cellule de base en éléments de mèche et de résine. A partir de là, plusieurs hypothèses sont possibles pour combiner les différents éléments de volume qui composent la cellule de base. Vandeurzen et al. (1996, 1998) choisissent d'utiliser une démarche type éléments finis à leur modèle analytique reposant sur le principe variationnel complémentaire en énergie, mais les temps de calculs et la complexité de la méthodologie en deviennent nettement plus lourds. Les autres modèles cités dans la partie IV.3.2.1 sont basés sur des conditions d'iso-déformation, d'iso-contrainte ou d'une combinaison des deux au sein de la cellule de base. Nous retiendrons la condition d'iso-déformation obtenue par sommation des matrices de rigidités de tous les éléments discrétisés.

Les modèles numériques peuvent aussi être utilisés pour décrire la géométrie du renfort tissé et fournir les propriétés élastiques 3D et plus en détails les distributions de contraintes internes. Beaucoup d'auteurs ont principalement traité le cas du composite taffetas qui, de part les symétries de sa géométrie, nécessitent moins d'éléments pour le maillage qu'une structure satin ou sergé. Peu d'auteurs ont tenté de modéliser numériquement des microstructures plus complexes. Chouchaoui (1995) a dans cette optique appliqué une technique d'homogénéisation périodique hors axes pour mailler un composite satin de 5, sergé et sergé hybride composé de mèches de mêmes dimensions. Nous utiliserons cette technique développée à l'UTC pour traiter des structures plus complexes et en rapport avec l'étude, comme l'armure satin de 8 ou l'armure sergé hybride composé de mèches de dimensions différentes.

IV.3.2 Présentation du modèle analytique

IV.3.2.1 Principe de base

Le modèle analytique proposé dans cette étude a été développé dans le but d'analyser le comportement élastique de matériaux composites tissés hybrides ou non hybrides.

Cette analyse nécessite au préalable la création d'un modèle géométrique de ce type d'architecture. Le principe de base est de considérer le composite à renfort tissé comme une structure décomposée à plusieurs niveaux.

En effet, la structure tissée (niveau 1) est caractérisée par une cellule de base (niveau 2), puis par une tranche de cette cellule (niveau 3) qui est ensuite discrétisée (niveau 4) et enfin définie par un élément composé de plis de résine et de mèches (niveau 5).

Prenons l'exemple d'un composite à armure sergé hybride dont la géométrie est présentée sur la figure IV.8. Le 1^{er} niveau correspond à la structure tissée qui se présente sous la forme d'une superposition de plusieurs plis tissés (figure IV.8a). La périodicité de chaque pli tissé dans le composite tissé hybride permet de définir une cellule de base répétitive et réduite qui est suffisante afin de décrire l'architecture tissée (figure IV.8b) : c'est le 2^{ème} niveau de notre démarche. Chaque mèche dans la cellule est décrite par une fonction sinusoïdale pour les parties ondulées ou par une fonction linéaire pour les parties droites ; leur parcours dans le composite étant lié au mode de tissage, une caractérisation analytique de cette géométrie est nécessaire pour chaque renfort tissé (partie IV.3.2.2).

Le 3^{ème} niveau consiste à diviser la cellule de base en un certain nombre de tranches rectangulaires. A chaque zone d'intersection entre une mèche sens chaîne et une mèche sens trame, une tranche rectangulaire est définie avec pour dimension la largeur de mèche. Présenté sur la figure IV.9, 16 tranches sont nécessaires afin de composer la cellule de base d'un sergé hybride. Par comparaison, un taffetas nécessite 4 tranches alors qu'un satin de 5 en a besoin de 25. A partir de cette décomposition, chaque tranche de la cellule est étudiée séparément et divisée en plusieurs micro-cellules dans les sens chaîne et trame (niveau 4). Par exemple, une discrétisation par un pas de 12 dans les deux sens implique une décomposition d'une tranche en 144 micro-cellules. A l'intérieur de chaque micro-cellule (niveau 5), il est fait l'hypothèse que les portions de mèche non ondulée ou de résine sont modélisés par un élément de stratifié unidirectionnel type $[0^\circ]$ ou $[90^\circ]$ alors que l'ondulation des mèches est considérée comme un élément de stratifié unidirectionnel orienté hors de son axe d'orthotropie. Ainsi, chaque micro-cellule est considérée comme la superposition de plusieurs plis de résine, de mèche sens chaîne et de mèche sens trame.

Il faut donc souligner que seul le type d'armure et un nombre limité de paramètres géométriques (dimensions de la mèche, épaisseur du composite) sont suffisant pour construire automatiquement la cellule de base et créer le maillage correspondant.

Les éléments de ce maillage sont ensuite combinés afin d'obtenir les propriétés de la cellule de base et ainsi du composite à renfort tissé. La matrice de rigidité globale du composite est déduite à partir d'une homogénéisation des matrices de rigidité locales de ces éléments dans le cas 2D et 3D (partie IV.3.2.3 et IV.3.2.3).

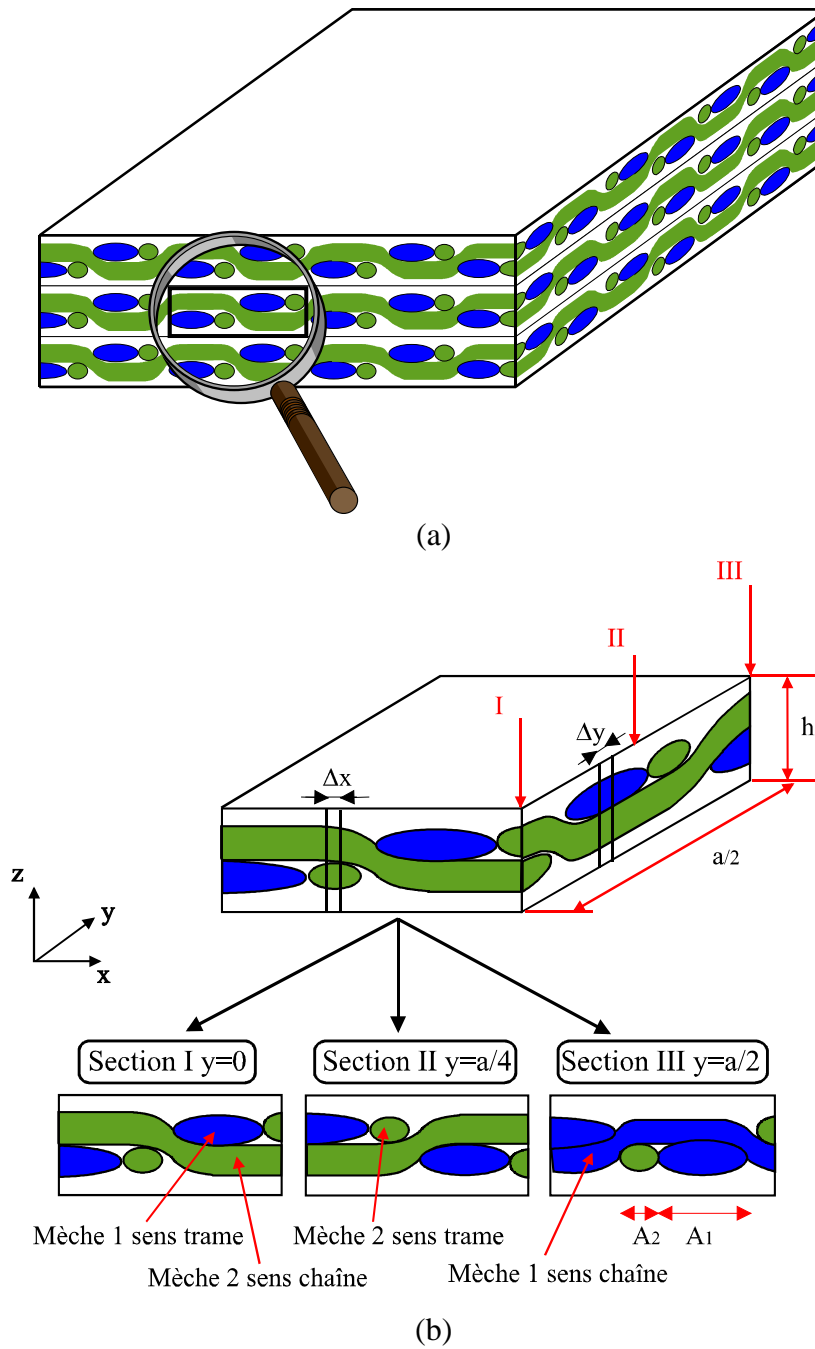


Figure IV.8 Définition de la cellule de base d'un composite à armure sergé 2/2 hybride (a) : Demi-cellule élémentaire du composite (b)

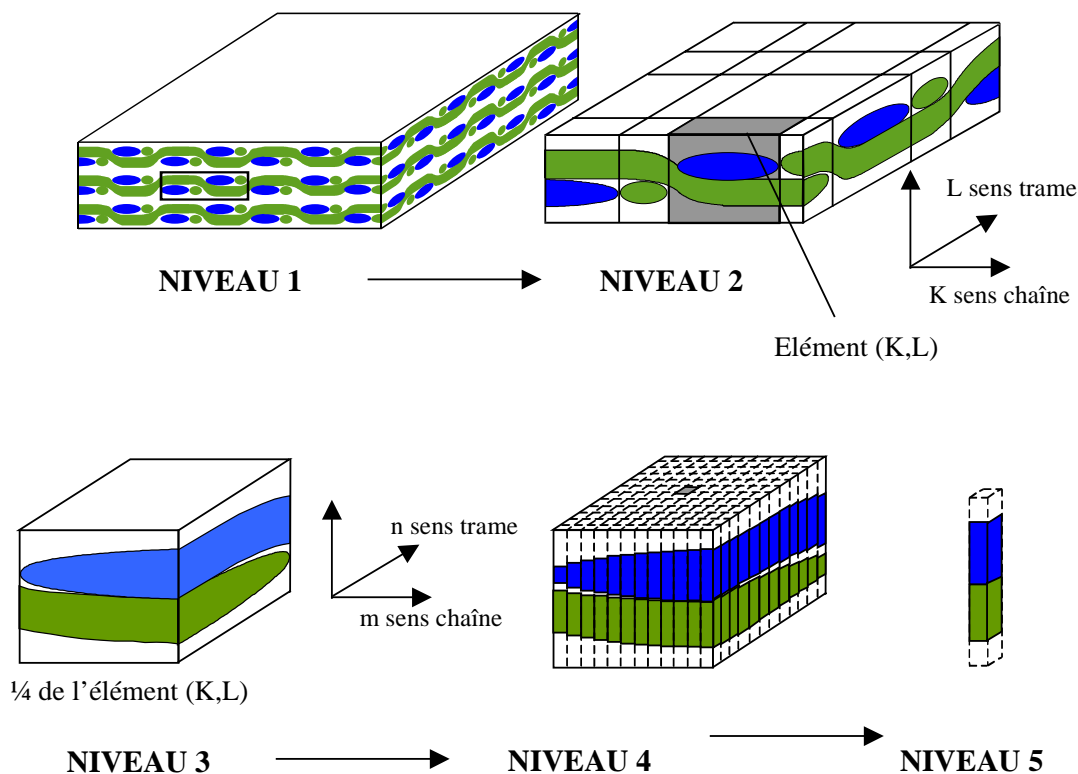


Figure IV.9 Décomposition d'un composite à renfort tissé
Niveau 1: Composite à armure sergé 2/2 hybride
Niveau 2: Cellule de base du composite
Niveau 3: Discrétisation de la cellule par éléments (K,L)
Niveau 4: Discrétisation de l'élément (K,L)
Niveau 5: Micro-élément (m,n) de l'élément (K,L)

En résumé, le modèle analytique proposé dans cette étude s'articule en plusieurs étapes (figure IV.10) :

- la première consiste à modéliser les propriétés élastiques de la mèche ainsi que sa géométrie : cette étape a été décrite dans le préambule du chapitre (IV.2)
- à partir des caractéristiques du renfort tissé (type d'armure, paramètres géométriques du renfort, propriétés des constituants), la fraction volumique de fibres dans le composite, le grammage du tissu sec et la largeur de mèche sont déterminés. Ce calcul nécessite une définition mathématique de la géométrie de chaque renfort tissé : la partie IV.3.2.2 abordera cette caractérisation.
- En fonction des paramètres géométriques, la cellule de base est discrétisée dans le sens chaîne et trame en éléments et micro-éléments avec prise en compte d'éventuelles ondulations de mèches. Les matrices de rigidités locales de chaque élément sont évaluées dans le cas 2D ou 3D et par homogénéisation, les propriétés élastiques globales 2D ou 3D du composite tissé sont obtenues : les parties IV.3.2.3 et IV.3.2.4 traiteront du cas 2D et 3D, respectivement.

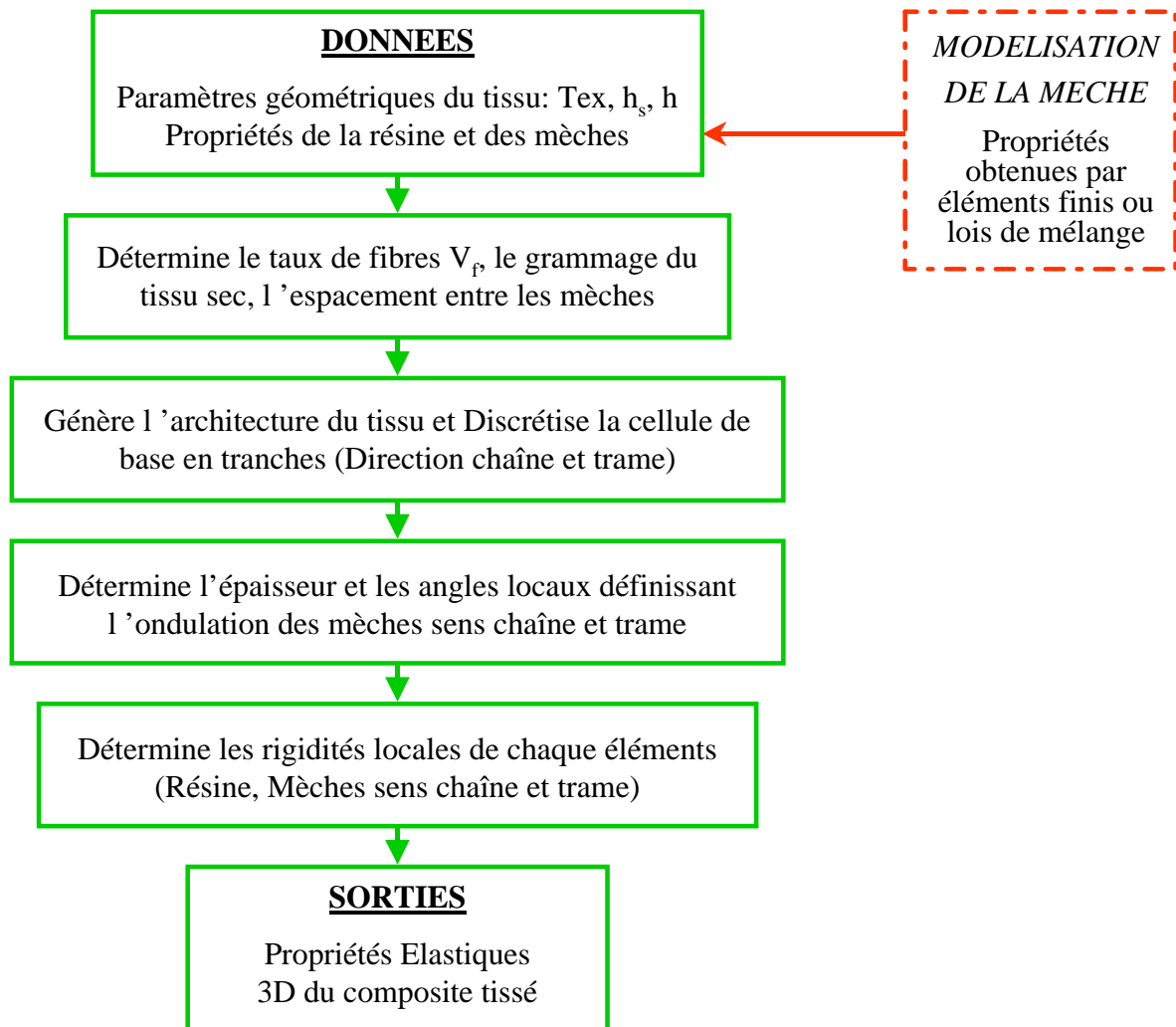
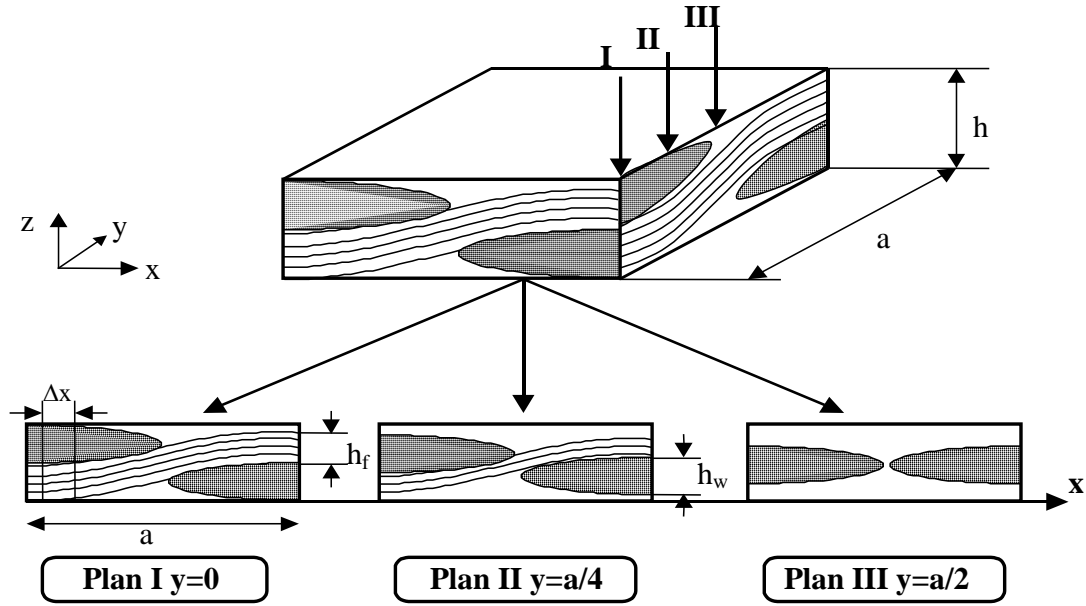


Figure IV.10 Organigramme du modèle élastique

IV.3.2.2 Caractérisation analytique de la géométrie des différentes armures

Armure Taffetas

La cellule de base du tissu taffetas présente des symétries géométriques et matérielles par rapport à deux plans médians. Pour cette raison, seulement un quart de la cellule de base sera traité, les autres quart seront obtenus par symétrie. Cette cellule inclue trois constituants, les mèches de sens chaîne et de sens trame et la résine.



h : épaisseur de la maille élémentaire. a : Longueur de la maille élémentaire.

Figure IV.11 Différents plans de la cellule élémentaire de l'armure taffetas

Pour les régions définies par $0 < x < a/2$ et $0 < y < a/2$, la disposition des constituants dans la cellule est présentée sur la figure IV.11 par un empilement de résine, de mèches entrelacées (mèches transverses et longitudinales) et de résine.

Dans le but de déterminer localement les variations de rigidités d'un composite à armure taffetas, variations dues à l'ondulation des mèches, une définition mathématique de la géométrie des mèches est indispensable. La figure IV.11 montre l'évolution des fils de chaîne et de trame choisie dans ce modèle à différents plans de coupe ($y = 0, a/4, a/2$) du quart de la cellule de base. Les mèches de sens chaîne et trame présentent des évolutions ondulées qui sont supposées avoir une forme sinusoïdale avec une épaisseur maximum h_w et h_f respectivement.

Pour modéliser la configuration choisie, l'ondulation de la fibre médiane de la mèche longitudinale a pour équation suivant l'axe x :

$$H_f(x) = -\frac{h_f}{2} \cos\left(\frac{\pi x}{a}\right) \quad 0 \leq x \leq a \quad (\text{IV.23})$$

L'épaisseur de la mèche longitudinale selon l'axe y est donnée par,

$$e_f(y) = \frac{h_f}{2} \cos\left(\frac{\pi y}{a}\right) \quad 0 \leq y \leq a \quad (\text{IV.24})$$

Des expressions similaires caractéristiques de l'ondulation peuvent être formulées pour la mèche transverse,

$$H_w(y) = -\frac{h_w}{2} \cos\left(\frac{\pi y}{a}\right) \quad 0 \leq y \leq a \quad (\text{IV.25})$$

$$e_w(x) = \frac{h_w}{2} \cos\left(\frac{\pi x}{a}\right) \quad 0 \leq x \leq a \quad (\text{IV.26})$$

Ainsi, les équations des faces supérieures et inférieures de chaque mèche (sens chaîne et trame) sont données par une combinaison des fonctions décrites par les relations IV.23 à IV.26.

La fraction volumique des fibres dans le composite dépend de la fraction volumique des fibres dans les mèches ($v_{f/m}$) et de la fraction volumique des mèches dans le composite ($v_{m/c}$). Ces dernières sont déterminées en fonction des paramètres et de l'ondulation de la mèche dans la cellule de base.

Les volumes des mèches dans la cellule de base, fonction des sections et longueurs de ces mèches, et le volume total de la cellule sont, respectivement, donnés par,

$$V_{m/c} = 4AL \qquad V = 4a^2h$$

où A et a sont respectivement la section et la largeur de la mèche définie en IV.2.5, et L est la longueur de l'ondulation de la mèche déduite à partir d'un développement de Simpson présenté en IV.2.5.

La fraction volumique des fibre v_f dans le composite est déduite de ces expressions par,

$$v_f = v_{f/m} v_{m/c} = v_{f/m} \frac{V_{m/c}}{V}$$

Soit
$$v_f = v_{f/m} \frac{AL}{a^2h} \qquad (IV.27)$$

Afin de s'affranchir d'observations microscopiques nécessaires à la mesure des paramètres microstructuraux du renfort, une relation entre les données fournies par le tisseur, comme le grammage et le titre de la mèche, et ces paramètres est établie :

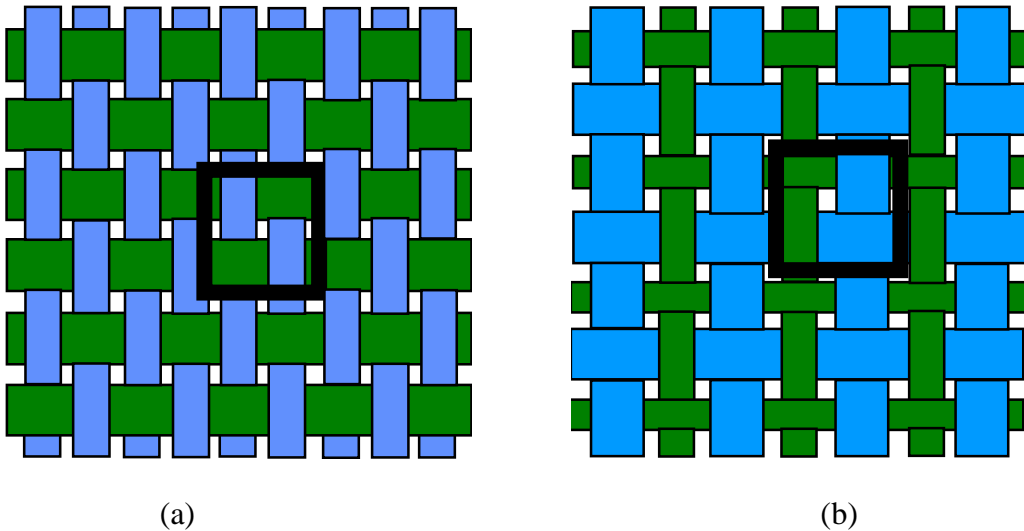
$$w_t = \frac{4T.L}{4a^2} \qquad (IV.28)$$

$$w_t = \frac{T.L}{a^2}$$

où w_t est la masse du tissu sec par unité de surface (g/m^2) et T est la masse linéique de la mèche.

Armure Taffetas hybride

Le principe de l'hybridation est appliqué au composite taffetas : il s'agit d'associer deux types de mèches au sein du tissu tout en respectant l'armure fondamentale du tissu taffetas. Deux armures taffetas hybrides sont présentés sur la figure IV.12 : taffetas hybride équilibré et taffetas hybride non équilibré.



(a) (b)
Figure IV.12 Cellule de base de l'armure taffetas hybride
 (a) non équilibrée (b) équilibré

Le fil de chaîne du renfort 1 est caractérisé par $H_{f_1}(x)$, équation de l'ondulation, et par l'évolution de son épaisseur $e_{f_1}(y)$.

$$H_{f_1}(x) = -\frac{h_{f_1}}{2} \cos\left(\frac{\pi x}{a}\right)$$

$$e_{f_1}(y) = \frac{h_{f_1}}{2} \cos\left(\frac{\pi y}{a_1}\right) \quad (\text{IV.29})$$

où a est la longueur de la maille élémentaire définie,
 h_{f_1} et a_1 est respectivement la hauteur et la largeur de la mèche 1 dans le sens chaîne.

De même, les équations du fil de chaîne du renfort 2 s'écrivent :

$$H_{f_2}(x) = \frac{h_{f_2}}{2} \cos\left(\frac{\pi x}{a}\right)$$

$$e_{f_2}(y) = -\frac{h_{f_2}}{2} \cos\left(\frac{\pi y}{a_2}\right) \quad (\text{IV.30})$$

où h_{f_2} et a_2 est respectivement la hauteur et la largeur de la mèche 2 dans le sens chaîne.

La fraction volumique de fibres dans le composite taffetas hybride et le grammage du tissu sec correspondant sont obtenus de manière analogue au taffetas.

Armure Satin

La cellule représentative du tissu Satin (figure IV.13) diffère de celle du tissu Taffetas. En effet, les mèches de sens chaîne et trame sont entrecroisées selon un ordre et une fréquence régulière, qui détermine ainsi la nature du satin et se traduit par la définition de la variable n_g , caractéristique du satin ($n_g=5$ pour un satin de 5 ou $n_g=8$ pour un satin de 8). De ce fait, une face du tissu est à prédominance de fils de chaîne tandis que l'envers semble constitué essentiellement de fils de trame.

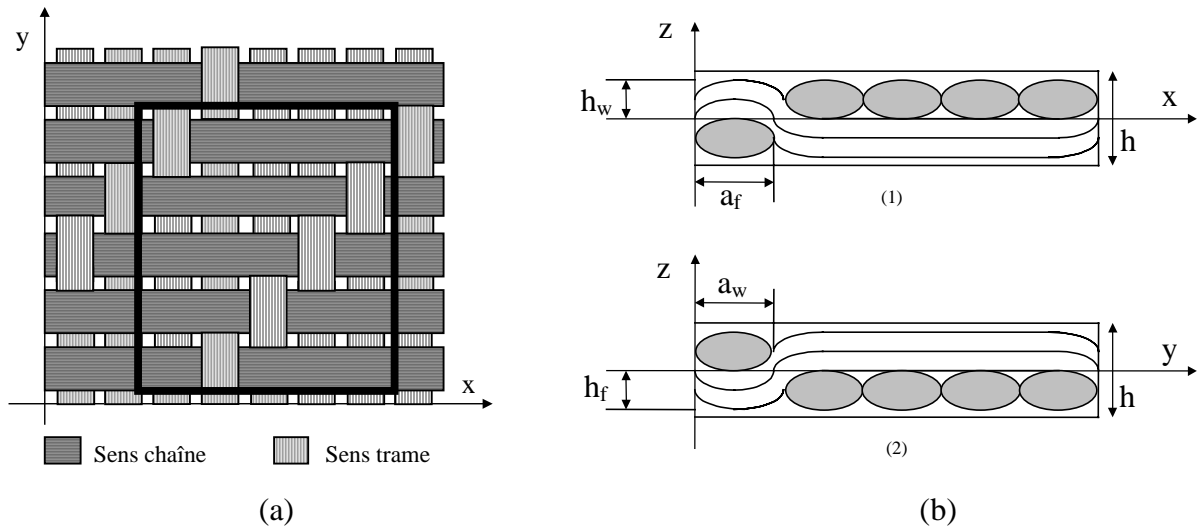


Figure IV.13 Cellule de base (a) d'un tissu Satin de 5 et représentation des mèches (b) de sens chaîne (1) et de sens trame (2)

Modéliser l'architecture du composite satin nécessite une représentation mathématique du parcours des mèches ondulées ou non constituant ce type de tissage avec une fréquence d'ondulation quelconque n_g . De plus, la modélisation prendra en compte l'empilement de plusieurs couches différentes formant ainsi le stratifié. Il s'agira donc de définir :

- un motif dans le stratifié en fonction de la fréquence de croisement des fils de chaîne et de trame, des décalages et des orientations des différentes couches constituant un empilement,
- les équations mathématiques de la position de chaque mèche en fonction des paramètres précédents.

Notations

Le paramètre n_g désigne la fréquence d'entrecroisement des fils longitudinaux et transverses ; il indique qu'une mèche sens trame est entrelacée avec chaque (n_g-1) -ième mèche sens chaîne. Par exemple, $n_g=2$ désigne une armure taffetas, $n_g=3$ désigne une armure sergé 1 lié à 3, $n_g=5$ désigne une armure satin de 5 et ainsi de suite.

Prenons l'exemple d'une armure satin de 5. Pour décrire ce tissu par des fonctions mathématiques, deux variables I et J sont utilisées et donnent les positions respectives des fils de chaîne et de trame dans la cellule de base, comme le présente la figure IV.14.

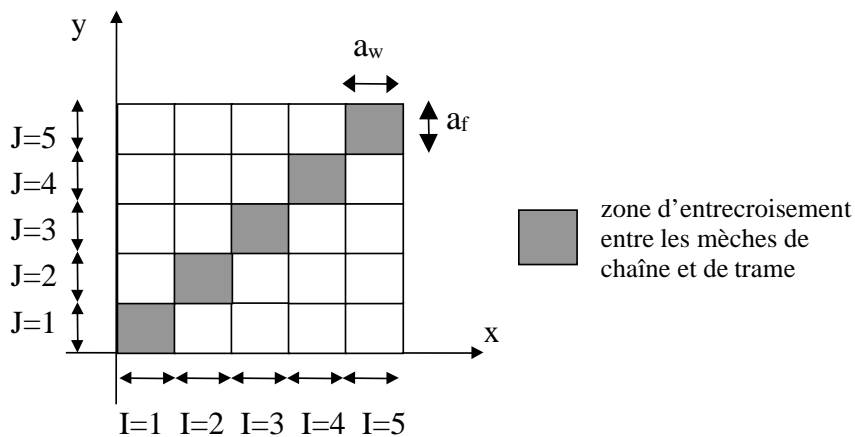


Figure IV.14 Vue de dessus de la cellule de base d'une armure Satin de 5 ($n_g = 5$)

Différentes configurations concernant le pli peuvent être envisagées pour un même satin. La figure IV.15 illustre ces différentes possibilités pour un satin de 5 avec différentes régions d'entrecroisement entre mèches sens chaîne et mèches sens trame. Chaque configuration est définie par une valeur différente de la variable n_{dec} qui indique un décalage de la zone entrelacée. Pour l'exemple d'un satin de 5, cette variable prend les valeurs suivantes :

$n_{dec} = 0$: les ondulations sont sur la diagonale de la cellule de base (figure IV.15a)

$n_{dec} = i$ avec $i \in [1,4]$: les ondulations sont décalées de i fois la largeur d'une mèche (figure IV.15 b,c,d et e respectivement).

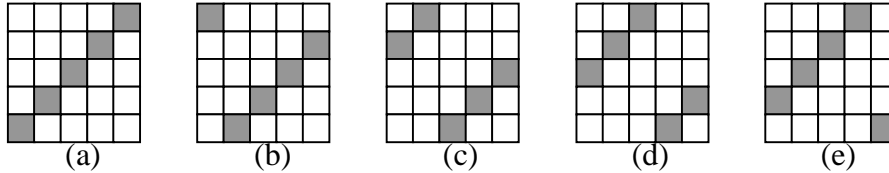


Figure IV.15 Possibilités de décalages dans un tissu Satin de 5

Cette variable prend son importance dans les combinaisons possibles de l'empilement de couches. En d'autres termes, il est possible de fabriquer un stratifié satin avec plusieurs couches ayant différents décalages.

Equations des mèches

Dans un composite satin, les mèches sens trame et chaîne ont des portions ondulées, décrites par une fonction sinusoidale, et des portions droites, décrites par une fonction constante. Les équations ci-dessous prennent en considération l'ondulation des mèches par le paramètre n_{dec} , les positions des mèches sens trame et sens chaîne par les variables I et J et le type de tissu satin par le paramètre n_g . L'empilement n'est pas considéré dans les équations : il suffit de rajouter un terme (désignant la côte d'une couche quelconque par rapport au plan médian) aux équations présentées ci-dessous.

Les équations du parcours sens chaîne de la mèche dans la direction x et de l'épaisseur de cette mèche dans la direction y sont les suivantes :

$$H_f(x) = \begin{cases} -\frac{h_f}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_w}(x + (n_{dec} + J)a_w)\right) & (x \in \left[0, \frac{3}{2}a_w\right] \cup \left[\frac{2n_g - 1}{2}a_w, n_g a_w\right]) \\ -\frac{h_f}{2} & (x \in \left[\frac{3}{2}a_w, \frac{2n_g - 1}{2}a_w\right]) \end{cases} \quad (IV.31)$$

$$e_f(y) = \frac{h_f}{2} \sin\left(\frac{\pi y}{a_f}\right)$$

Les équations dans le sens trame sont similaires (figure IV.13b-2) :

$$H_w(y) = \begin{cases} \frac{h_w}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_f}(y + (n_{dec} + I)a_f)\right) & (y \in \left[0, \frac{3}{2}a_f\right] \cup \left[\frac{2n_g - 1}{2}a_f, n_g a_f\right]) \\ \frac{h_w}{2} & (y \in \left[\frac{3}{2}a_f, \frac{2n_g - 1}{2}a_f\right]) \end{cases} \quad (IV.32)$$

$$e_w(x) = \frac{h_w}{2} \sin\left(\frac{\pi x}{a_w}\right)$$

La fraction volumique des fibres v_f dans un composite satin de type n_g peut être calculée en fonction des paramètres géométriques par,

$$v_f = v_{f/m} v_{m/c} = v_{f/m} \frac{V_{m/c}}{V}$$

où $V_{m/c} = 2n_g AL$ est le volume des $(2n_g)$ mèches dans la cellule du composite

$V = (n_g a)^2 h$ est le volume total de la cellule

Soit
$$v_f = v_{f/m} \frac{2AL}{n_g a^2 h} \quad (IV.33)$$

Le grammage w_t (g/m^2) du tissu satin est défini par:

$$w_t = \frac{2T.L}{n_g a^2} \quad (IV.34)$$

Armure Sergé

Dans les composites de type Sergé, les fils de chaîne et de trame sont entrecroisés selon un ordre et une fréquence programmée afin d'obtenir des lignes diagonales caractéristiques de ce type de tissage (figure IV.16) :

- 1^{er} exemple : sergé de 3 lié à 1
- 2^{ème} exemple : sergé de 2 lié à 2.

Il est à noter que pour ce deuxième exemple le tissu est de même aspect côtés envers et endroit. Dans cette partie IV.3.3.2, nous nous intéresserons au cas sergé de 2 lié à 2 référencé sergé 2/2.

La figure IV.16 présente la cellule de base d'un tissu Sergé de 2 et une représentation schématique des entrecroisements des fils de chaîne et de trame.

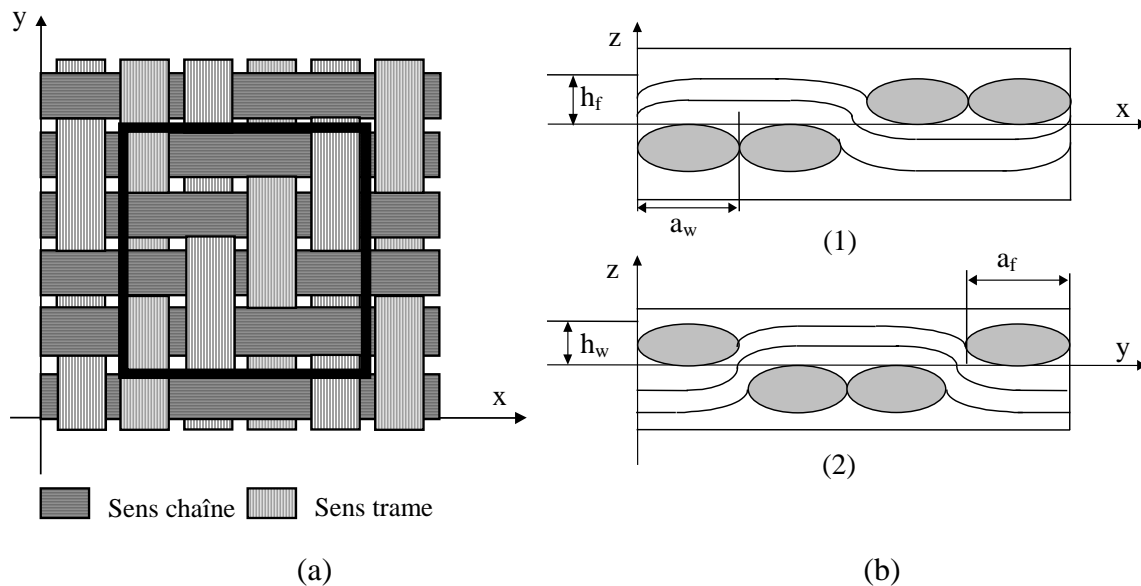


Figure IV.16 Cellule de base (a) d'un tissu sergé de 2/2 et représentation des mèches (b) de sens chaîne (1) et de sens trame (2)

Le paramètre n_{dec} définit toujours la notion de décalage de l'ondulation : comme pour le satin, diverses configurations du domaine d'étude peuvent être envisagées (figure IV.17).

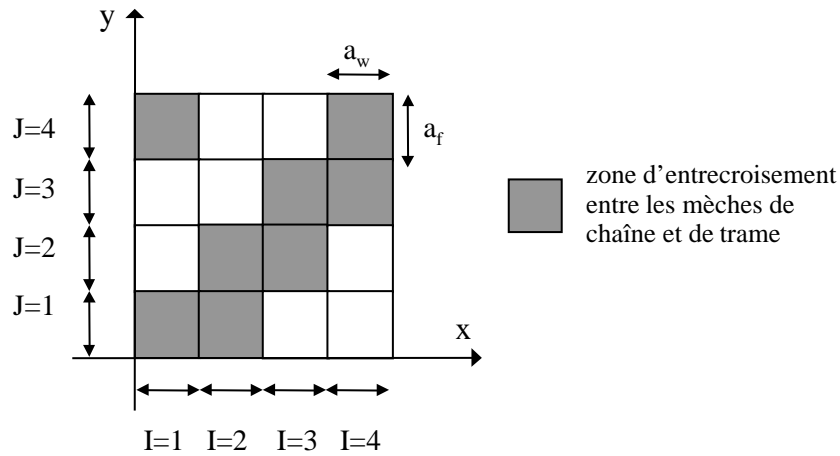


Figure IV.17 Vue de dessus de la cellule de base d'une armure sergé de 2/2

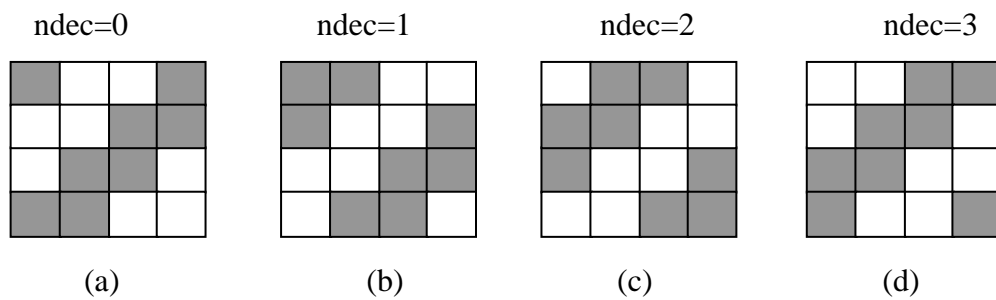


Figure IV.18 Possibilités de décalage dans un tissu Sergé de 2.

La figure IV.17 montre les différentes positions I et J des différentes mèches dans la cellule de base. Les équations de la mèche de chaîne s'écrivent (figure IV.16b-1) :

$$H_f(x) = \begin{cases} \frac{h_f}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_w}(x + (n_{dec} + J)a_w)\right) & (x \in \left[0, \frac{1}{2}a_w\right] \cup \left[\frac{3}{2}a_w, \frac{5}{2}a_w\right] \cup \left[\frac{7}{2}a_w, 4a_w\right]) \\ \frac{h_f}{2} & (x \in \left[\frac{1}{2}a_w, \frac{3}{2}a_w\right]) \\ -\frac{h_f}{2} & (x \in \left[\frac{5}{2}a_w, \frac{7}{2}a_w\right]) \end{cases}$$

$$e_f(y) = \frac{h_f}{2} \sin\left(\frac{\pi y}{a_f}\right) \quad (IV.35)$$

L'équation la mèche de sens trame est similaire (figure IV.16b-2) :

$$H_w(y) = \begin{cases} \frac{h_w}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_f}(y + (n_{dec} + I)a_f)\right) & (y \in \left[\frac{1}{2}a_f, \frac{3}{2}a_f\right] \cup \left[\frac{5}{2}a_f, \frac{7}{2}a_f\right]) \\ \frac{h_w}{2} & (y \in \left[0, \frac{1}{2}a_f\right] \cup \left[\frac{7}{2}a_f, 4a_f\right]) \\ -\frac{h_w}{2} & (y \in \left[\frac{3}{2}a_f, \frac{5}{2}a_f\right]) \end{cases}$$

$$e_w(x) = \frac{h_w}{2} \sin\left(\frac{\pi x}{a_w}\right) \tag{IV.36}$$

La fraction volumique des fibres v_f dans un composite sergé 2/2 peut être calculée en fonction des paramètres géométriques par,

$$v_f = v_{f/m} v_{m/c} = v_{f/m} \frac{V_{m/c}}{V}$$

où $V_{m/c} = 8AL$ est le volume des 8 mèches dans la cellule du composite

$V = 16a^2h$ est le volume total de la cellule

$$\text{Soit } v_f = v_{f/m} \frac{AL}{2a^2h} \tag{IV.37}$$

Le grammage w_t (g/m^2) du tissu sergé 2/2 est défini par :

$$w_t = \frac{T.L}{2a^2} \tag{IV.38}$$

Armure Sergé hybride

Comme pour le composite taffetas, le principe de l'hybridation est appliqué au renfort sergé 2/2 : il s'agit s'associer deux types de mèches au sein du tissu tout en respectant l'armure fondamentale du tissu sergé 2/2 (figure IV.19). Ce tissu hybride est équilibré dans le sens chaîne et trame puisqu'il y a le même nombre de renforts 1 et 2 dans les deux directions.

La cellule de base du tissu Sergé Hybride est présentée ci-dessous (figure IV.19) : le tissu est composé de deux renforts (noté 1 et 2) dont les dimensions et la nature sont différentes.

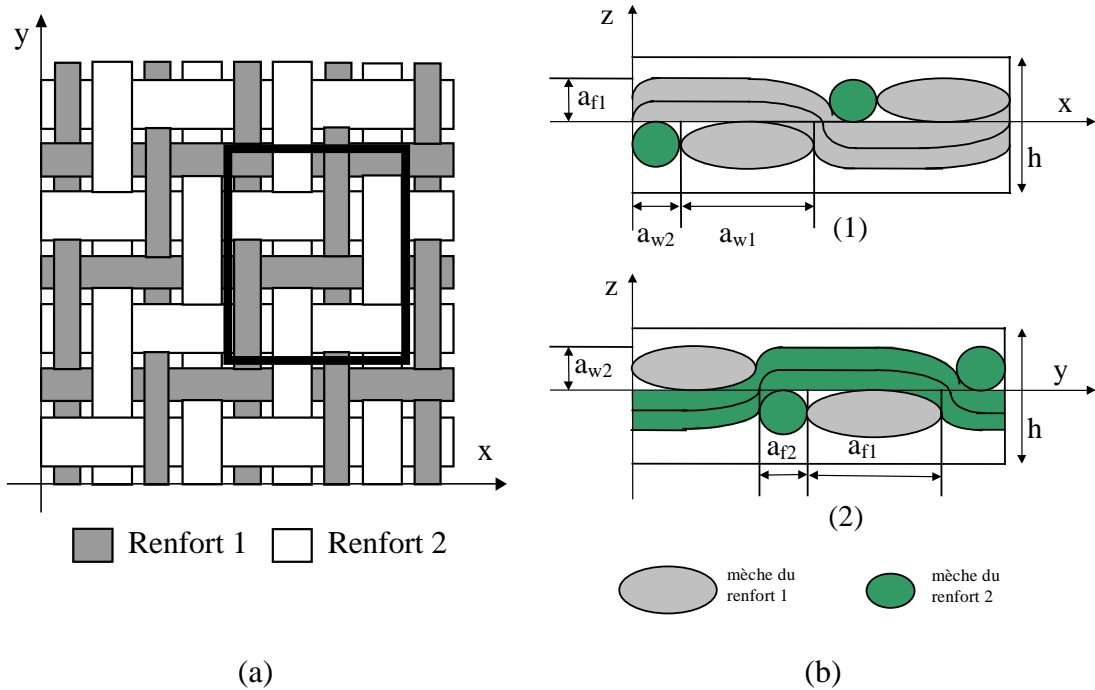


Figure IV.19 Cellule de base (a) d'un tissu sergé hybride et représentation des mèches (b) de sens chaîne (1) et de sens trame (2)

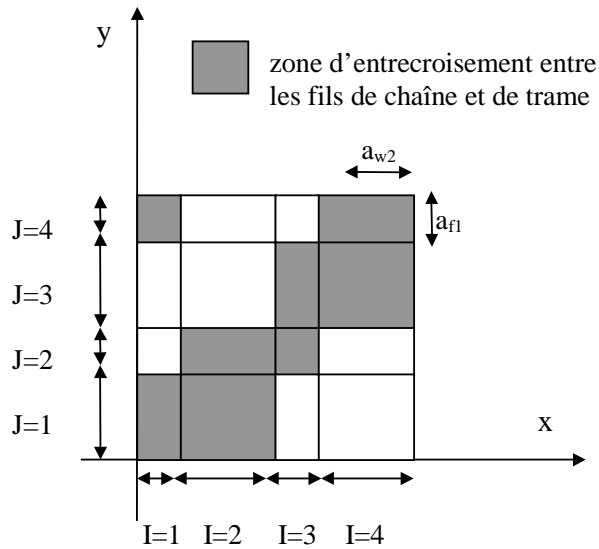


Figure IV.20 Vue de dessus de la cellule de base d'une armure sergé hybride 2/2

Le paramètre n_{dec} définit toujours la notion de décalage de l'ondulation : comme précédemment, diverses configurations du domaine d'étude peuvent être envisagées (figure IV.21).

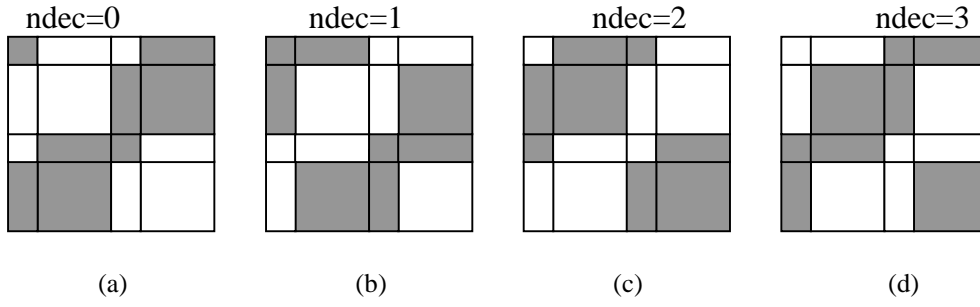


Figure IV.21 Possibilités de décalage dans un tissu Sergé Hybride.

La cellule élémentaire représentative du tissu Sergé Hybride est composée de deux types de renforts, notés 1 et 2 dont les largeurs (respectivement A_{y_1} et A_{y_2}) sont distinctes.

Les équations de la mèche de chaîne du renfort 1 s'écrivent (figure IV.19a) :

$$H_{f_1}(x) = \begin{cases} \frac{h_{f_1}}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_{w_2}}(x + (n_{dec} + J)a_{w_2})\right) & (y \in \left[0, \frac{1}{2}a_{w_2}\right] \cup \left[a_{w_2} + a_{w_1}, \frac{3}{2}a_{w_2} + a_{w_1}\right]) \\ \frac{h_{f_1}}{2} & (y \in \left[\frac{1}{2}a_{w_2}, a_{w_2} + \frac{1}{2}a_{w_1}\right]) \\ \frac{h_{f_1}}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_{w_1}}(x + (n_{dec} + J)a_{w_1})\right) & (y \in \left[a_{w_2} + \frac{1}{2}a_{w_1}, a_{w_2} + a_{w_1}\right] \cup \left[2a_{w_2} + \frac{3}{2}a_{w_1}, 2(a_{w_1} + a_{w_2})\right]) \\ -\frac{h_{f_1}}{2} & (y \in \left[\frac{3}{2}a_{w_2} + a_{w_1}, 2a_{w_2} + \frac{3}{2}a_{w_1}\right]) \end{cases}$$

$$e_{f_1}(y) = \frac{h_{f_1}}{2} \sin\left(\frac{\pi y}{a_{f_1}}\right) \quad (IV.39)$$

L'équation du fil de chaîne du renfort 2 est similaire (figure IV.19b) :

$$H_{w_2}(y) = \begin{cases} -\frac{h_{w_2}}{2} & (y \in \left[0, \frac{1}{2}a_{f_1}\right] \cup \left[2a_{f_1} + \frac{3}{2}a_{f_2}, 2(a_{f_1} + a_{f_2})\right]) \\ \frac{h_{w_2}}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_{f_1}}(y + (n_{dec} + I)a_{f_1})\right) & (y \in \left[\frac{1}{2}a_{f_1}, a_{f_1}\right] \cup \left[\frac{3}{2}a_{f_1} + a_{f_2}, 2a_{f_1} + a_{f_2}\right]) \\ \frac{h_{w_2}}{2} & (y \in \left[a_{f_1} + \frac{1}{2}a_{f_2}, \frac{3}{2}a_{f_1} + a_{f_2}\right]) \\ \frac{h_{w_2}}{2} \sin\left(\frac{\pi}{a_{f_2}}(y + (n_{dec} + I)a_{f_2})\right) & (y \in \left[a_{f_1}, a_{f_1} + \frac{1}{2}a_{f_2}\right] \cup \left[2a_{f_1} + a_{f_2}, 2a_{f_1} + \frac{3}{2}a_{f_2}\right]) \end{cases}$$

$$e_{w_2}(x) = \frac{h_{w_2}}{2} \sin\left(\frac{\pi x}{a_{w_2}}\right) \quad (IV.40)$$

La fraction volumique des fibres v_f dans un composite sergé hybride peut être calculée en fonction des paramètres géométriques des mèches 1 et 2 par,

$$v_f = v_{f_1/m_1} v_{m_1/c} + v_{f_2/m_2} v_{m_2/c}$$

$$v_f = v_{f1/m_1} \frac{V_{m_1/c}}{V} + v_{f2/m_2} \frac{V_{m_2/c}}{V}$$

où $V_{m_1/c} = 4A_1L_1$ est le volume des 4 mèches de longueur L_1 composées avec le renfort 1 dans la cellule du composite
 $V_{m_2/c} = 4A_2L_2$ est le volume des 4 mèches de longueur L_2 composées avec le renfort 2 dans la cellule du composite
 $V = 4(a_1 + a_2)^2 h$ est le volume total de la cellule

$$\text{Soit } v_f = v_{f1/m_1} \frac{A_1L_1}{(a_1 + a_2)^2 h} + v_{f2/m_2} \frac{A_2L_2}{(a_1 + a_2)^2 h} \quad (\text{IV.41})$$

Le grammage w_t (g/m²) du tissu sergé hybride est défini par :

$$w_t = \frac{T_1.L_1 + T_2.L_2}{(a_1 + a_2)^2} \quad (\text{IV.42})$$

IV.3.2.3 Détermination des propriétés élastiques dans le plan

Le principe de base du modèle repose sur une discrétisation de la cellule de base représentative du renfort tissé. Une première approche simple est de déterminer les propriétés du renfort dans le plan en négligeant l'interaction de la troisième direction. En considérant l'exemple de la cellule de base d'un sergé hybride (figure IV.10) divisée en éléments infinitésimaux de largeur Δx et Δy , l'application de la théorie de la stratification donnera pour chaque Δx avec Δy donné :

$$\begin{Bmatrix} N_i \\ M_i \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{ij}(x, y) & B_{ij}(x, y) \\ B_{ij}(x, y) & D_{ij}(x, y) \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_j^0 \\ \kappa_j \end{Bmatrix} \quad (i, j = 1, 2, 6) \quad (\text{IV.43})$$

N et M sont respectivement les efforts résultants et les moments résultants de membrane ; ε^0 et κ sont respectivement les déformations et les courbures.

Dans l'équation IV.43, les matrices $A_{ij}(x, y)$, $B_{ij}(x, y)$ et $D_{ij}(x, y)$ représentent les matrices de rigidités en tension, de couplage et de flexion pour chaque élément infinitésimal.

$A_{ij}(x, y)$, $B_{ij}(x, y)$ et $D_{ij}(x, y)$ sont calculées à partir de :

$$\begin{aligned} [A_{ij}] &= \sum_{k=1}^n [\overline{Q}_{ij}]_k (h_k - h_{k-1}) \\ [B_{ij}] &= \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n [\overline{Q}_{ij}]_k (h_k^2 - h_{k-1}^2) \\ [D_{ij}] &= \frac{1}{3} \sum_{k=1}^n [\overline{Q}_{ij}]_k (h_k^3 - h_{k-1}^3) \end{aligned} \quad (\text{IV.44a})$$

ou sous forme intégrale

$$A_{ij}(x, y), B_{ij}(x, y), D_{ij}(x, y) = \int_{-h/2}^{h/2} (1, z, z^2) \overline{Q}_{ij}^l dz \quad (\text{IV.44b})$$

où n est le nombre total de plis; k est le numéro du pli considéré, h_k est la cote positive ou négative des interfaces par rapport au plan médian et \bar{Q}_{ij}^I est la matrice de rigidité transformée du constituant I (I faisant référence, soit à la matrice (M), soit à la mèche longitudinale (F), soit à la mèche transverse (W)). \bar{Q}_{ij}^I est définie par :

$$\bar{Q}_{ij}^I = \begin{bmatrix} \frac{E_x^I}{P_v^I} & \nu_{xy}^I \frac{E_y^I}{P_v^I} & 0 \\ \nu_{yx}^I \frac{E_x^I}{P_v^I} & \frac{E_y^I}{P_v^I} & 0 \\ 0 & 0 & G_{xy}^I \end{bmatrix} \quad (\text{IV.45})$$

$P_v^I = 1 - \nu_{xy}^I \nu_{yx}^I$, E_x^I, E_y^I, ν_{xy}^I et G_{xy}^I sont les propriétés élastiques du constituant I.

Q_{ij}^I est évaluée pour chaque constituant de la cellule de base, c'est-à-dire pour les mèches dans le sens chaîne et trame en tenant compte de l'ondulation ainsi que pour la résine.

Les coefficients de la matrice de rigidité locale de chaque élément infinitésimal dépendent de la connaissance des propriétés élastiques des constituants ainsi que de l'orientation de l'élément, définie par l'angle local hors-axe $\theta_f(x)$ pour la mèche longitudinale et par $\theta_w(y)$ pour la mèche transverse (figure IV.22).

En référence à la figure IV.22, les angles locaux hors-axe $\theta_f(x)$ et $\theta_w(y)$ sont calculés respectivement à partir de l'équation $H_f(x)$ de la mèche longitudinale et de l'équation $H_w(y)$ de la mèche transverse par,

$$\theta_f(x) = \arctan \frac{dH_f(x)}{dx} \quad \theta_w(y) = \arctan \frac{dH_w(y)}{dy} \quad (\text{IV.46})$$

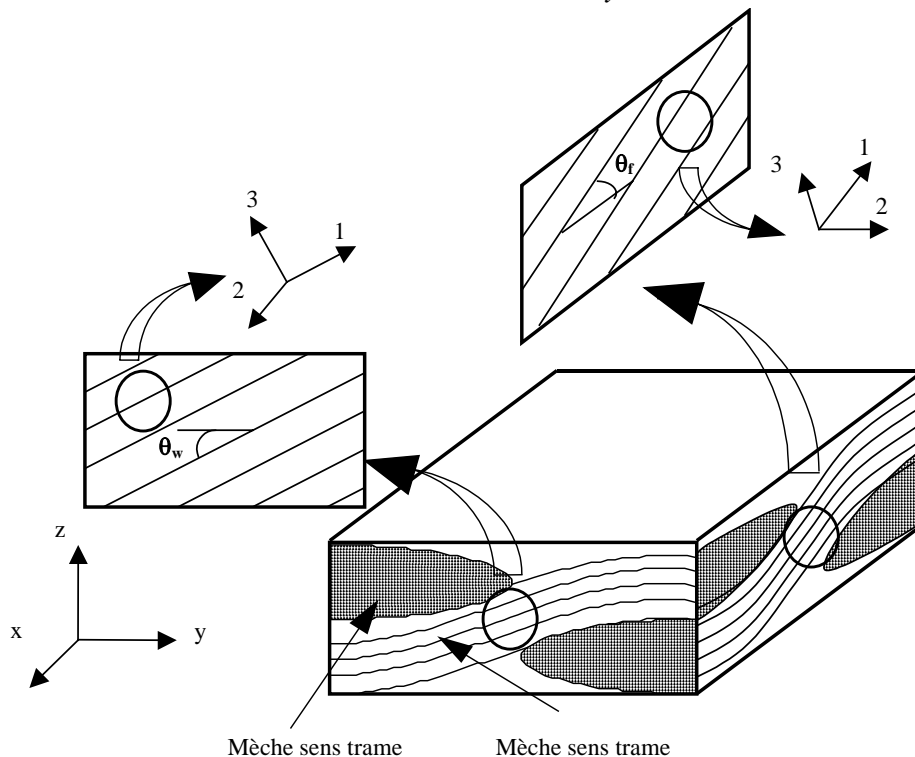


Figure IV.22 Définition de l'ondulation des mèches

Les fonctions $H_f(x)$ et $H_w(y)$ sont exprimées par une combinaison de fonctions linéaires et sinusoidales selon le composite tissé étudié et sont définies dans les parties IV.3.3.3 à IV.3.3.7.

L'existence de ces angles implique une réduction des modules élastiques effectifs dans la direction x et y et les constantes élastiques de la mèche longitudinale et transverse dans le repère global peuvent être calculées ainsi.

Pour la mèche longitudinale,

$$\begin{aligned}
 E(\theta_f)_x^F &= 1 / \left[\frac{1}{E_1} c_f^4 + \left(\frac{1}{G_{13}} - 2 \frac{\nu_{13}}{E_1} \right) s_f^2 c_f^2 + \frac{1}{E_3} s_f^4 \right] \\
 E(\theta_f)_y^F &= E_2 \\
 \nu(\theta_f)_{xy}^F &= E(\theta_f)_x^F \left[c_f^2 \frac{\nu_{12}}{E_1} + s_f^2 \frac{\nu_{23}}{E_2} \right] \\
 G(\theta_f)_{xy}^F &= 1 / \left[\frac{s_f^2}{G_{23}} + \frac{c_f^2}{G_{12}} \right] \\
 \text{où } s_f &= \sin(\theta_f) \text{ et } c_f = \cos(\theta_f)
 \end{aligned} \tag{IV.47}$$

et pour la mèche transverse,

$$\begin{aligned}
 E(\theta_w)_x^W &= E_2 \\
 E(\theta_w)_y^W &= 1 / \left[\frac{1}{E_1} c_w^4 + \left(\frac{1}{G_{13}} - 2 \frac{\nu_{13}}{E_1} \right) s_w^2 c_w^2 + \frac{1}{E_3} s_w^4 \right] \\
 \nu(\theta_w)_{xy}^W &= E(\theta_w)_x^W \left[c_w^2 \frac{\nu_{12}}{E_1} + s_w^2 \frac{\nu_{23}}{E_2} \right] \\
 G(\theta_w)_{xy}^W &= 1 / \left[\frac{s_w^2}{G_{23}} + \frac{c_w^2}{G_{12}} \right] \\
 \text{où } s_w &= \sin(\theta_w) \text{ et } c_w = \cos(\theta_w).
 \end{aligned} \tag{IV.48}$$

Dans les équations (IV.47) et (IV.48), les termes E_1 , E_2 , E_3 et G_{13} représentent les propriétés élastiques 3D de la mèche.

Connaissant les termes \overline{Q}_{ij}^I , les matrices de rigidité locale A , B et D peuvent être déterminées pour chaque élément Δx et Δy en utilisant l'équation IV.44b.

L'homogénéisation selon "x" en premier et "y" en second permet d'obtenir ensuite les matrices A , B , D globales.

$$(A, B, D)_{globale} = \frac{1}{a} \int_0^a \int_0^a (A(x, y), B(x, y), D(x, y)) dx dy \tag{IV.49}$$

où a est la longueur de la cellule de base

Les coefficients homogénéisés sont déduits par la théorie de la stratification classique. Du fait de la symétrie de la structure tissée par rapport au plan (x, y) , les termes de la matrice $[B]$ s'annulent et les propriétés mécaniques sont calculées à partir de la matrice $[A]$ homogénéisée suivant x et y .

$$\begin{aligned}
E_x &= A_{11}^* - \frac{A_{12}^{*2}}{A_{22}^*} \\
E_y &= A_{22}^* - \frac{A_{12}^{*2}}{A_{11}^*} \quad \text{avec } [A^*] = \frac{[A]}{h} \quad (h : \text{épaisseur de la maille étudiée}) \quad (\text{IV.50}) \\
\nu_{xy} &= -\frac{A_{12}^*}{A_{22}^*} \\
G_{xy} &= A_{66}^*
\end{aligned}$$

IV.3.2.4 Détermination des propriétés élastiques tridimensionnelles

Le modèle bidimensionnel présenté en IV.3.3.2 peut être étendu à la troisième direction. En effet, il suffit d'exprimer la matrice de rigidité de chaque constituant par une matrice tridimensionnelle. Dans le cas où le constituant correspond à la résine, cette matrice est isotrope et ne pose pas de problème particulier. Dans le cas où le constituant correspond à la mèche, la matrice correspondante est exprimée dans le repère de la mèche (repère 123) puis est transformée dans le repère de la cellule de base (repère xyz) en tenant compte de l'ondulation de la mèche (angles θ_f et θ_w).

Précisément, la structure tissée est considérée comme un composite décomposé à plusieurs niveaux, comme le montre la figure IV.11.

Cette structure (niveau 1) est formée par l'assemblage de cellules de base (niveau 2), elle-même divisée en plusieurs éléments (K,L) (niveau 3), ces éléments (K,L) étant discrétisés en micro-éléments (m,n) (niveau 4) composés d'éléments de mèches ou de résine orientés ou non (niveau 5).

Par la suite et pour plus de clarté, on désigne par l'indice « I », le constituant i (résine ou mèche) du micro-élément (m,n) de l'élément (K,L). Soient C^I , la matrice de rigidité du constituant I dans le repère local et S^I , la matrice de souplesse correspondante. C^I est de la forme :

$$[C_{ij}^I] = \begin{bmatrix} C_{11}^I & C_{12}^I & C_{13}^I & 0 & 0 & 0 \\ C_{21}^I & C_{22}^I & C_{23}^I & 0 & 0 & 0 \\ C_{31}^I & C_{32}^I & C_{33}^I & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44}^I & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55}^I & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66}^I \end{bmatrix} \quad (\text{IV.51})$$

$$\text{où } \begin{aligned}
C_{11}^I &= \frac{1 - \nu_{23}^I \nu_{32}^I}{E_2^I E_3^I \Delta^I} & C_{12}^I = C_{21}^I &= \frac{\nu_{21}^I + \nu_{31}^I \nu_{23}^I}{E_2^I E_3^I \Delta^I} = \frac{\nu_{12}^I + \nu_3^I \nu_{13}^I}{E_1^I E_3^I \Delta^I} \\
C_{22}^I &= \frac{1 - \nu_{13}^I \nu_{31}^I}{E_1^I E_3^I \Delta^I} & C_{23}^I = C_{32}^I &= \frac{\nu_{32}^I - \nu_{12}^I \nu_{31}^I}{E_1^I E_3^I \Delta^I} = \frac{\nu_{23}^I - \nu_{21}^I \nu_{13}^I}{E_1^I E_2^I \Delta^I} \\
C_{33}^I &= \frac{1 - \nu_{12}^I \nu_{21}^I}{E_1^I E_2^I \Delta^I} & C_{13}^I = C_{31}^I &= \frac{\nu_{31}^I - \nu_{21}^I \nu_{32}^I}{E_2^I E_3^I \Delta^I} = \frac{\nu_{13}^I - \nu_{12}^I \nu_{23}^I}{E_1^I E_2^I \Delta^I}
\end{aligned}$$

$$C_{44}^I = G_{23}^I \quad C_{55}^I = G_{13}^I \quad C_{66}^I = G_{12}^I$$

$$\text{et } \Delta^I = \frac{1 - \nu_{12}^I \nu_{21}^I - \nu_{32}^I \nu_{23}^I - \nu_{13}^I \nu_{31}^I - 2\nu_{21}^I \nu_{32}^I \nu_{13}^I}{E_1^I E_2^I E_3^I}$$

Dans le cas des mèches ondulées, il faut tenir compte de l'orientation de ces mèches caractérisée par un angle hors axe (figure IV.22) et ainsi définir la matrice de rigidité du constituant I transformée (dans le système de coordonnées globales).

La matrice de rigidité transformée est :

$$[\bar{C}_{ij}^I] = [T_{ij}^I]^{-1} [C_{ij}^I] [R_{ij}] [T_{ij}^I] [R_{ij}]^{-1} \quad (\text{IV.52})$$

où R et T sont respectivement la matrice de Reuter et la matrice de transformation des contraintes.

La transformation entre le repère global xyz et celui local 123 en ce qui concernent les contraintes s'écrit,

Pour la mèche longitudinale

$$[T_{ij}^F] = \begin{bmatrix} c_f^2 & 0 & s_f^2 & 0 & 2c_f s_f & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ s_f^2 & 0 & c_f^2 & 0 & -2c_f s_f & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_f & 0 & -s_f \\ -c_f s_f & 0 & c_f s_f & 0 & c_f^2 - s_f^2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & s_f & 0 & c_f \end{bmatrix} \quad (\text{IV.53})$$

où $s_f = \sin(\theta_f)$ et $c_f = \cos(\theta_f)$

Pour la mèche transverse

$$[T_{ij}^W] = \begin{bmatrix} 0 & c_w^2 & s_w^2 & 2c_w s_w & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & s_w^2 & c_w^2 & -2c_w s_w & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_w & s_w \\ 0 & -c_w s_w & c_w s_w & c_w^2 - s_w^2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & s_w & c_w \end{bmatrix} \quad (\text{IV.54})$$

où $s_w = \sin(\theta_w)$ et $c_w = \cos(\theta_w)$.

La matrice de rigidité transformée, donnée par la relation 4.34, devient,

Pour la mèche longitudinale,

$$[\bar{C}_{ij}^F] = \begin{bmatrix} \bar{C}_{11}^F & \bar{C}_{12}^F & \bar{C}_{13}^F & 0 & \bar{C}_{15}^F & 0 \\ \bar{C}_{12}^F & \bar{C}_{22}^F & \bar{C}_{23}^F & 0 & \bar{C}_{25}^F & 0 \\ \bar{C}_{13}^F & \bar{C}_{23}^F & \bar{C}_{33}^F & 0 & \bar{C}_{35}^F & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \bar{C}_{44}^F & 0 & \bar{C}_{46}^F \\ \bar{C}_{15}^F & \bar{C}_{25}^F & \bar{C}_{35}^F & 0 & \bar{C}_{55}^F & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \bar{C}_{46}^F & 0 & \bar{C}_{66}^F \end{bmatrix} \quad (\text{IV.55a})$$

où les coefficients de la matrice de rigidité pour la mèche longitudinale

$$\begin{aligned}
\bar{C}_{11}^F &= C_{xx}^F = C_{11}^F c_f^4 + (4C_{55}^F + 2C_{13}^F) c_f^2 s_f^2 + C_{33}^F s_f^4 \\
\bar{C}_{12}^F &= C_{xy}^F = C_{12}^F c_f^2 + C_{23}^F s_f^2 \\
\bar{C}_{13}^F &= C_{xz}^F = C_{13}^F (c_f^4 + s_f^4) + (C_{11}^F + C_{33}^F - 4C_{55}^F) c_f^2 s_f^2 \\
\bar{C}_{15}^F &= C_{xr}^F = C_{11}^F s_f c_f^3 - C_{33}^F c_f s_f^3 - (C_{13}^F + 2C_{55}^F) (c_f^2 - s_f^2) c_f s_f \\
\bar{C}_{22}^F &= C_{yy}^F = C_{22}^F \\
\bar{C}_{23}^F &= C_{yz}^F = C_{12}^F s_f^2 + C_{23}^F c_f^2 \\
\bar{C}_{25}^F &= C_{yr}^F = (C_{12}^F - C_{23}^F) c_f s_f \\
\bar{C}_{33}^F &= C_{zz}^F = C_{11}^F s_f^4 + (4C_{55}^F + 2C_{13}^F) c_f^2 s_f^2 + C_{33}^F c_f^4 \\
\bar{C}_{35}^F &= C_{zr}^F = C_{11}^F c_f s_f^3 - C_{33}^F s_f c_f^3 + (C_{13}^F + 2C_{55}^F) (c_f^2 - s_f^2) c_f s_f \\
\bar{C}_{44}^F &= C_{qq}^F = C_{44}^F c_f^2 + C_{55}^F s_f^2 \\
\bar{C}_{46}^F &= C_{qs}^F = (C_{55}^F - C_{44}^F) c_f s_f \\
\bar{C}_{55}^F &= C_{rr}^F = C_{55}^F (c_f^4 + s_f^4) + (C_{11}^F + C_{33}^F - 2C_{13}^F - 2C_{55}^F) c_f^2 s_f^2 \\
\bar{C}_{66}^F &= C_{ss}^F = C_{44}^F s_f^2 + C_{55}^F c_f^2
\end{aligned} \tag{IV.55b}$$

Pour la mèche transverse,

$$\left[\bar{C}_{ij}^W \right] = \begin{bmatrix} \bar{C}_{11}^W & \bar{C}_{12}^W & \bar{C}_{13}^W & \bar{C}_{14}^W & 0 & 0 \\ \bar{C}_{12}^W & \bar{C}_{22}^W & \bar{C}_{23}^W & \bar{C}_{24}^W & 0 & 0 \\ \bar{C}_{13}^W & \bar{C}_{23}^W & \bar{C}_{33}^W & \bar{C}_{34}^W & 0 & 0 \\ \bar{C}_{14}^W & \bar{C}_{24}^W & \bar{C}_{34}^W & \bar{C}_{44}^W & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \bar{C}_{55}^W & \bar{C}_{56}^W \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \bar{C}_{56}^W & \bar{C}_{66}^W \end{bmatrix} \tag{IV.56a}$$

où les coefficients de la matrice de rigidité pour la mèche transverse,

$$\begin{aligned}
\bar{C}_{11}^W &= C_{xx}^W = C_{22}^W \\
\bar{C}_{12}^W &= C_{xy}^W = C_{12}^W c_w^2 + C_{23}^W s_w^2 \\
\bar{C}_{13}^W &= C_{xz}^W = C_{12}^W s_w^2 + C_{23}^W c_w^2 \\
\bar{C}_{14}^W &= C_{xq}^W = (C_{12}^W - C_{23}^W) c_w s_w \\
\bar{C}_{22}^W &= C_{yy}^W = C_{11}^W c_w^4 + (4C_{55}^W + 2C_{13}^W) c_w^2 s_w^2 + C_{33}^W s_w^4 \\
\bar{C}_{23}^W &= C_{yz}^W = C_{13}^W (c_w^4 + s_w^4) + (C_{11}^W + C_{33}^W - 4C_{55}^W) c_w^2 s_w^2 \\
\bar{C}_{24}^W &= C_{yq}^W = C_{11}^W s_w c_w^3 - C_{33}^W c_w s_w^3 - (C_{13}^W + 2C_{55}^W) (c_w^2 - s_w^2) c_w s_w \\
\bar{C}_{33}^W &= C_{zz}^W = C_{11}^W s_w^4 + (4C_{55}^W + 2C_{13}^W) c_w^2 s_w^2 + C_{33}^W c_w^4 \\
\bar{C}_{34}^W &= C_{zq}^W = C_{11}^W c_w s_w^3 - C_{33}^W s_w c_w^3 + (C_{13}^W + 2C_{55}^W) (c_w^2 - s_w^2) c_w s_w \\
\bar{C}_{44}^W &= C_{qq}^W = C_{55}^W (c_w^4 + s_w^4) + (C_{11}^W + C_{33}^W - 2C_{13}^W - 2C_{55}^W) c_w^2 s_w^2 \\
\bar{C}_{55}^W &= C_{rr}^W = C_{44}^W c_w^2 + C_{55}^W s_w^2 \\
\bar{C}_{56}^W &= C_{rs}^W = (C_{55}^W - C_{44}^W) c_f s_f \\
\bar{C}_{66}^W &= C_{ss}^W = C_{55}^W c_f^2 + C_{44}^W s_f^2
\end{aligned} \tag{IV.56b}$$

La connaissance de cette matrice transformée pour chaque constituant I avec la prise en compte de l'ondulation dans le cas des mèches permet par la décomposition à plusieurs niveaux précédemment présentée de déduire la matrice de rigidité de la cellule de base. Les différents niveaux de décomposition du composite (figure IV.9) sont caractérisés par différents indices et permettent de déterminer les matrices de rigidités transformées correspondantes :

Niveau du micro-élément (m,n) de l'élément (K,L)

$$\bar{C}_{mn}^{KL} = \sum_{i=F,W,M} V_{mn}^i \bar{C}_{mn}^{KLi} \quad (IV.57)$$

où

- i représente la mèche longitudinale (F), la mèche transverse (W) ou la matrice (M)
- \bar{C}_{mn}^{KL} désigne la matrice de rigidité transformée du constituant i dans le micro-élément (m,n) de l'élément (K,L)
- V_{mn}^i désigne la fraction volumique du constituant i (résine ou mèches) dans le micro-élément (m,n)
- \bar{C}_{mn}^{KLi} désigne la matrice de rigidité transformée du micro-élément (m,n) de l'élément (K,L)

Niveau l'élément (K,L)

$$\bar{C}^{KL} = \sum_{m=1}^p \sum_{n=1}^p V_{KL}^{mn} \bar{C}_{mn}^{KL} \quad (IV.58)$$

où

- p est le pas de discrétisation dans le sens chaîne et trame des éléments (K,L)
- \bar{C}^{KL} désigne la matrice de rigidité transformée de l'élément (K,L)
- V_{KL}^{mn} désigne la fraction volumique du micro-élément (m,n) dans l'élément (K,L)
- \bar{C}_{mn}^{KL} désigne la matrice de rigidité transformée du micro-élément (m,n) de l'élément (K,L)

Niveau de la cellule de base

$$C = \sum_{K=1}^{n_e} \sum_{L=1}^{n_e} V_C^{KL} \bar{C}^{KL} \quad (IV.59)$$

où

- n_e représente le nombre d'éléments dans la cellule de base du composite à renfort tissé étudié
- C désigne la matrice de rigidité de la cellule de base
- V_C^{KL} désigne la fraction volumique de l'élément (K,L) dans la cellule de base

Soit

$$C = \sum_{K=1}^{n_e} \sum_{L=1}^{n_e} V_C^{KL} \left(\sum_{m=1}^p \sum_{n=1}^p V_{KL}^{mn} \left(\sum_{i=F,W,M} V_{mn}^i \bar{C}_{mn}^{KLi} \right) \right) \quad (IV.60)$$

La matrice de rigidité C de la cellule de base du composite est donc déduite d'une sommation des matrices de rigidités d'éléments microscopiques obtenus par la décomposition à plusieurs niveaux de la cellule de base. Ces micro-éléments (m,n) sont constitués soit de mèche longitudinale, soit de mèche transverse, soit de résine. Les matrices de rigidité

transformées de ces micro-éléments sont désignées par \overline{C}_{mn}^{KLi} , correspondant à la matrice de rigidité transformée du constituant i dans le micro-élément (m,n) de l'élément (K,L) .

Pendant la sommation, il est à noter que certains termes de l'intégration s'annulent du fait de la symétrie de l'ondulation des mèches par rapport au plan (x,y) ,

$$\begin{aligned} \frac{1}{a} \int_0^a \sin \theta_f^3 \cos \theta_f dx &= \frac{1}{a} \int_0^a \sin \theta_f \cos \theta_f^3 dx = \frac{1}{a} \int_0^a \sin \theta_f \cos \theta_f dx = 0 \\ \frac{1}{a} \int_0^a \sin \theta_w^3 \cos \theta_w dy &= \frac{1}{a} \int_0^a \sin \theta_w \cos \theta_w^3 dy = \frac{1}{a} \int_0^a \sin \theta_w \cos \theta_w dy = 0 \end{aligned} \quad (IV.61)$$

ce qui implique que les rigidités transformées moyennes $\overline{C}_{15}^F, \overline{C}_{25}^F, \overline{C}_{35}^F$ et \overline{C}_{46}^F pour la mèche longitudinale et $\overline{C}_{14}^W, \overline{C}_{24}^W, \overline{C}_{34}^W$ et \overline{C}_{56}^W pour la mèche transverse sont égales à zéro. Ainsi, un matériau composite avec une ondulation des mèches symétrique par rapport au plan (x,y) présentera une matrice de rigidité globale orthotrope. En conséquence, la matrice $[C]$ faisant référence à la matrice de rigidité moyenne sur tout le volume représentatif s'écrit,

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{xx} & C_{xy} & C_{xz} & 0 & 0 & 0 \\ C_{xy} & C_{yy} & C_{yz} & 0 & 0 & 0 \\ C_{xz} & C_{yz} & C_{zz} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{qq} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{rr} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{ss} \end{bmatrix} \quad (IV.62)$$

Les modules d'Young, de cisaillement et les coefficients de Poisson du composite à renfort tissé dans les trois directions sont obtenus par,

$$\begin{aligned} E_x &= \frac{1}{S_{xx}} & \nu_{xy} &= -\frac{S_{xy}}{S_{xx}} & G_{yz} &= \frac{1}{S_{qq}} \\ E_y &= \frac{1}{S_{yy}} & \nu_{xz} &= -\frac{S_{xz}}{S_{xx}} & G_{xz} &= \frac{1}{S_{rr}} \\ E_z &= \frac{1}{S_{zz}} & \nu_{yz} &= -\frac{S_{yz}}{S_{yy}} & G_{xy} &= \frac{1}{S_{ss}} \end{aligned} \quad (IV.63a)$$

$$\text{où } [S] = [C]^{-1}$$

Soit, en fonction de la matrice $[C]$

$$\begin{aligned} E_x &= \frac{C}{C_{yy}C_{zz} - C_{yz}^2} & \nu_{xy} &= -\frac{C_{xz}C_{yz} - C_{xy}C_{zz}}{C_{yy}C_{zz} - C_{yz}^2} & G_{yz} &= C_{qq} \\ E_y &= \frac{C}{C_{xx}C_{zz} - C_{xz}^2} & \nu_{xz} &= -\frac{C_{xy}C_{yz} - C_{xz}C_{yy}}{C_{yy}C_{zz} - C_{yz}^2} & G_{xz} &= C_{rr} \\ E_z &= \frac{C}{C_{xx}C_{yy} - C_{xy}^2} & \nu_{yz} &= -\frac{C_{xy}C_{xz} - C_{xx}C_{yz}}{C_{xx}C_{zz} - C_{xz}^2} & G_{xy} &= C_{ss} \end{aligned} \quad (IV.63b)$$

$$\text{où } C = C_{xx}C_{yy}C_{ss} + 2C_{xy}C_{xz}C_{yz} - C_{xz}^2C_{yy} - C_{xy}^2C_{zz} - C_{yz}^2C_{xx}$$

IV.3.3 Modélisation numérique

Dans le cadre des travaux de Chouchaoui et al. (1994, 95), l'introduction de la technique de périodicité hors axes, basée sur un développement asymptotique, a été employée, et plus particulièrement pour les composites sergé et satin où un problème de direction de périodicité (hors axes) se manifeste. En effet, les conditions de périodicité se traduisent par l'égalité des champs de déplacement de deux points en vis à vis sur deux faces opposées. Dans le cas d'une direction de périodicité perpendiculaire aux faces étudiées, la commande standard du code MEF est utilisée mais cette commande a dû être modifiée par Chouchaoui et al. (1994, 95) dans le cas d'une direction de périodicité quelconque. Cette technique permet de réduire considérablement le nombre d'éléments constituant le maillage et par conséquent le coût de calcul. Par exemple, le maillage de la cellule de base d'un satin de 8 est effectué sur 1/8 de cette cellule.

L'approche nécessite la définition de deux échelles :

- l'échelle microscopique correspondant aux constituants de base du matériau composite à renfort tissé, c'est-à-dire, la fibre, la résine et éventuellement un élément d'interphase entre ces deux constituants;
- l'échelle macroscopique correspondant à la dimension de la cellule de base, cellule représentative du composite tissé et constituée de mèches entrelacées et de résine.

Le matériau composite tissé est supposé avoir une périodicité Y petite par rapport aux dimensions de la structure. La base de l'homogénéisation des milieux périodiques est d'imposer une contrainte macroscopique Σ à la cellule de base Y et d'exprimer le champ de déformation microscopique $\varepsilon(u)$ et le champ de contrainte microscopique σ comme solution de:

$$\left\{ \begin{array}{l} \operatorname{div} \sigma = 0 \\ \sigma = a(y) \varepsilon(u) \\ \varepsilon(u) \text{ périodique par rapport à } Y \\ \sigma(\vec{n}) \text{ anti - périodique par rapport à } Y \\ \langle \sigma \rangle = \frac{1}{Y} \int_Y \sigma dy = \Sigma \end{array} \right. \quad (\text{IV.64})$$

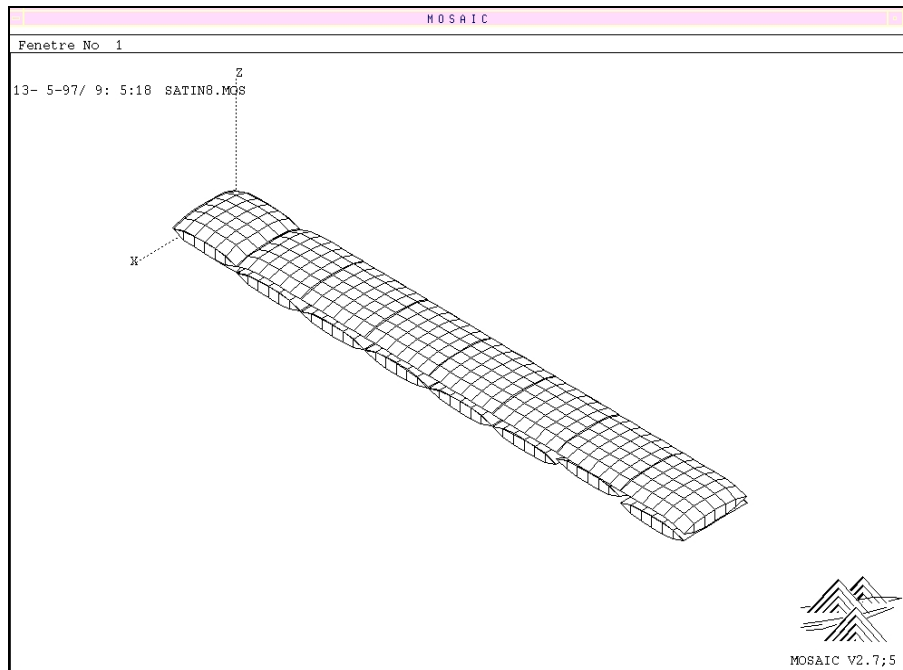
La rigidité homogénéisée Q peut être obtenue par la relation entre la contrainte macroscopique Σ et la déformation microscopique $E = \langle \varepsilon(u) \rangle$, soit,

$$\Sigma = Q.E \quad \Leftrightarrow \quad E = Q^{-1}.\Sigma \quad (\text{IV.65})$$

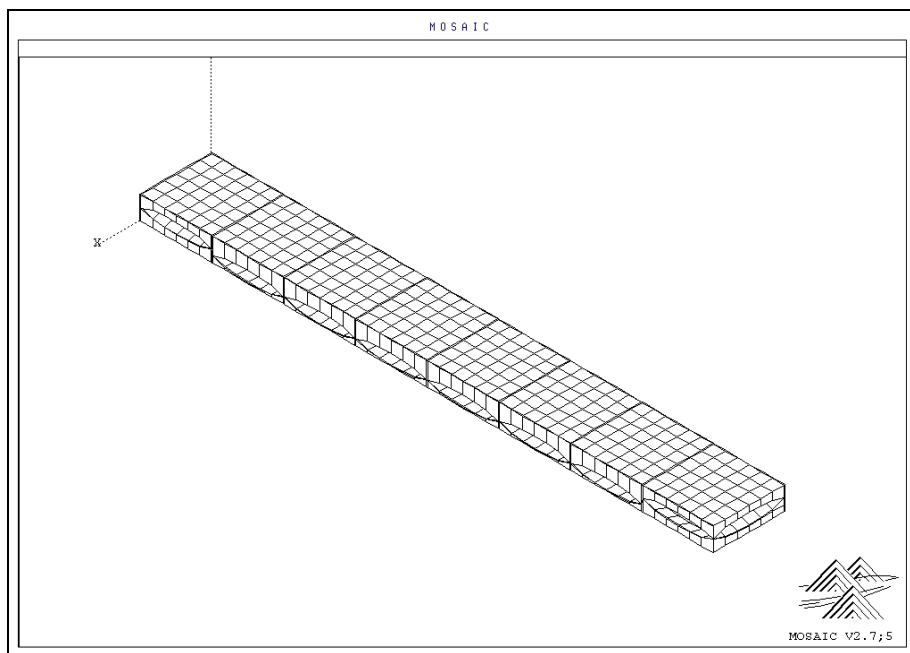
La modélisation numérique des matériaux composites à renforts tissés prend en compte la géométrie des mèches aussi bien que leur ondulation et leur position au sein de la cellule de base. Les maillages de la cellule de base de quatre composites tissés, un composite taffetas, son homologue hybride, un composite sergé 2/2 et un composite satin de 8, sont présentés sur les figures IV.23 et 24. Au contraire du composite à armure taffetas, ces deux derniers composites nécessitent la définition d'une cellule de base avec un problème de périodicité hors axes [Chouchaoui et al. (1994,95)]. Le maillage de ces cellules est constitué d'éléments solides prismatiques P6 à 6 nœuds et d'éléments hexaédriques H8 à 8 nœuds.

Cette méthode réduit les demandes en temps CPU et mémoire comparé à une modélisation avec une direction de périodicité dans les axes principaux du composite. Précisément, le maillage complet de la cellule de base contient 1060 éléments avec 1327 nœuds pour le composite sergé 2/2 et 2092 éléments avec 2779 nœuds pour le composite satin de 8. Néanmoins, cette méthode exige malgré une réduction du nombre de nœuds et

d'éléments un maillage lourd à mettre en œuvre, ce qui handicape une éventuelle étude paramétrique.

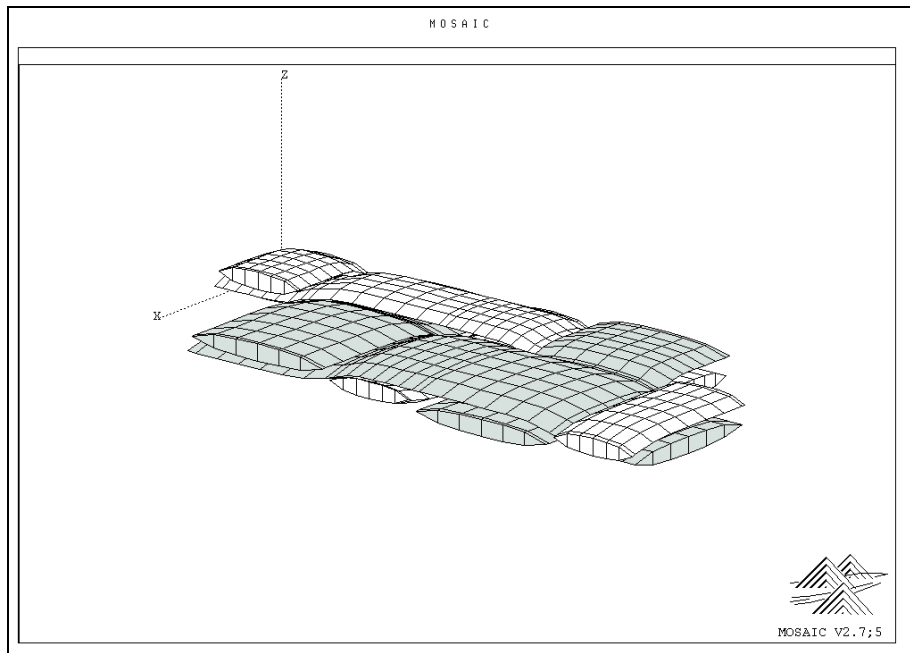


(a)

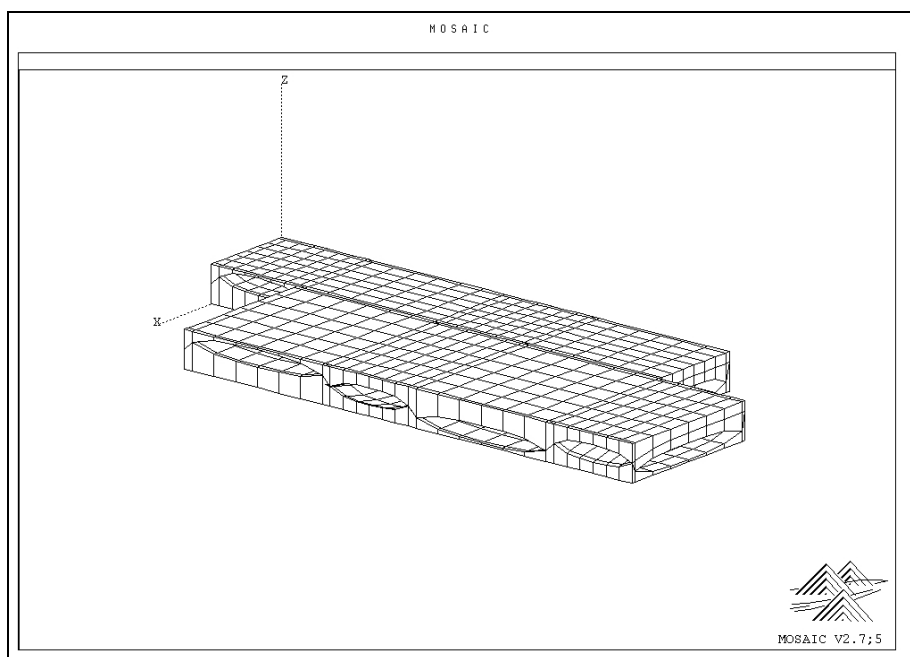


(b)

Figure IV.23 Cellule de base du composite à armure satin de 8
(a) maillage des mèches
(b) maillage de la résine



(a)



(b)

Figure IV.24 Cellule de base du composite à armure sergé hybride 2/2
(a) maillage des mèches
(b) maillage de la résine

IV.3.4 Validation des modèles

Dans le but de valider le modèle analytique développé afin de modéliser le comportement élastique des composites à renforts tissés (hybride et non hybride), il est nécessaire de comparer les modules élastiques homogénéisés obtenus analytiquement aux résultats expérimentaux et numériques de cette étude et à quelques résultats publiés dans la littérature.

Le tableau IV.5 résume les propriétés mécaniques de cinq fibres et de quatre résines différentes ; ils constituent les éléments de base des différentes mèches qui composent les composites tissés étudiés. Le tableau IV.6 rappelle les propriétés mécaniques de ces mèches calculées dans la partie IV.2.4.

	Matériau	E_L [GPa]	E_T [GPa]	G_{LT} [GPa]	G_{TT} [GPa]	ν_{LT}	ρ [g/cm ³]
<i>Fibres</i>	Verre E	73	73	30.4	30.4	0.20	2.5
	Silice (SI)	78	78	33.3	33.3	0.17	2.2
	PE	13.8	13.8	4.9	4.9	0.40	1.38
	Carbone T300	230	24	50	33	0.28	1.74
	Kevlar 49	133	7	12	8	0.38	1.44
<i>Résines</i>	Vinylester Derakane	3.4	3.4	1.49	1.49	0.35	1.15
	Epoxyde M14	3.2	3.2	1.16	1.16	0.38	1.29
	Epoxyde M18	3.5	3.5	1.27	1.27	0.38	1.16
	Bakélite L20/SL	3.2	3.2	1.19	1.19	0.35	1.15

E_L et E_T sont les modules d'Young axial et transverse, G_{LT} et G_{TT} sont les modules de cisaillement axial et transverse, ν_{LT} est le coefficient de Poisson dans le plan et ρ est la densité.

Tableau IV.5 Propriétés mécaniques des fibres et résines

Mèches	E_1 [Gpa]	E_2 [Gpa]	G_{12} [Gpa]	G_{23} [Gpa]	ν_{12}	ν_{23}
Verre E/Vinylester ($V_{f/m} = 0.78$)	57.5	18.8	7.4	7.3	0.25	0.29
Silice/M14 ($V_{f/m} = 0.75$)	59.2	22.3	8.3	7.2	0.21	0.32
Silice/M18 ($V_{f/m} = 0.75$)	59.3	23.2	8.7	7.6	0.21	0.32
Pe/M14 ($V_{f/m} = 0.75$)	11.1	9.2	3.3	3.2	0.39	0.39
Pe/M18 ($V_{f/m} = 0.75$)	11.2	9.4	3.4	3.3	0.39	0.39
Carbone/Bakélite ($V_{f/m} = 0.59$)	137	9.6	4.7	3.2	0.31	0.45
Kevlar/Bakélite ($V_{f/m} = 0.48$)	65.5	5.1	3.2	2.1	0.36	0.45

Tableau IV.6 Propriétés mécaniques des mèches

Quatre armures différentes ont été sélectionnées dans cette étude : des armures taffetas et satin de 8, deux armures sergé 2/2 et trois armures sergé hybride 2/2.

Les observations microscopiques sur les différents composites tissés ainsi que les paramètres donnés par le fabricant permettent d'évaluer les paramètres géométriques de la cellule de base, paramètres nécessaires pour la modélisation tant analytique que numérique.

Composites (fibre/résine)	Armures	Largeur et épaisseur de mèche		Épaisseur de la cellule de base (mm)	Fraction volumique de fibres dans mèche composite	
		(mm)	(mm)			
Verre E/Vinylester	Taffetas	0.6	0.05	0.10	0.78	0.54
Silice/Epoxyde M18	Satin de 8	0.6	0.09	0.18	0.80	0.52
Silice/Epoxyde M14	Sergé 2/2	0.83	0.09	0.2275	0.75	0.38
Carbone/Bakélite	Sergé 2/2	1.5	0.15	0.30	0.59	0.38
Silice (1) /Pe (2) /Epoxyde M14	Sergé 2/2	0.83 (1)	0.09 (1)	0.18	0.75	0.32 (1)
	hybride	0.5 (2)	0.09 (2)			0.20 (2)
Silice (1) /Pe (2) /Epoxyde M18	Sergé 2/2	0.83 (1)	0.09 (1)	0.18	0.75	0.32 (1)
	hybride	0.5 (2)	0.09 (2)			0.20 (2)
Carbone(1)/Kevlar (2) /Bakélite	Sergé 2/2	1.5 (1)	0.15 (1)	0.30	0.59 (1)	0.35
	hybride	1.5 (2)	0.15 (2)			0.48 (2)

Tableau IV.7 Paramètres géométriques des différents composites

Les valeurs prédites par le modèle analytique concernant un taffetas Verre E/Vinylester sont comparées avec les résultats expérimentaux communiqués par Aboura et al. (1993) et les résultats du modèle numérique par éléments finis sur le tableau IV.8.

	$E_x=E_y$ [GPa]	E_z [GPa]	G_{xy} [GPa]	$G_{xz}=G_{yz}$ [GPa]	ν_{xy}	$\nu_{xz}=\nu_{yz}$	CPU (s)
Expérience *	24.8 ± 1.1	8.5 ± 2.6	6.5 ± 0.8	4.2 ± 0.7	0.10 ± 0.01	0.28 ± 0.01	
Analytique	25.3	13.5	5.2	5.2	0.12	0.29	1.8
Numérique	23.5	8.3	4.4	4.5	0.12	0.28	240

(* Résultats expérimentaux communiqués par Aboura et al. (1993))

Tableau IV.8 Comparaison des résultats Modèles / Expérience du composite à armure taffetas Verre E/Vinylester

Les résultats du modèle analytique et numérique sont en concordance avec les résultats expérimentaux : les valeurs prédites pour les modules E_x , ν_{xy} et ν_{xz} sont très proches des valeurs expérimentales et se situent dans les écart-types de ces dernières. La valeur du module E_z est plus éloignée par rapport à l'expérience pour le modèle analytique que pour le modèle numérique alors que le constat inverse apparaît pour le module G_{xy} . Il faut noter le temps de calcul du processeur de l'ordinateur (temps CPU) nécessaire à l'exécution des programmes :

- le modèle analytique nécessite un temps CPU de 1,8 s pour déduire les propriétés 3D d'un composite taffetas.

- le modèle numérique nécessite un temps CPU nettement supérieur de 240 s pour la même procédure et de plus cette durée ne tient pas compte du maillage préalable du composite taffetas qui est lourd et complexe à mettre en œuvre.

Les valeurs prédites par le modèle analytique concernant un tissu Satin de 8 Silice/M18 (SAT/M18/SI) et un sergé 2/2 Silice/M14 (SER/M18/SI) sont comparées avec les résultats expérimentaux et les résultats du modèle numérique respectivement sur les tableaux IV.9 et 10. Les résultats du modèle corréleront parfaitement les résultats expérimentaux en ce qui concerne les propriétés élastiques dans le plan (x,y) mais n'ont pu être comparés aux propriétés dans la direction z étant donné la difficulté d'obtenir des composites à renforts tissés à fortes épaisseurs.

	$E_X=E_Y$ [GPa]	E_Z [GPa]	G_{XY} [GPa]	$G_{XZ}=G_{YZ}$ [GPa]	ν_{XY}	$\nu_{XZ}=\nu_{YZ}$	CPU (s)
Expérience	25.6 ± 0.2	n/d	5.7 ± 0.3	n/d	0.13 ± 0.01	n/d	
Analytique	26.0	15.6	5.7	5.4	0.12	0.28	8.7
Numérique	25.8	12.5	5.5	3.6	0.15	0.32	462

n/d : Non déterminé

Tableau IV.9 Comparaison des résultats Modèles / Expérience du composite à armure satin de 8 Silice/M18

	$E_X=E_Y$ [GPa]	E_Z [GPa]	G_{XY} [GPa]	$G_{XZ}=G_{YZ}$ [GPa]	ν_{XY}	$\nu_{XZ}=\nu_{YZ}$	CPU (s)
Expérience	19.2 ± 0.2	n/d	3.6 ± 0.1	n/d	0.13 ± 0.01	n/d	
Analytique	19.5	10.9	3.9	3.8	0.12	0.30	3.5
Numérique	18.0	8.0	3.3	2.2	0.14	0.38	250

n/d : Non déterminé

Tableau IV.10 Comparaison des résultats Modèles / Expérience du composite à armure sergé 2/2 silice M14

Les valeurs prédites par le modèle analytique concernant deux composites à renforts sergé hybride à fibres Silice et résine M14 (SERH/M14/PE/SI) et à résine M18 (SERH/M18/PE/SI) sont comparées avec les résultats expérimentaux et les résultats du modèle numérique respectivement sur les tableaux IV.11 et 12. Il faut noter les différences de temps d'exécution du programme (temps CPU) entre le modèle analytique et le modèle numérique pour obtenir en finalité des propriétés élastiques similaires.

	$E_X=E_Y$ [GPa]	E_Z [GPa]	G_{XY} [GPa]	$G_{XZ}=G_{YZ}$ [GPa]	ν_{XY}	$\nu_{XZ}=\nu_{YZ}$	CPU (s)
Expérience	18.0 ± 0.4	n/d	3.5 ± 0.1	n/d	0.13 ± 0.01	n/d	
Analytique	19.9	12.8	4.5	4.3	0.16	0.33	3.8
Numérique	16.6	8.4	3.7	2.5	0.17	0.35	577

n/d : Non déterminé

Tableau IV.11 Comparaison des résultats Modèles / Expérience du composite à armure sergé hybride Silice/Pe/M14

	$E_x=E_y$ [GPa]	E_z [GPa]	G_{xy} [GPa]	$G_{xz}=G_{yz}$ [GPa]	ν_{xy}	$\nu_{xz}=\nu_{yz}$	CPU (s)
Expérience	18,5 ± 0,4	n/d	3,7 ± 0,1	n/d	0,11 ± 0,007	n/d	
Analytique	20,28	13,34	4,71	4,55	0,169	0,329	3,8

n/d : Non déterminé

Tableau IV.12 Comparaison des résultats Modèles / Expérience du composite à armure sergé hybride Silice/Pe/M18

Des résultats tirés de la littérature de propriétés élastiques de deux composites sergé carbone/bakélite et sergé hybride carbone/kevlar/bakélite sont comparés avec le modèle analytique. Les auteurs de l'article, Leischner et al. (1995), ont également effectué une analyse par éléments finis sur ces sergés dont les résultats sont comparés avec des données expérimentales et les résultats de trois modèles micromécaniques. Le modèle « soft mosaic theory » (SMT) est basé sur le modèle « crimp model » de Chou (82, 83) et prend en compte l'ondulation de la mèche dans la direction transverse y. Leischner et al. (1995) utilisent également deux logiciels commerciaux, WFM et MIKROLAM, adaptés aux tissus. Pour situer le modèle analytique par rapport à ces différents modèles, les paramètres géométriques et mécaniques des constituants fournis par les auteurs sont conservés.

Cependant, les différents modèles présentés par Leischner et al. (1995) ne permettent pas de prédire les propriétés élastiques tridimensionnelles.

	$E_x=E_y$ [GPa]	E_z [GPa]	G_{xy} [GPa]	$G_{xz}=G_{yz}$ [GPa]	ν_{xy}	$\nu_{xz}=\nu_{yz}$	CPU (s)
Expérience *	49,38	n/d	2,36	n/d	0,059	n/d	
Modèle EF*	48,94	n/c	n/c	n/c	0,041	n/c	
SMT	50,15	n/c	n/c	n/c	0,0974	n/c	
WFM	45,60	n/c	4,10	n/c	0,0604	n/c	
Mikrolam	50,38	n/c	3,58	n/c	0,050	n/c	
Analytique	46,11	8,18	3,33	3,09	0,042	0,44	3,5

n/d : Non déterminé n/c : Non calculé * résultats proposés par Leischner et al. (1995)

Tableau IV.13 Comparaison des résultats Modèles / Expérience du composite à armure sergé de 2 Carbone/Bakélite

Le tableau de résultats du sergé carbone/bakélite (tableau IV.13) présente une bonne concordance entre le module d'Young E_x et le coefficient de Poisson ν_{xy} mesurés par U. Leischner et al. (1995) et prédits par le modèle malgré un léger écart entre la fraction volumique des fibres théoriques (0.38) et expérimentale (0.40). Le module de Torsion G_{xy} prédit est plus élevé que la valeur mesurée : en effet, cette valeur est obtenue par un essai de traction à 45°, d'où l'hypothèse que le tissu sergé est assimilé à un stratifié orienté à ±45°, hypothèse certainement abusive.

	$E_X=E_Y$ [GPa]	E_Z [GPa]	G_{XY} [GPa]	$G_{XZ}=G_{YZ}$ [GPa]	ν_{XY}	$\nu_{XZ}=\nu_{YZ}$	CPU (s)
Expérience *	35,86	n/d	1,41	n/d	0,073	n/d	
Modèle EF *	36,61	n/c	n/c	n/c	0,047	n/c	
SMT	36,42	n/c	n/c	n/c	0,0941	n/c	
WFM	n/c	n/c	n/c	n/c	n/c	n/c	
Mikrolam	33,36	n/c	2,70	n/c	0,060	n/c	
Analytique	35,44	6,76	2,94	2,70	0,048	0,446	3,8

n/d : Non déterminé n/c : Non calculé * résultats proposés par Leischner et al. (1995)

**Tableau IV.14 Comparaison des résultats Modèles / Expérience
du composite à armure sergé de 2 Hybride Carbone/Aramide/Bakélite**

Concernant le sergé hybride, les remarques précédentes au sujet de la détermination du module G_{xy} restent valables puisque l'essai est le même.

Il est à noter que certains modèles présentés par U. Leischner et al. (1995) ne sont pas adaptés aux composites hybrides (WFM) ou ne permettent pas de modéliser une armure sergé hybride avec des renforts de section différente.

Les résultats issus de la modélisation analytique sont très satisfaisants ; le modèle a été validé sur différents composites tissés hybrides et non hybrides (taffetas, satin de 8, sergé et sergé hybride) possédant des paramètres microstructuraux différents et les résultats prédits ont montré une bonne corrélation aussi bien avec l'expérience que les éléments finis et des résultats tirés de la littérature. Il présente également l'avantage d'être mise en œuvre avec un temps de calcul d'exécution du programme très faible et ainsi, comparé à la méthode des éléments finis exigeant un maillage lourd et long en temps CPU, d'effectuer rapidement une étude paramétrique sur les paramètres géométriques du composite par exemple.

Après avoir présenté et corrélié le modèle élastique pour différents renforts tissés et différents constituants, la modélisation du comportement endommageable jusqu'à la rupture est abordée.

IV.4 Modélisation du comportement endommageable jusqu'à rupture

IV.4.1 Revue bibliographique des modèles existants

Ishikawa et Chou (1982, 83) ont modélisé, à partir de leurs modèles analytiques, le comportement non-linéaire de composites tissés. Les non-linéarités du matériau prises en compte sont celles dues à la fissuration progressive de la mèche sens trame (perpendiculaire au chargement), à la mèche ondulée uniquement dans le sens chaîne (direction de chargement) et aux régions riches en résine. La courbe de charge prédite contrainte-déformation en traction corrèle bien avec la courbe expérimentale pour un satin de 8.

Une analyse micromécanique de composite de type textile a été développé par Naik RA (1995) dans le but de prédire les propriétés 3D thermiques et mécaniques, le début et la progression du dommage et les efforts engendrés.

La rupture finale du composite est considérée selon le cas de chargement :

- pour un chargement axial (traction ou compression dans le sens des fibres), la rupture du composite se produit dès que le critère de déformation maximale (choisi par les auteurs) est vérifié partout dans la mèche.
- Pour un chargement de cisaillement, la rupture du composite est liée à la rupture de la matrice.

La technique de réduction de la rigidité est ensuite employée quand un dommage local apparaît. La rigidité de chaque portion de mèche et de résine est réduite selon le mode de rupture prédit. Une rupture en traction transverse se traduit par une réduction de 99 % du module E_{22} et de 80 % des modules G_{12} et G_{13} . Un cisaillement longitudinal implique une modification de 99 % des modules E_{22} et G_{12} alors que la rupture de la matrice correspond à une réduction de 99 % des modules E et G .

Falzon et al. (1996) ont proposé une étude concernant les effets de l'ondulation d'un composite taffetas sur sa rigidité et résistance. Le modèle proposé est basé sur une approche type théorie du stratifié. À partir des rigidités locales évaluées par le modèle, les contraintes et déformations locales dans la cellule de base sont calculées. Le critère de rupture choisi par les auteurs est basé sur un critère de rupture de contrainte maximum. Ils font l'hypothèse que la rupture apparaît quand une composante de la contrainte principale dans la mèche transverse, longitudinale ou la résine pour un chargement donné atteint la contrainte correspondante tolérée.

Naik NK et Ganesh (1996) ont développé un modèle pour les composites à renforts tissés 2D permettant la prédiction des propriétés à la rupture d'un composite taffetas sous un chargement uniaxial en tension [Naik NK et al. (1996)]. Après une discrétisation de la cellule de base, les déformations et contraintes de chaque sous-cellule sont évaluées pour une contrainte appliquée : l'analyse de la rupture est réalisée en appliquant des critères de rupture. Les auteurs utilisent un critère de Tsai-Wu pour prédire la rupture dans les mèches longitudinales, et un critère de déformation ou contrainte maximale pour prédire la rupture dans les mèches transverses et les régions de résine. La rupture finale de la cellule de base en tension est obtenue dès la rupture des mèches dans le sens longitudinal.

Vandeurzen et Verpoest (1998) présente un modèle micromécanique dans le but de prédire les contraintes locales dans un composite à renfort tissé sous un chargement tridimensionnel. Après une technique multi-échelle de décomposition de la cellule de base du composite, le principe de base de la méthode repose sur la définition des facteurs de concentration de contraintes, qui peuvent être calculés à chaque incrément en appliquant le principe variationnel complémentaire.

Les auteurs présentent dans leur article l'évolution, dans la cellule de base d'un sergé hybride, des contraintes dans la direction z suivant un chargement en tension et en cisaillement. Le modèle, tel qu'il est présenté, ne prend pas en compte pour le moment de critère de rupture pour la résine et les mèches et donc ne donne pas une estimation de la première rupture et de la rupture finale du composite.

IV.4.2 Présentation du modèle analytique

Aux vues de ce qui vient d'être écrit, une extension de la méthode analytique concernant l'élasticité (partie IV.4.2) est possible afin de déterminer les champs de contraintes et de déformations microscopiques régnant dans la cellule de base et ainsi de prédire une

éventuelle rupture au sein de ce composite. Cette approche permettra de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement et de rupture pouvant être associés aux matériaux composites à renforts tissés.

L'analyse de la rupture est effectuée en comparant les contraintes locales des différents éléments discrétisés constituant la cellule de base (mèche longitudinale, mèche transverse et résine) avec les contraintes ultimes permises. Cette comparaison est possible par l'introduction de critères de rupture permettant de déterminer l'avènement d'une rupture locale dans la cellule de base. Les critères utilisés dans cette analyse sont basés sur le critère de rupture de Tsai-Wu pour prédire une rupture dans les mèches longitudinales et transverses (à cause de l'état de contrainte combiné) et sur la prise en compte d'une lois de comportement pour la résine. Pour évaluer la rupture finale du composite, une technique de réduction de rigidité est employée : elle consiste à une réduction de la rigidité locale (suivant le cas de chargement) de l'élément concerné par une rupture locale.

En résumé, il est nécessaire d'évaluer au sein de la cellule de base les contraintes et déformations locales selon un chargement imposé, d'appliquer des critères de rupture appropriés, d'énoncer la procédure de réduction de rigidité et enfin de résumer les différentes étapes du modèle avec rupture par un organigramme du programme.

IV.4.2.1 Calcul des contraintes et déformations

Le modèle analytique au sujet de l'élasticité est basé sur une décomposition de la cellule de base du composite à renfort tissé en éléments microscopiques constitués soit de mèche longitudinale, soit de mèche transverse, soit de résine. Les rigidités de ces éléments sont ensuite calculées et sont connues en tout point de la cellule. Dans la partie IV.3.2.4, ces matrices de rigidité sont désignées par C_{mn}^{KLi} , correspondant à la matrice de rigidité du constituant i dans le micro-élément mn de l'élément KL ou par C^I , matrice de rigidité du constituant I . Soit S^I , la matrice de souplesse correspondante.

Dans le cas d'un chargement dans le plan donné σ_i , les contraintes et déformations locales dans le plan du constituant I s'écrivent,

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x^I \\ \varepsilon_y^I \\ \varepsilon_{xy}^I \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11}^I & S_{12}^I & 0 \\ S_{12}^I & S_{22}^I & 0 \\ 0 & 0 & S_{66}^I \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} \quad \begin{Bmatrix} \sigma_{xx}^I \\ \sigma_{yy}^I \\ \sigma_{xy}^I \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11}^I & C_{12}^I & 0 \\ C_{12}^I & C_{22}^I & 0 \\ 0 & 0 & C_{66}^I \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^I \\ \varepsilon_y^I \\ \varepsilon_{xy}^I \end{Bmatrix} \quad (\text{IV.66})$$

où $[S] = [C]^{-1}$ et C^I est calculée dans la partie IV.4.3.2.

Les contraintes, et de la même façon les déformations, sont déterminées dans le système de coordonnées global (x,y,z). Etant donné que les mèches sens chaîne et sens trame sont orientées par rapport au repère global, leurs contraintes et déformations respectives doivent être transformées du système de coordonnées globales vers leurs directions principales (1,2,3). Ces matrices de transformation ont été définies dans la partie IV.4.3.2.

Les contraintes locales sont définies, pour les mèches longitudinales et les mèches transverses, respectivement par,

$$\left\{ \begin{array}{c} \sigma_{11}^F \\ \sigma_{22}^F \\ \sigma_{33}^F \\ \sigma_{23}^F \\ \sigma_{13}^F \\ \sigma_{12}^F \end{array} \right\} = [T_{ij}^F] \left\{ \begin{array}{c} \sigma_{xx}^F \\ \sigma_{yy}^F \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ \sigma_{xy}^F \end{array} \right\} \quad \left\{ \begin{array}{c} \sigma_{11}^W \\ \sigma_{22}^W \\ \sigma_{33}^W \\ \sigma_{23}^W \\ \sigma_{13}^W \\ \sigma_{12}^W \end{array} \right\} = [T_{ij}^W] \left\{ \begin{array}{c} \sigma_{xx}^W \\ \sigma_{yy}^W \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ \sigma_{xy}^W \end{array} \right\} \quad (IV.67)$$

où $[T_{ij}^F]$ et $[T_{ij}^W]$ sont les matrices de transformation en contrainte données par les relations IV.53 et IV.54.

IV.4.2.2 Choix des critères de rupture

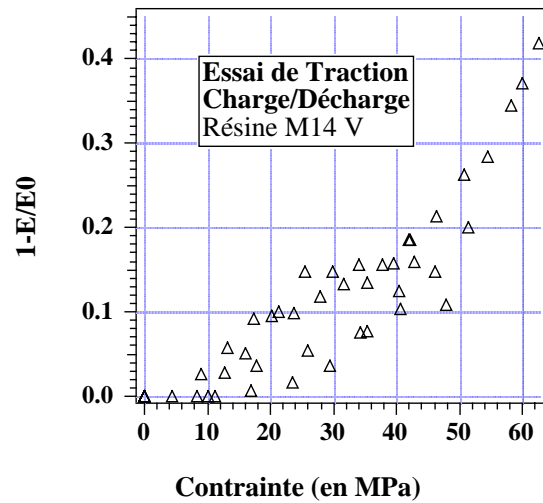
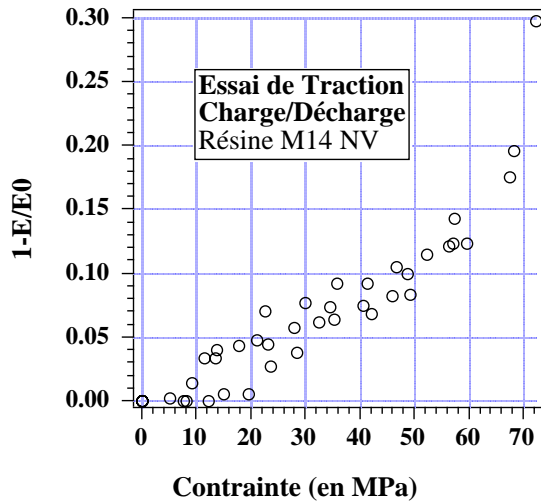
A partir de ces contraintes locales σ^l , il s'agit de constater, pour un chargement donné, si l'élément « I » est intact, endommagé ou rompu.

Cas de la résine

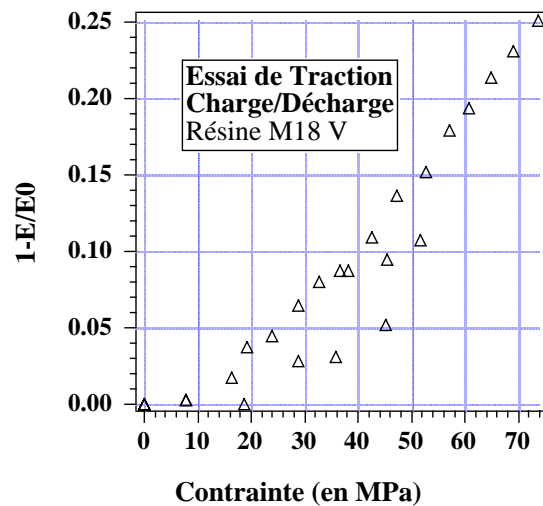
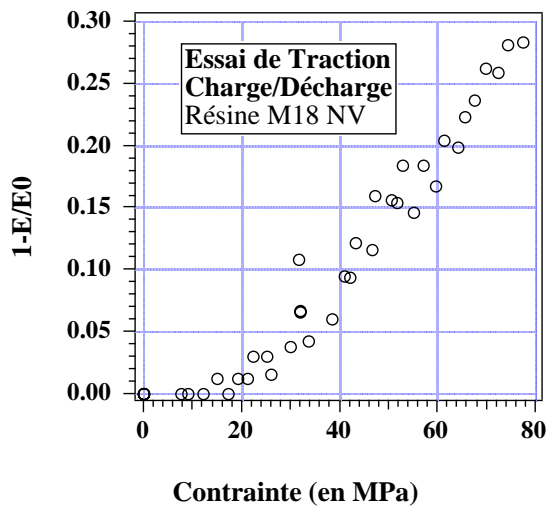
Les lois de comportement des deux résines époxydes M14 et M18 ont été identifiées par des essais de charge/décharge en traction sur des éprouvettes de résine vieillie et non vieillie. Les courbes présentant l'évolution du module d'Young \bar{E} endommagé montrent que le paramètre du dommage $D = 1 - E/E_0$ est sensible au vieillissement et à la nature de la résine (figures IV.25 et IV.26). Les expressions du dommage des résines non vieillies et vieillies sont résumées sur le tableau IV.15. L'évolution du coefficient de Poisson $\bar{\nu}$ a indiqué que le paramètre associé est très faible (0.05 au maximum), ce qui nous permet de le négliger par la suite.

Type de Résine	Lois de comportement	
Résine M14 Non Vieillie	$\begin{cases} 1 - E/E_0 = 0 \\ 1 - E/E_0 = 4.7e^{-3}\sigma - 92e^{-3} \end{cases}$	$\begin{cases} \text{si } \sigma \leq 20 \text{ MPa} \\ \text{si } \sigma > 20 \text{ MPa} \end{cases}$
Résine M14 Vieillie	$\begin{cases} 1 - E/E_0 = 0 \\ 1 - E/E_0 = 7.4e^{-3}\sigma - 74e^{-3} \end{cases}$	$\begin{cases} \text{si } \sigma \leq 10 \text{ MPa} \\ \text{si } \sigma > 10 \text{ MPa} \end{cases}$
Résine M18 Non Vieillie et Vieillie	$\begin{cases} 1 - E/E_0 = 0 \\ 1 - E/E_0 = 5e^{-3}\sigma - 100e^{-3} \end{cases}$	$\begin{cases} \text{si } \sigma \leq 20 \text{ MPa} \\ \text{si } \sigma > 20 \text{ MPa} \end{cases}$

Tableau IV.15 Lois de comportement des résines non vieillies et vieillies



**Figure IV.25 Evolution du dommage en fonction de la contrainte
Pour la résine M14 Non vieillie et Vieillie**



**Figure IV.26 Evolution du dommage en fonction de la contrainte
Pour la résine M18 Non vieillie et Vieillie**

Ainsi, un tenseur de rigidité, tenant compte de l'endommagement de la résine, est introduit par l'intermédiaire du dommage D et permet de conférer un comportement non linéaire au composite au-delà de la phase élastique.

$$\text{Soit } \begin{cases} \bar{E} = E(1-D) \\ \bar{\nu} = \nu \\ \bar{G} = (1-D)G \end{cases} \quad (\text{IV.68})$$

Les paramètres \bar{E} , \bar{G} et X^+ traduiront dans la modélisation

- l'endommagement de la résine
- l'effet du vieillissement

Un autre moyen est d'utiliser un critère de contrainte maximale pour prédire la rupture de résine. Cette possibilité sera également prise en compte dans le modèle, dans le cas où une loi de comportement de la résine n'est pas connue.

Cas des mèches

Des torons à base de fibre de Silice et de fibre Pe ont été mis en œuvre dans le but de déterminer le comportement mécanique de ces torons présents au sein du composite à renfort tissé. Le toron est constitué de 9 fils (silice ou Pe) et de résine M14. La géométrie du toron est cylindrique et le diamètre du toron est de l'ordre de 0,6 mm.

Sur le tableau IV.16 présentant les résultats d'essais de traction simple, le vieillissement est toujours aussi pénalisant sur les mèches à fibres Silice en ce qui concerne les propriétés à la rupture.

Mèches	E [GPa]	ϵ_{rupt} [%]	σ_{rup} [MPa]
SI/M14 NV	$50,9 \pm 3,9$	$2,81 \pm 0,35$	1590 ± 56
SI/M14 V	$47,1 \pm 5,1$	$1,09 \pm 0,13$	581 ± 72
PE/M14 NV	$16,4 \pm 3,6$	*	720 ± 110
PE/M14 V	$22,3 \pm 4,5$	*	594 ± 74

* jauge saturée à partir de 5 % de déformation

Tableau IV.16 Caractéristiques mécaniques des mèches

Des essais de traction longitudinale de charges-décharges sur le matériau unidirectionnel à résine M14 et renfort Silice présente une allure linéaire jusqu'à la rupture (figure IV.27). Lors des décharges pendant chaque cycle, le matériau se comporte de manière élastique puisque aucune déformation (quasiment) irréversible apparaît. Ainsi, le paramètre d'endommagement est proche de 0 avant la rupture et vaut 1 à la rupture.

Le même constat est vérifié lors de l'essai de traction transverse de charges-décharges.

Le comportement de l'unidirectionnel à résine M18 est similaire à son homologue à résine M14, en traction longitudinale et en traction transverse.

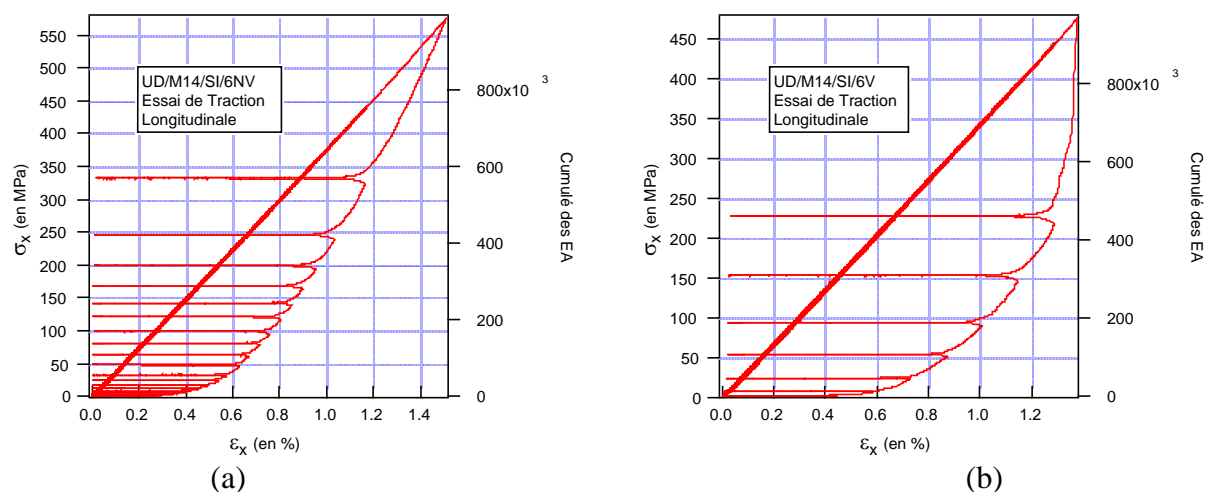


Figure IV.27 Courbe de charges-décharges en traction et cumulé des EA

(a) Matériau UD/M14/SI/NV

(b) Matériau UD/M14/SI/V

Les essais de traction sur unidirectionnels montrent que les matériaux à renforts silice ont un comportement élastique jusqu'à la rupture : ce comportement devra être pris en compte par la suite concernant la modélisation du comportement jusqu'à la rupture des composites à renforts tissés, vieillis et non vieillis.

La rupture des mèches sens chaîne et trame est estimée par l'utilisation de critère de rupture de type Tsai-Wu compte tenu de l'état de contraintes combinées. Il est appliqué aux contraintes dans les mèches calculées après transformation du repère global vers le repère local.

$$F_i \sigma_i + F_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1 \quad (\text{IV.69})$$

où $i, j = 1, 2, \dots, 6$

F_i et F_{ij} sont les tenseurs de contraintes du 2^{ème} et 4^{ème} ordre

$[\sigma]$ est la matrice de contraintes du constituant concerné

En raison de la difficulté à obtenir les paramètres F_{ij} en dehors du plan [Khellil (1993) ; Benzeggagh et al. (1995)] et en raison de la faible épaisseur des composites étudiés, le critère de Tsai-Wu est appliqué sous forme bidimensionnelle :

$$F_1 \sigma_1 + F_2 \sigma_2 + F_{11} \sigma_1^2 + F_{22} \sigma_2^2 + F_{66} \sigma_{66}^2 + 2F_{12} \sigma_1 \sigma_2 = 1 \quad (\text{IV.70})$$

$$\begin{aligned} F_1 &= \frac{1}{X^+} - \frac{1}{X^-} & F_{11} &= \frac{1}{X^+ X^-} \\ F_2 &= \frac{1}{Y^+} - \frac{1}{Y^-} & F_{22} &= \frac{1}{Y^+ Y^-} \\ F_{66} &= \frac{1}{S^2} \end{aligned} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} X^+ : \text{contrainte longitudinale en traction} \\ X^- : \text{contrainte longitudinale en compression} \\ Y^+ : \text{contrainte transverse en traction} \\ Y^- : \text{contrainte transverse en compression} \\ S : \text{contrainte de cisaillement} \end{cases}$$

et le terme F_{12} est estimé par le critère de Von Mises, soit, $F_{12} = -0.5 \sqrt{F_{11} F_{22}}$

IV.4.2.3 Technique de réduction de rigidité

En fonction du chargement appliqué, les ruptures locales de mèches ou de résine peuvent se développer au sein du matériau. Les modèles avec critère de rupture et dégradation du matériau sont utilisés avec succès pour modéliser le comportement de composite soumis à un chargement dans le plan.

Plusieurs types de rupture peuvent être considérés :

- rupture transverse de la mèche en tension
- rupture transverse de la mèche en compression
- rupture longitudinale de la mèche en tension
- rupture longitudinale de la mèche en compression
- rupture en cisaillement
- endommagement de la résine.

Ces types de rupture aboutissent à la dégradation locale du matériau. Ainsi, dans la région où une rupture est détectée, les propriétés du constituant concerné sont dégradées suivant le type de rupture en utilisant un modèle de dégradation de propriétés.

Le détail des modes de rupture, des critères utilisés et du modèle de dégradation des propriétés est présenté sur le tableau IV.17. Dès qu'un endommagement apparaît, les propriétés du matériau dans la zone endommagée sont dégénérées. Pour une rupture transverse en tension ou en compression des mèches, le module d'Young transverse E_2 , le module G_{12} et les coefficients de Poisson sont réduits à zéro pour l'élément de mèches endommagées. Dans le cas d'une rupture en cisaillement, le module G_{12} et les coefficients de Poisson sont réduits à zéro. Pour une rupture longitudinale des mèches en tension ou en compression, toutes les constantes du matériau de l'élément rompu sont annulées.

IV.4.2.4 Organigramme

L'organigramme de la figure IV.28 résume les différentes étapes du modèle avec rupture. Les données du modèle sont les propriétés à la rupture des mèches et de la résine. En utilisant le modèle élastique, les rigidités locales de chaque élément (résine, mèche sens chaîne et mèche sens trame) sont connues. Après avoir imposé un chargement, les déformations et contraintes de chaque élément sont calculées (paragraphe IV.4.3.1) puis la loi de comportement endommagée de la résine est introduite. Les différents critères sont ensuite appliqués (paragraphe IV.4.3.2). Dans le cas où aucun critère n'est vérifié, c'est-à-dire qu'il n'y a pas de rupture, le chargement est incrémenté. Dans le cas d'une rupture locale, la technique de dégradation des propriétés du matériau est employée (paragraphe IV.4.3.3). Suivant le mode de rupture, le programme est de nouveau réinitialisé avec de nouvelles rigidités locales et globales ou arrêté et ainsi les propriétés à la rupture du composite sont estimées.

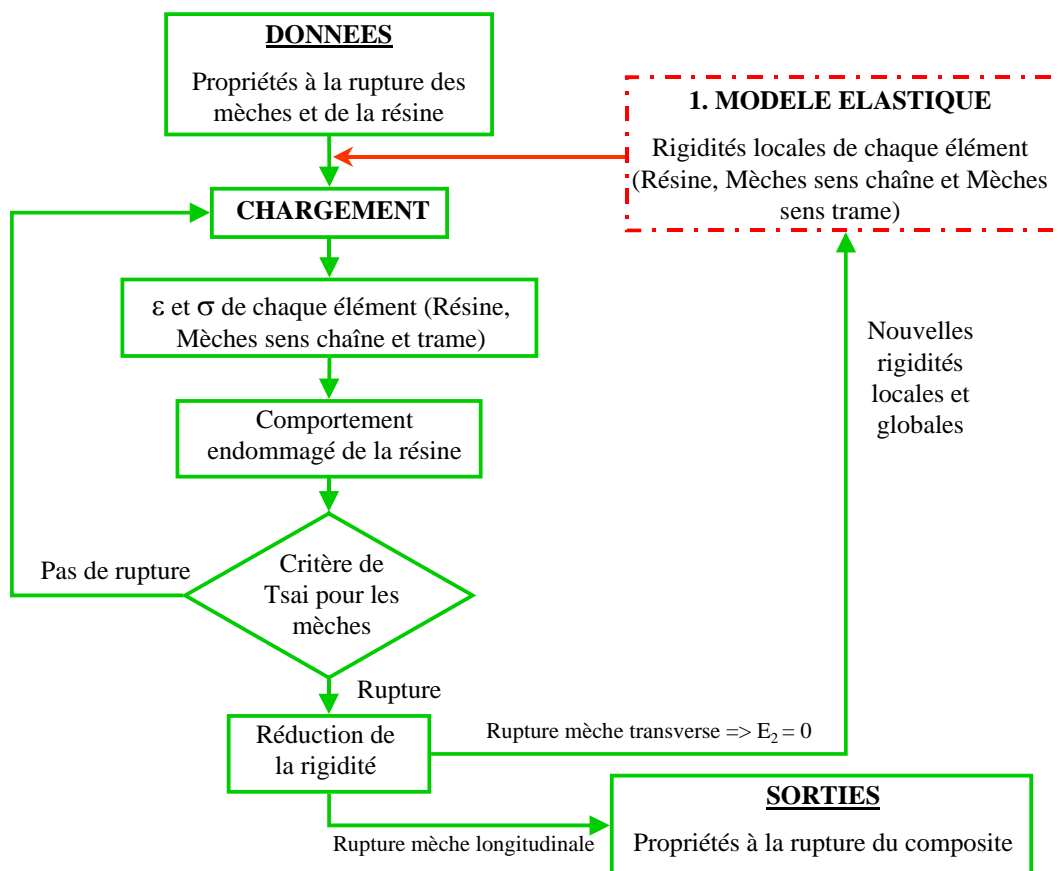


Figure IV.28 Organigramme du programme

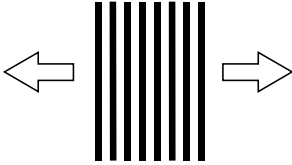
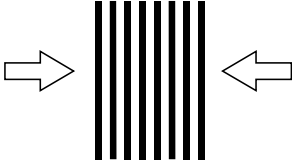
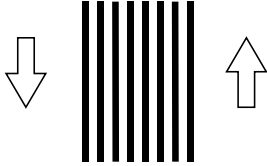
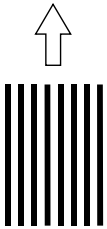
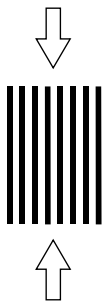
Mode de rupture	Critère de rupture	Dégradation de la matrice de rigidité
 <p>Rupture transverse en tension</p>	$\sigma_2^W \geq 0$ $F_i^W \sigma_i^W + F_{ij}^W \sigma_i^W \sigma_j^W = 1$	$\begin{pmatrix} E_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
 <p>Rupture transverse en compression</p>	$\sigma_2^W < 0$ $F_i^W \sigma_i^W + F_{ij}^W \sigma_i^W \sigma_j^W = 1$	$\begin{pmatrix} E_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
 <p>Rupture en cisaillement</p>	$\tau_{12}^I \neq 0$ $F_i^I \sigma_i^I + F_{ij}^I \sigma_i^I \sigma_j^I = 1$	$\begin{pmatrix} E_1 & 0 & 0 \\ 0 & E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
 <p>Rupture longitudinale en tension</p>	$\sigma_1^F \geq 0$ $F_i^F \sigma_i^F + F_{ij}^F \sigma_i^F \sigma_j^F = 1$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
 <p>Rupture longitudinale en compression</p>	$\sigma_1^F < 0$ $F_i^F \sigma_i^F + F_{ij}^F \sigma_i^F \sigma_j^F = 1$	$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$

Tableau IV.17 Mode de rupture, critère et dégradation de rigidité

IV.4.3 Validation du modèle

IV.4.3.1 Corrélation modèle / expérience

Trois composites à renforts tissés présentés précédemment ont été choisis afin de comparer la courbe contrainte en fonction de déformation expérimentale lors d'un essai de traction et de compression avec la courbe prédite par le modèle. Il s'agit des composites satin de 8 à renforts Silice et résine M18 référencé SAT/M18/SI, sergé 2/2 à renforts Silice et résine M14 référencé SER/M14/SI et sergé 2/2 hybride à renforts Silice et Pe et résine M14 référencé SERH/M14/PE/SI. Les propriétés élastiques et à la rupture des différentes mèches et résines, nécessaires pour appliquer les critères de rupture, sont résumées ci-dessous :

Propriétés	E_1 GPa	E_2 GPa	G_{12} GPa	G_{23} GPa	ν_{12}	ν_{23}	σ_{1t} MPa	σ_{1c} MPa	σ_{2t} MPa	σ_{2c} MPa	τ_{12} MPa
Résine M18	3,5	3,5	1,27	1,27	0,38	0,38	64				
Résine M14	3,2	3,2	1,16	1,16	0,38	0,38	74				
Silice/M18 $V_{f/m} = 0.80$	59,3	23,2	8,68	7,60	0,21	0,32	1655	769	50	150	89
Silice/M14 $V_{f/m} = 0.75$	55,7	18,5	6,89	6,04	0,22	0,34	1551	721	46	141	85
Pe/M14 $V_{f/m} = 0.75$	11,1	9,2	3,26	3,25	0,39	0,39	700	300	30	100	70

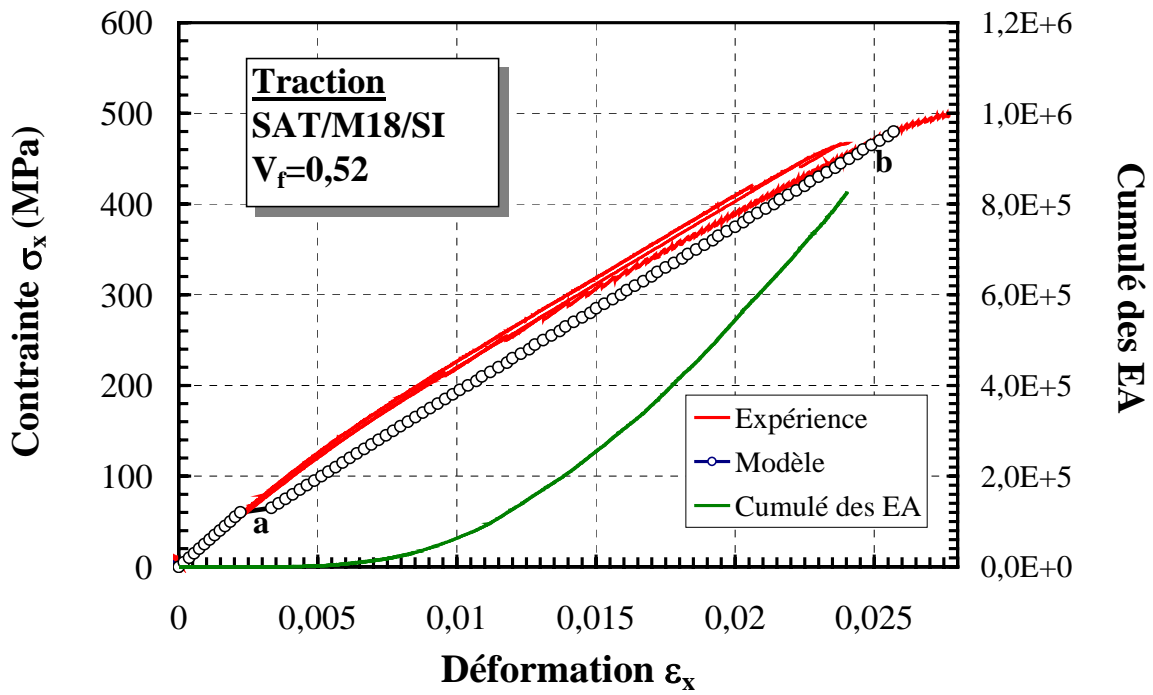
Tableau IV.18 Propriétés des résines et des mèches

Sous un essai de traction et de compression uniaxiale, le comportement des composites satin de 8 Silice/Epoxyde M18, sergé 2/2 Silice/Epoxyde M14 et sergé 2/2 hybride Silice/Pe/Epoxyde M14 montrent différents niveaux de rupture, indiqués par a et b sur les courbes contrainte-déformation des figures IV.29 et IV.30 et par a, b, c et d sur la figure IV.33.

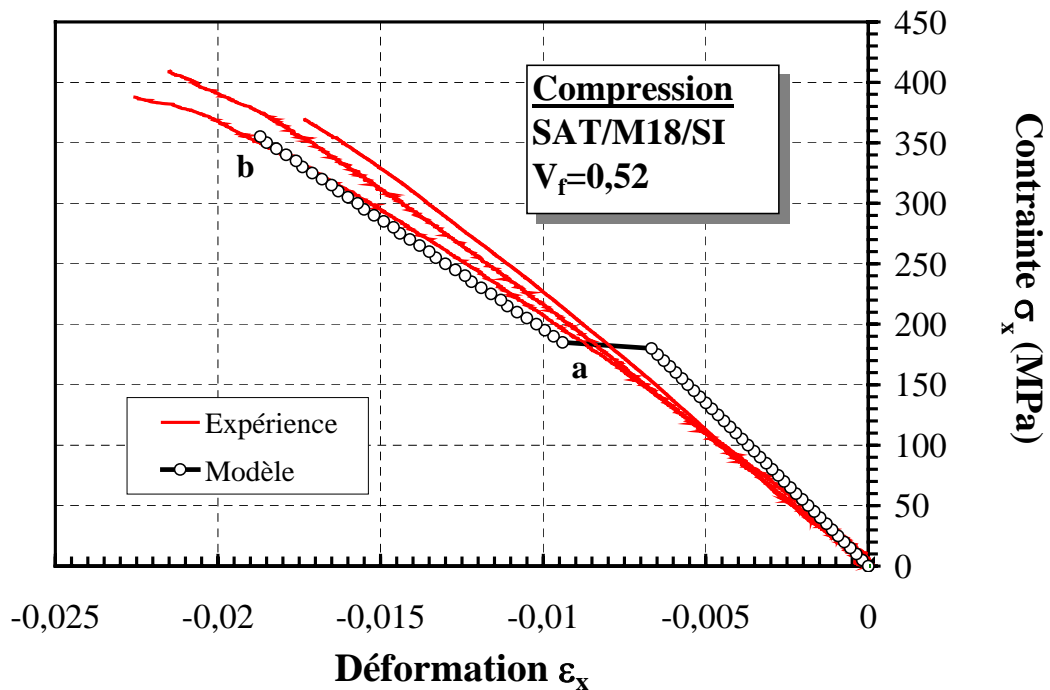
Composite à renfort tissé non hybride

La réponse contrainte-déformation sous un chargement en tension et en compression est présentée sur les figures IV.29a et b pour le composite satin de huit et sur les figures IV.30a et b pour le composite sergé. Etant donné la similitude de cette réponse pour le satin et le sergé, les courbes sont commentées en parallèle.

La première non-linéarité des courbes prédites en tension apparaît pour une contrainte d'environ 60 Mpa (figures IV.29a et IV.30a), ce qui corrèle bien avec les données expérimentales. Cette non-linéarité, représenté par le point « a », résulte de la rupture en traction transverse des mèches qui étaient orientées perpendiculairement à la direction de chargement. Sous un chargement de compression, ce comportement non linéaire est vérifié à une contrainte plus élevée (180 Mpa pour le satin et 155 Mpa pour le sergé) car la contrainte en compression transverse de la mèche est plus élevée que celle en traction. Un faciès de rupture en compression du composite satin de 8, présenté sur la figure IV.31, confirme la fissuration dans les mèches transverses.

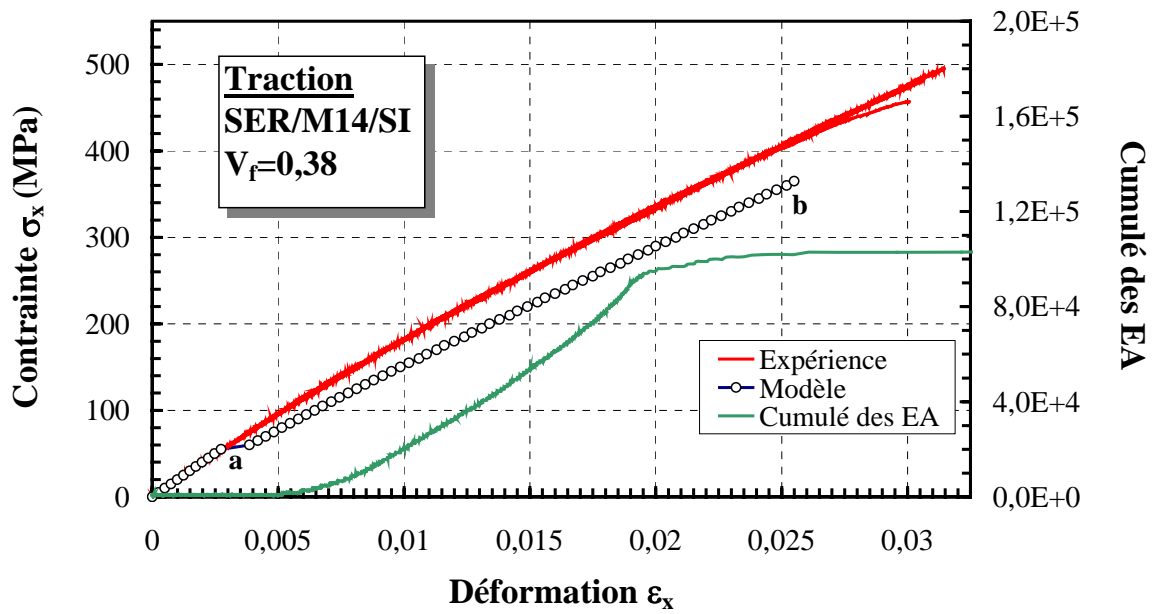


(a)

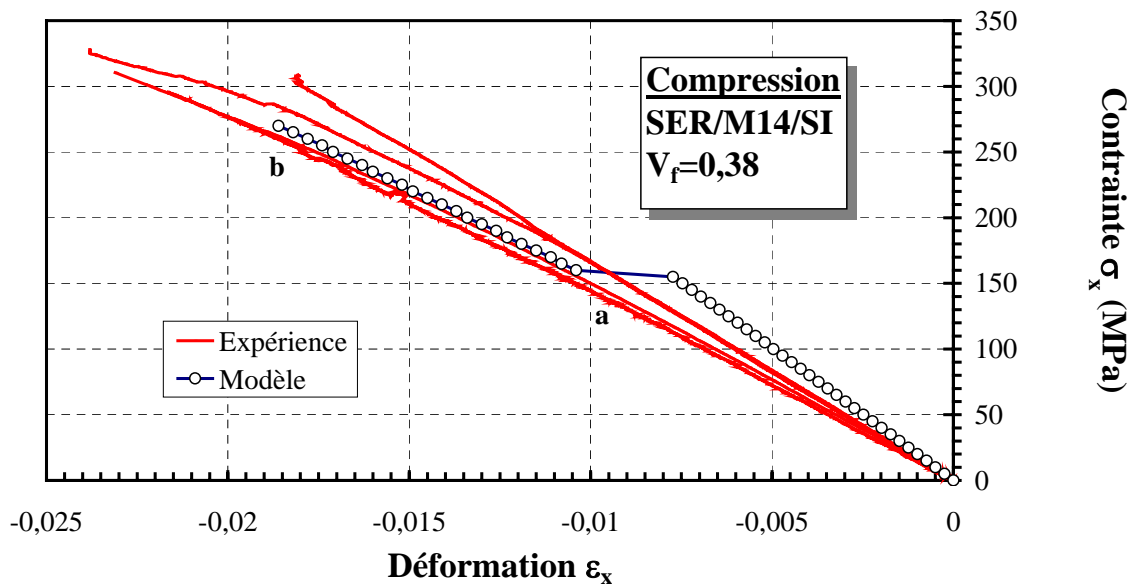


(b)

Figure IV.29 Comparaison modèle-expérience de la réponse contrainte-déformation en traction (a) et en compression (b) du composite à armure satin de 8



(a)



(b)

Figure IV.30 Comparaison modèle-expérience de la réponse contrainte-déformation en traction (a) et en compression (b) du composite à armure sergé 2/2

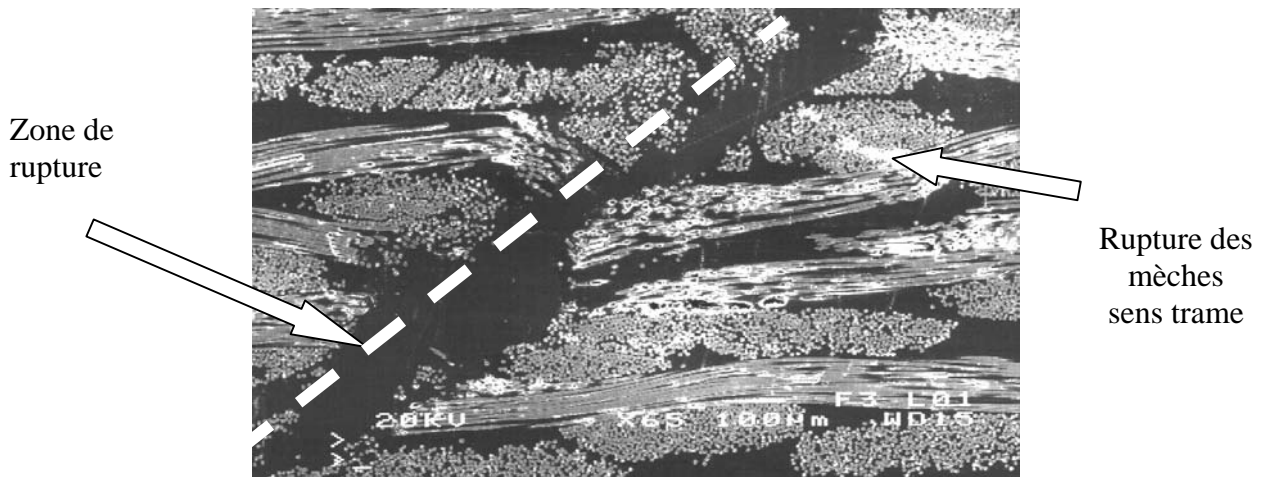


Figure IV.31 Faciès de rupture lors d'un essai de compression sur le composite SAT/M18/SI

Le point « *a* » (en traction et en compression) indique la vérification initiale puis complète du critère de rupture des mèches dans le sens transverse au chargement. En parallèle, à partir d'un état de contrainte seuil, la loi d'endommagement de la résine est introduite.

Les courbes contrainte-déformation prédites par le modèle corrélient bien les courbes expérimentales, en particulier entre 0 -*a*, où aucune rupture n'est apparue et en conséquence aucun dommage et événement acoustique n'apparaît. Les événements des émissions acoustiques sont associés avec le développement du dommage dans le matériau [Barré et al. (1994)]. Les figures IV.29a et IV.30a montrent que l'accumulation des émissions acoustiques commencent à un niveau de déformation de 0.5 %. Cette valeur seuil indique que le composite s'endommage et doit à partir de cette déformation tolérer le dommage. Il est important de noter que l'augmentation du cumulé des émissions acoustiques, caractéristique du début d'endommagement du composite, est significatif quand le critère de rupture dans les mèches sens transverse est vérifié.

Après cette première rupture, les courbes simulées présentent une discontinuité en *a* et un décalage par rapport aux courbes expérimentales. Cette discontinuité et ce décalage sont dû à la procédure de réduction de rigidité. Précisément, quand un mode de rupture prédit par le modèle apparaît, la technique de réduction de rigidité est adoptée dans cette analyse ; en effet, la rigidité de l'élément concerné par cette rupture locale est réduite suivant le cas de chargement et ainsi la rigidité globale du composite s'en trouve diminuée.

La rupture de la mèche sens longitudinale (sens du chargement) sous un chargement en tension ou en compression est caractérisée par le point « *b* » sur les courbes contrainte-déformation ; cette rupture est considérée comme étant la rupture finale de la cellule de base et précisément du matériau composite à renfort tissé.

En résumé, les différentes étapes de rupture pour les deux composites tissés non hybrides (satin de 8 et sergé) sont les suivantes :

- rupture des mèches dans le sens transverse au chargement définie par le point « *a* »
- endommagement de la résine
- rupture des mèches dans le sens longitudinale au chargement (point « *b* ») correspondant à la rupture ultime du composite tissé.

Cette procédure simple et assez pénalisante présente une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et ceux donnés par le modèle : la contrainte à la rupture en traction et en compression est plus faible de 10 à 20 % par rapport aux contraintes mesurées.

Composite à renfort tissé hybride

Les différentes étapes de rupture du composite sergé hybride sont notées sur la figure IV.33 par *a*, *b*, *c* et *d* dans le cas de la traction et par *a*, *b* et *c* dans le cas de la compression. Les points « *a* » et « *b* » indiquent la rupture des mèches dans le sens transverse alors que la rupture des mèches sens longitudinales est vérifiée aux points *c* et *d*.

Les différentes étapes de rupture pour le composites sergé hybride dans le cas d'un chargement en tension sont les suivantes :

- rupture des mèches Pe dans le sens transverse (point « *a* »)
- rupture des mèches Silice dans le sens transverse (point « *b* »)
- endommagement de la résine
- rupture des mèches Pe dans le sens longitudinale (point « *c* »)
- rupture des mèches Silice dans le sens longitudinale (point « *d* ») correspondant à la rupture ultime du composite en traction et en compression.

La courbe de charge montre la faible participation du renfort Pe sur le composite hybride. La réduction de rigidité dès la vérification du critère transverse (point « *a* ») et du critère longitudinale (point « *c* ») pour ce renfort n'est significative, ce qui s'explique par un taux de fibres peu important dans le composite. Il n'a donc pas été nécessaire d'introduire de lois spécifiques à ce renfort mais il peut le devenir dans ce cas d'une hybridation prédominante.

En compression, les modes de rupture sont différents :

- endommagement de la résine
- rupture des mèches Silice dans le sens transverse (point « *a* »)
- rupture des mèches Pe dans le sens transverse (point « *b* »)
- rupture des mèches Silice dans le sens longitudinale (point « *c* ») correspondant à la rupture ultime du composite compression.

En effet, la rupture des mèches Silice sens chaîne prédite par le modèle est vérifiée avant la rupture des mèches Pe sens chaîne ; ce mode de rupture est choisi comme rupture finale du composite sergé hybride. Ce choix est confirmé par l'expérience. En effet, le faciès de rupture de la figure IV.32 montre que la rupture des mèches Silice sens chaîne engendre celle du composite, alors que les mèches Pe sens chaîne ne sont pas rompues, du fait de leur forte déformation à rupture.

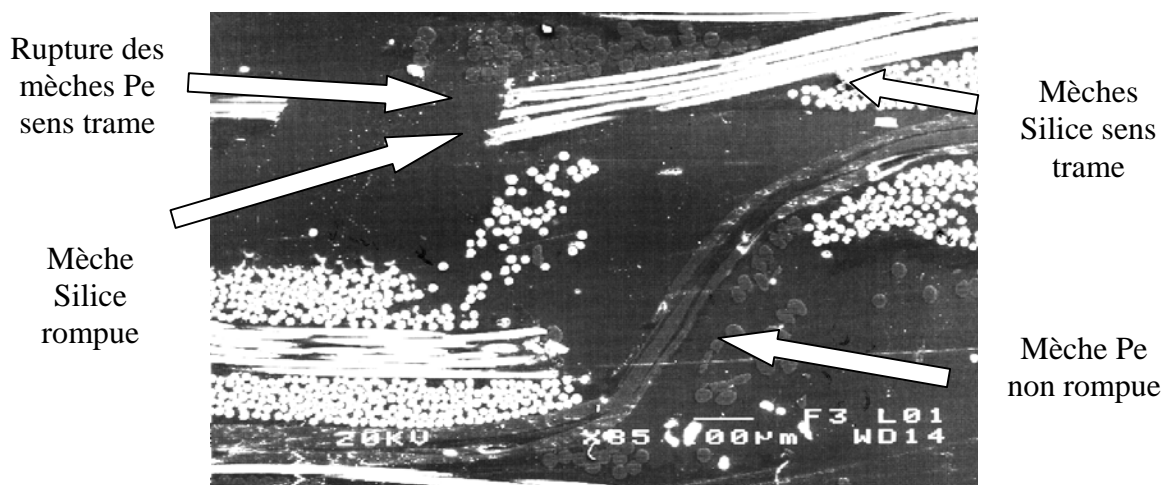
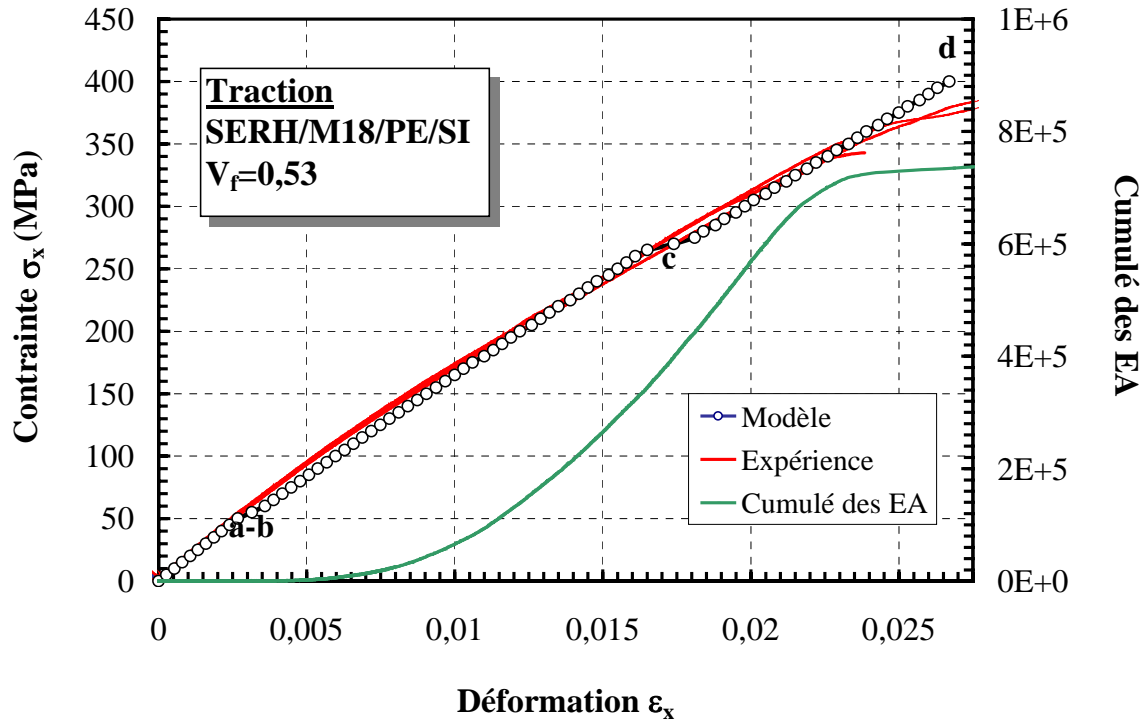
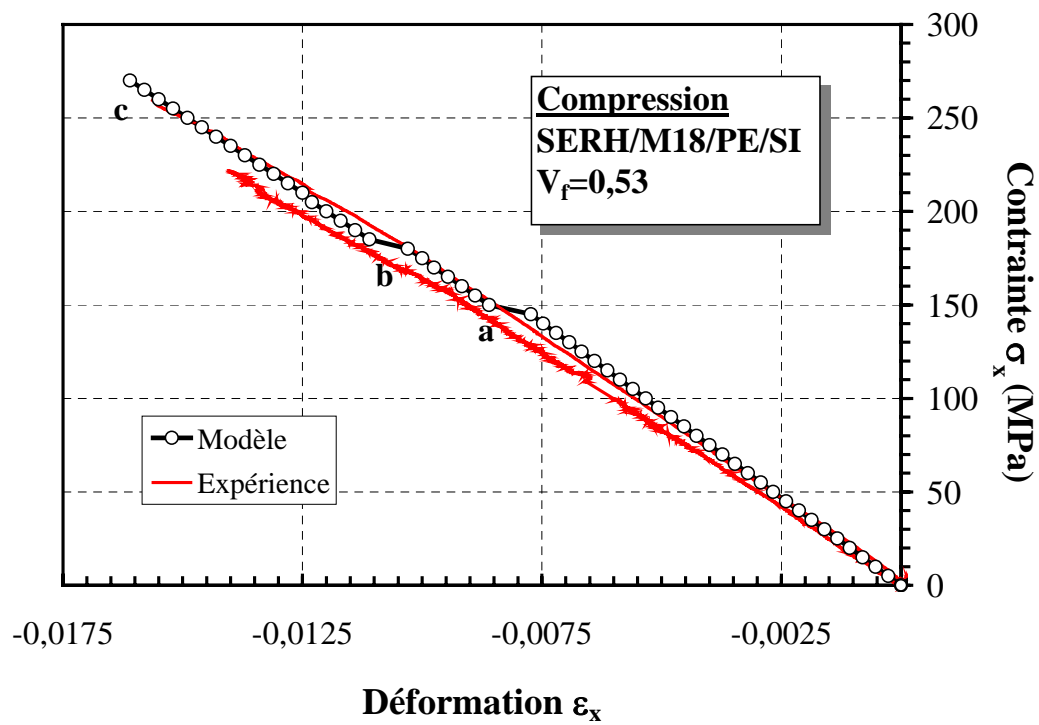


Figure IV.32 *Faciès de rupture lors d'un essai de compression sur le composite SERH/M18/PE/SI*



(a)



(b)

Figure IV.33 Comparaison modèle-expérience de la réponse contrainte-déformation en traction (a) et en compression (b) du composite à armure sergé 2/2 hybride

Composite à renfort tissé hybride vieilli

Après avoir prédit le comportement du matériau sergé hybride non vieilli, on se propose de réaliser une simulation sur le matériau hybride vieilli à résine M14 (SERH/M14/PE/SI/V).

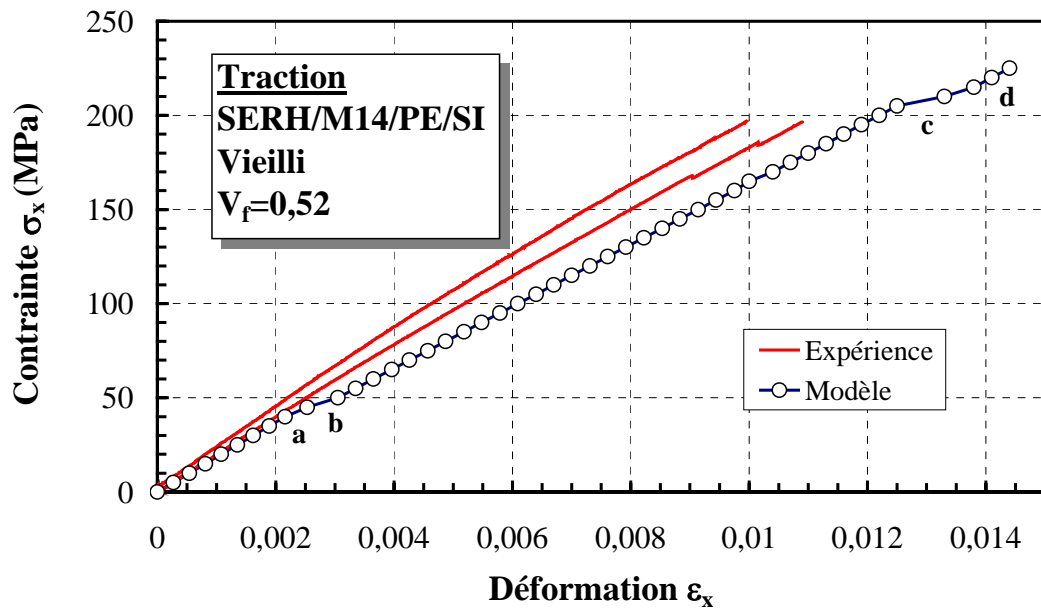
Les résultats d'essais mécaniques sur les constituants, unidirectionnels et composites à renforts tissés ont montré que les propriétés élastiques n'étaient pas affectées par le vieillissement ; nous conservons donc les mêmes propriétés élastiques de la résine et des mèches que le matériau non vieilli. Par contre, la loi de comportement de la résine M14 vieillie est différente et la rupture en traction se produit à 50 Mpa. De plus, la campagne d'essais nous fournit des informations indispensables pour estimer les propriétés des mèches vieilles. Les essais de traction longitudinale sur les mèches et unidirectionnels ont indiqué une dégradation importante avec le vieillissement du composite à fibres Silice (50 % de perte) alors qu'elle est moins prononcée sur le composite à fibres Pe. En traction transverse sur les unidirectionnels et en compression sur les composites tissés, le vieillissement influe peu sur les propriétés à rupture mais il devient pénalisant en cisaillement sur les composites tissés.

Pour résumer, les propriétés dégradées des constituants dues au vieillissement sont effectives sur les contraintes ultimes en traction et en cisaillement des mèches Silice et dans un degré moindre des mèches Pe alors que les autres propriétés restent quasiment inchangées par rapport au non vieilli. Ces propriétés sont présentées sur le tableau ci-dessous.

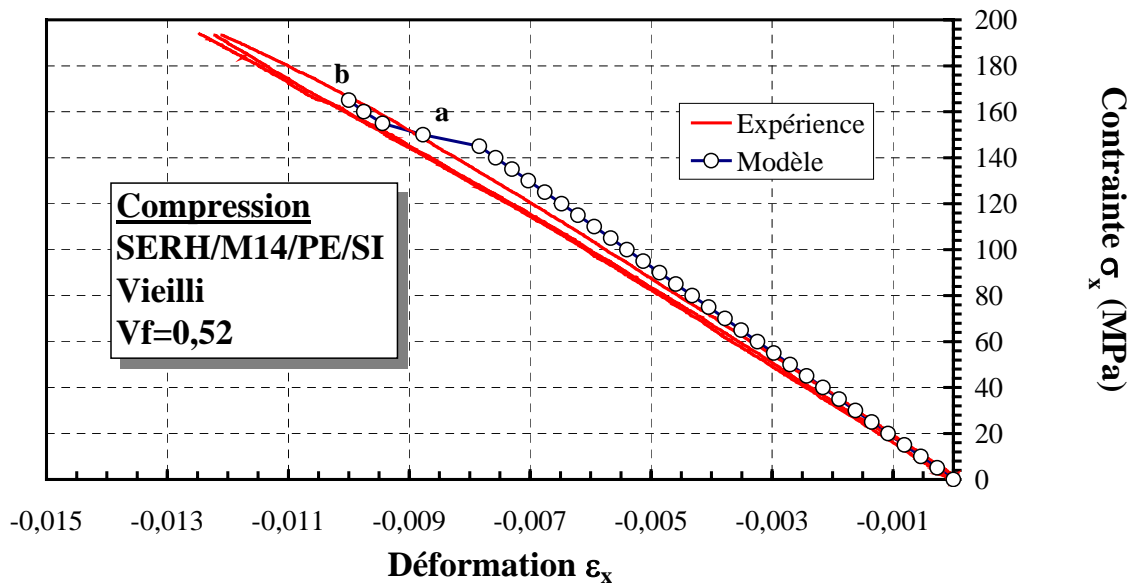
Propriétés	E_1	E_2	G_{12}	G_{23}	ν_{12}	ν_{23}	σ_{1t}	σ_{1c}	σ_{2t}	σ_{2c}	τ_{12}
	GPa	GPa	GPa	GPa			MPa	MPa	MPa	MPa	MPa
Résine M14	3,2	3,2	1,16	1,16	0,38	0,38	50				
Silice/M14 $V_{f/m} = 0.75$	55,7	18,5	6,89	6,04	0,22	0,34	800	500	46	141	45
Pe/M14 $V_{f/m} = 0.75$	11,1	9,2	3,26	3,25	0,39	0,39	500	200	30	100	50

Tableau IV.19 Propriétés des résines et des mèches vieilles

La figure IV.34 présente la réponse contrainte-déformation en traction et en compression du matériau sergé hybride vieilli. En traction, les premiers endommagements sont constatés par des ruptures des mèches Pe (*a*) et des mèches Silice (*b*) dans le sens transverse. Le repère *c* indique la rupture des mèches longitudinales Pe et la rupture finale se produit en *d* par la rupture des mèches longitudinales Silice. Les modes de rupture sont identiques par rapport au matériau non vieilli mais les critères de rupture pour les mèches longitudinales sont vérifiés à une contrainte plus faible (225 Mpa), synonymes d'une rupture finale précoce du composite vieilli en traction. Les écarts avec les courbes expérimentales peuvent s'expliquer par le choix des propriétés à rupture des constituants et par l'influence des interfaces sur le processus de ruine. En compression, la rupture des mèches longitudinales Silice (repère *b*), choisie comme rupture finale du composite, est précédé par la rupture des mèches transverses Silice (repère *a*). Il faut noter ici que les ruptures de mèches Pe n'interviennent pas dans la simulation en compression. La condition d'arrêt choisie en compression, correspondant à la première rupture longitudinale des mèches, en est la cause et explique également le décalage avec les courbes expérimentales.



(a)



(b)

Figure IV.34 Comparaison modèle-expérience de la réponse contrainte-déformation en traction (a) et en compression (b) du composite à armure sergé 2/2 hybride vieilli

IV.4.3.2 Corrélation modèle / littérature

Deux composites à renforts tissés présentés précédemment dans le chapitre élasticité ont été choisis afin de comparer le modèle avec des résultats tirés de la littérature [Leischner et al. (1995)]. Il s'agit des composites sergé 2/2 à renforts Carbone et résine Bakéliste et sergé 2/2 hybride à renforts Carbone et kevlar et résine Bakéliste. Les propriétés élastiques et à la rupture des différentes mèches et résines sont résumées ci-dessous :

Propriétés	E_1	E_2	G_{12}	G_{23}	ν_{12}	ν_{23}	σ_{1t}	σ_{1c}	σ_{2t}	σ_{2c}	τ_{12}
	GPa	GPa	GPa	GPa			MPa	MPa	MPa	MPa	MPa
Résine Bakéliste	3,2	3,2	1,19	1,19	0,35	0,35	77	77	77	77	77
Carbone/Bakéliste $V_{f/m} = 0,59$	137	9,57	4,74	3,23	0,31	0,45	1760	1760	50	210	84
Kevlar/M14 $V_{f/m} = 0,48$	65,5	5,13	3,16	2,08	0,36	0,45	1133	221	29	74	30

Tableau IV.20 Propriétés des résines et des mèches littérature [Leischner et al. (1995)]

Sous un essai de traction uniaxiale, le comportement prédit des composites sergé 2/2 et sergé 2/2 hybride montrent différents niveaux de rupture, indiqués par a, b et c pour le composite non hybride et par a', b', c', d' et e' pour le composite hybride (figure IV.35).

Sous tension, le composite sergé hybride montre que le premier endommagement apparaît à une contrainte de 100 Mpa quand la mèche Aramide sens transverse rompt en traction (a'). Ceci est suivi par une rupture en traction transverse des mèches Carbone (b') à 180 Mpa, une rupture de la résine (c') à 200 Mpa, une rupture des mèches Carbone dans le sens longitudinal (d') à 270 Mpa et une rupture finale à 345 Mpa quand les mèches Aramides sens longitudinales sont rompues (e'). Cette contrainte ultime prédite présente une bonne concordance avec les résultats expérimentaux de Leischner et al. (1995) pour le sergé hybride carbone/aramide/bakéliste (16 % d'écart), tout comme pour le sergé carbone /bakéliste (17 %).

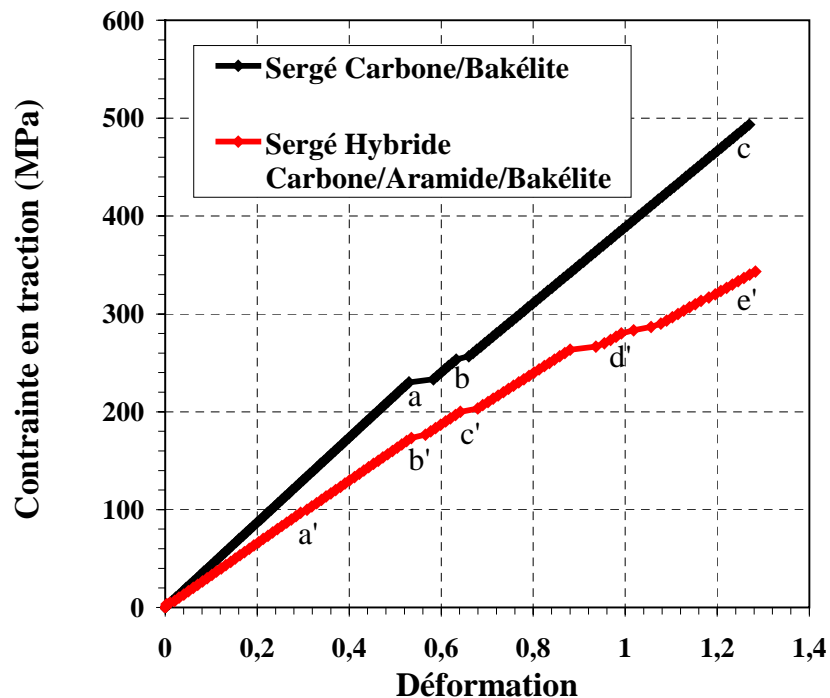


Figure IV.35 Réponse contrainte-déformation simulée en traction d'un sergé 2/2 Carbone/Bakéliste ($V_f = 0,38$) et d'un sergé 2/2 Carbone/Aramide/Bakéliste ($V_f = 0,36$)

IV.5 Conclusions

Ce chapitre a présenté une modélisation du comportement élastique endommageable des matériaux composites à renforts tissés hybrides et non hybrides.

La démarche analytique du modèle a pour but de mettre à disposition du concepteur un outil de calcul et d'aide à la décision quant à la décision quant au choix du composite à renfort tissé. Elle tient compte des nombreux paramètres microstructuraux du renfort utilisé, tels que la fraction volumique de fibres, le titre de la mèche, le grammage du tissu sec ou la géométrie des mèches, incluant la possibilité d'un tissage hybride.

Le modèle nécessite au préalable la prédiction des propriétés mécaniques et la définition des paramètres géométriques de la mèche qui représente l'élément constitutif des renforts.

L'originalité de l'approche analytique est l'utilisation de la théorie de la stratification basée sur une discrétisation de la cellule représentative du composite. Le modèle permet ainsi de calculer les propriétés élastiques 2D et 3D, quelque soit l'armure (hybride ou non), l'ondulation des mèches et les paramètres microstructuraux.

Les résultats du modèle comparés aux résultats expérimentaux, numériques et tirés de la littérature montrent une bonne corrélation concernant les propriétés élastiques 3D. Le modèle élastique est ensuite étendu à la prédiction du comportement endommageable des composites tissés. En tenant compte de trois types d'endommagement (fissuration au sein de la résine, au sein du composite et rupture de fibres), le modèle permet de prédire les premières ruptures au sein du composite et la rupture finale. Ces différents modes de rupture intervenant dans le processus de ruine sont estimés à partir de critère de rupture de type Tsai-Wu pour les mèches et à partir de lois de comportement pour la résine. Les résultats obtenus ont été validés et corrélés sur différents renforts tissés pour diverses sollicitations (traction et compression).

Chapitre V

***ETUDE
PARAMETRIQUE***

RESUME DU CHAPITRE V

La modélisation précédemment formulée aboutit à la proposition d'un logiciel de calcul nommé "Mesotex". Il constitue un outil d'aide à la décision quant au choix du composite à renfort tissé, incluant la possibilité de sélectionner un hybride.

L'intégration des paramètres microstructuraux, tels que la nature de l'armure, les caractéristiques de la mèche, la quantité de résine et l'hybridation a permis de réaliser une étude paramétrique dont l'objectif est d'analyser l'évolution des modules élastiques et des limites ultimes du composite.

V ETUDE PARAMETRIQUE

V.1 Présentation du logiciel Mesotex

La technique analytique précédemment proposée afin de prédire les propriétés élastiques et à rupture des composites à renforts tissés a été implantée dans un logiciel de calcul sur ordinateur. Ce modèle a pour but de fournir à l'utilisateur une aide à la décision concernant le choix du composite tissé hybride. Initialement développé à partir du langage de programmation Fortran, ce modèle s'est enrichi d'une interface conviviale de pré et post-traitement au calcul effectué avec les applications exécutables fortran, dénommé Mesotex. Le nom de ce logiciel a un double sens : en français, il définit l'échelle Méso du composite textile c'est-à-dire l'échelle de la cellule de base du composite qui correspond à notre référence de cette étude ; en anglais, il signifie « MEchanical Simulation Of TEXtile », c'est-à-dire simulation mécanique des composites textiles. En plus de prédire les résistances ultimes, le logiciel Mesotex simule également la réponse globale contrainte-déformation et les différents modes de rupture de mèches ou de résine suivant un état de déformation appliquée.

Ce logiciel nécessite la connaissance de certains paramètres mécaniques et géométriques que l'utilisateur définira avec ce menu convivial. Le taux volumique de fibres (TVF) ou le grammage du tissu sont ensuite calculés en fonction des données fournies par l'utilisateur comme le titre de la mèche ou l'épaisseur du tissu. La forme littérale de ces paramètres a été précisée dans la partie IV.3.2.2.

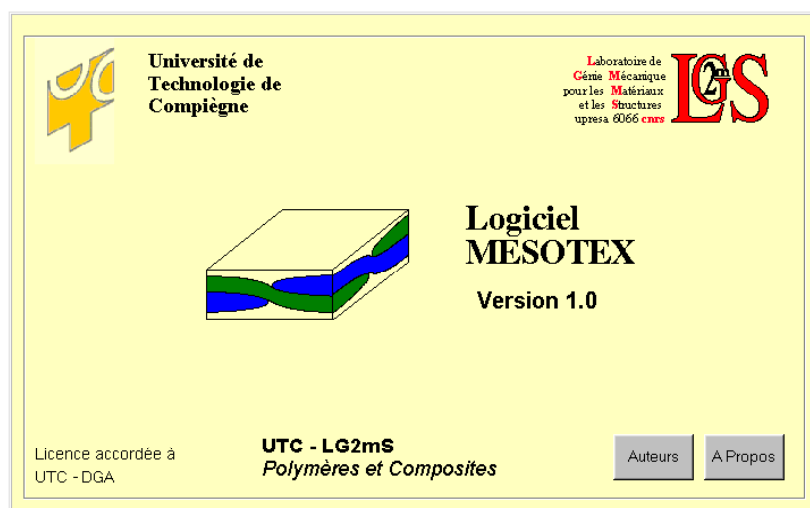


Figure V.1 Page de Présentation du logiciel

Après le lancement du logiciel (figure V.1), le choix du composite à renfort tissé (taffetas, satin, sergé ou hybride) est activé en sélectionnant l'image représentant le composite (figure V.2). La page suivante montre la cellule de base représentative du composite choisi (figure V.3). Il s'agit d'introduire les paramètres géométriques et mécaniques de la cellule de base. Une base de données contenant les propriétés élastiques et à rupture de différents constituants du composite (résine et mèche) est présente mais l'utilisateur a la possibilité de

modifier et définir de nouvelles données. L'exécution du logiciel nécessite la connaissance des paramètres géométriques de la cellule de base, c'est-à-dire le titre de la mèche (en g/km), l'épaisseur du tissu sec (correspond à la double épaisseur de la mèche), l'épaisseur totale de la cellule et le pas de discrétisation de la cellule.

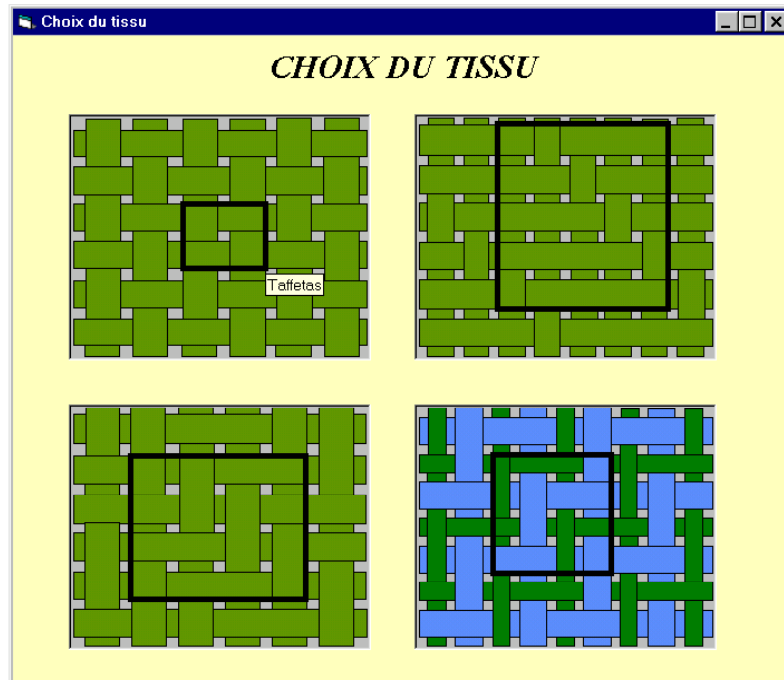


Figure V.2 Choix du composite à renfort tissé à étudier

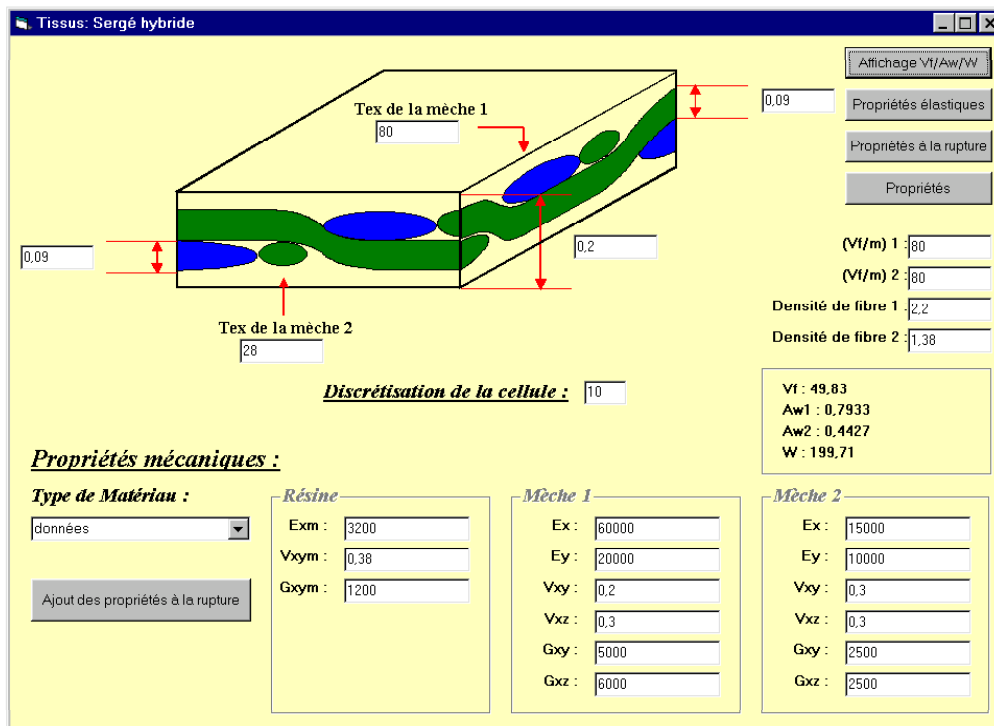


Figure V.3 Paramètres géométriques et mécaniques à définir

A partir des caractéristiques géométriques du composite, la fraction volumique de fibres dans le composite, la largeur de la mèche et le grammage (en g/m²) du tissu sec sont déterminés. L'utilisateur a le choix ensuite entre le calcul des propriétés élastiques, à rupture ou des deux à la fois. La détermination des propriétés à la rupture nécessite de définir le chargement ainsi que les valeurs à la rupture de la résine et de la mèche. Un critère de contrainte maximale est choisi pour la résine et un critère de Tsai-Wu 2D pour les mèches. Les résultats du calcul sont représentés sous la forme d'un tableau pour les propriétés élastiques (figure V.4) et sous la forme de courbe pour les propriétés à rupture (figure V.5).

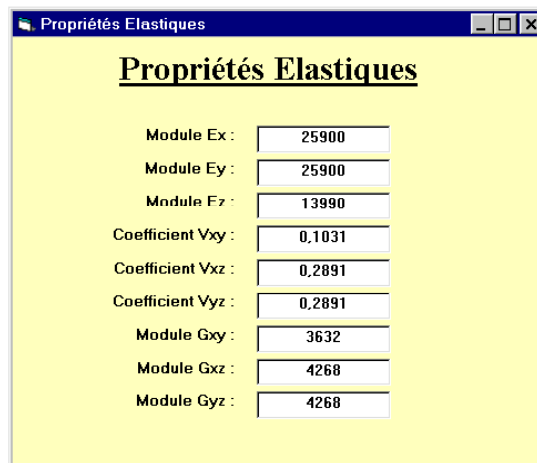


Figure V.4 Propriétés élastiques du composite étudié

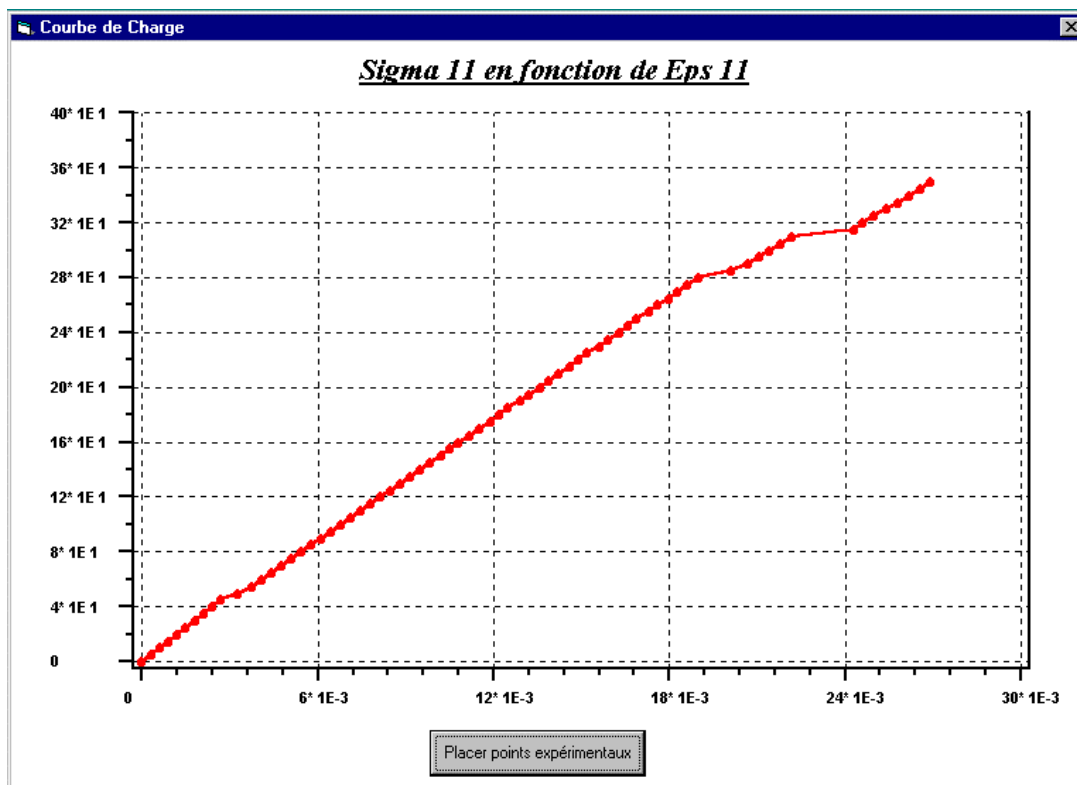


Figure V.5 Courbe contrainte-déformation

V.2 Influence des paramètres microstructuraux

Les paramètres définissant la cellule de base du renfort tissé sont nombreux, comme la nature de l'armure, la géométrie de la mèche, la fraction volumique de fibres dans le composite ou le grammage du tissu sec. Cette microstructure a ensuite une influence importante sur les propriétés élastiques globales et à rupture du composite. Il est donc nécessaire de déterminer la sensibilité de ces propriétés, obtenues par le modèle, aux différentes caractéristiques géométriques. Ces caractéristiques associées au renfort tissé sont les suivantes :

- La nature de l'armure : les armures non hybrides et hybrides les plus courantes sont le taffetas, le sergé 2/2, le satin de 5, le satin de 8 et le sergé hybride
- Les paramètres géométriques définissant la mèche : largeur, épaisseur et titre de la mèche
- L'épaisseur de résine entre couches
- L'hybridation dans le cas des renforts tissés hybrides.

L'objectif de cette partie est d'étudier l'évolution des propriétés élastiques 3D puis à rupture du composite en fonction d'un de ces paramètres tout en gardant les autres constants.

V.2.1 Influence de l'armure sur les propriétés élastiques 3D

L'étude paramétrique est tout d'abord consacrée à l'évolution des propriétés élastiques 3D en fonction des différents paramètres géométriques. Quatre études sont menées sur différents renforts non hybrides et hybrides avec pour objectif de déterminer :

- influence de l'ondulation de la mèche
- influence du titre de la mèche
- influence de l'épaisseur de résine entre couches
- influence de l'hybridation

V.2.1.1 Influence de l'ondulation de la mèche

L'objectif de cette partie est de présenter quelques résultats qui illustrent l'effet de l'ondulation de la mèche sur les modules d'Young, de cisaillement et les coefficients de Poisson concernant différents composites à renforts tissés.

Le paramètre d'ondulation de la mèche r_m est défini par,

$$r_m = \frac{a}{b} \quad (\text{V.1})$$

où a est la largeur de la mèche et b est l'épaisseur de la mèche.

Dans cette analyse, trois matériaux composites à renforts tissés sont étudiés :

- un taffetas Verre E/Vinylester
- un satin de 8 Silice/Epoxyde M18 (SAT/M18/SI)
- un sergé 2/2 Silice/Epoxyde M14 (SER/M14/SI)

Les paramètres mécaniques et géométriques de ces armures sont résumés sur les tableaux IV.5 à IV.7 de la partie IV.3.4.

Les figures V.6 à 8 montrent l'effet de l'ondulation de la mèche sur les propriétés 3D élastiques sur ces composites à renforts tissés. Le paramètre d'ondulation r_m varie de 0 à 20. Le cas limite, quand r_m tend vers zéro, indique que l'amplitude de l'ondulation est importante (forte ondulation) alors que, quand ce rapport augmente, la mèche tend vers une configuration aplatie (faible ondulation).

Dans le cas du composite taffetas, la figure V.6 montre que E_x et ν_{xy} augmentent, E_z et G_{xy} restent quasiment constants alors que G_{yz} et ν_{xz} diminuent pour de faibles amplitudes d'ondulation.

La fraction volumique des fibres dans le composite diminue quand r_m augmente et varie de 67 % ($r_m = 2$) à une valeur asymptotique égale à 48 % ($r_m = 20$). Cette diminution de la fraction volumique est attribuée à l'augmentation de la proportion de résine dans le composite quand l'ondulation s'aplatit.

Il est important de noter que toutes les propriétés 3D élastiques tendent vers une valeur asymptotique à partir d'un rapport d'ondulation de 12.

Les propriétés 3D élastiques du composite satin de 8 sont moins influencées par l'ondulation que le composite taffetas (figure V.7). Par exemple, le module E_x varie de 20,1 à 25,5 Gpa avec le rapport r_m pour le composite taffetas alors que ce module varie de 25 à 26,2 Gpa pour le composite satin de 8. La différence s'explique par la structure tissée de chaque composite ; la cellule de base d'un taffetas présente seulement des mèches qui sont ondulées et entrelacées alors que celle d'un satin de 8 présente 1/7^{ème} du volume où les mèches sont entrelacées et ondulées et 6/7^{ème} du volume où les mèches sont considérées comme des stratifiés [0,90]. En considérant les modules de cisaillement du satin, le module transverse G_{yz} diminue, le module dans le plan G_{xy} reste globalement constant avec une augmentation de r_m et est supérieur au module G_{yz} à partir d'un rapport r_m de 3. De plus, avec l'augmentation de r_m , la fraction volumique de fibres dans le composite satin varie de 56,1 % ($r_m = 1$) à une valeur asymptotique de 51 % ($r_m = 6$).

Le composite sergé 2/2 Silice/Epoxyde M14 présente des courbes qui ont la même allure que celles obtenues pour le composite taffetas (figure V.8) mise à part les modules de cisaillement, dont il est à noter que G_{xy} est supérieur à G_{yz} .

Cette étude paramétrique a été consacrée à l'influence de l'ondulation sur les propriétés élastiques 3D sur différents composites à renforts tissés. Le premier constat est que toutes ces propriétés tendent vers une valeur asymptotique à partir d'un rapport d'ondulation de 12, quelque soit le renfort tissé. Les modules E_x et G_{yz} et le coefficient de Poisson ν_{xz} varient avec ce rapport alors que les modules E_z et G_{xy} et le coefficient de Poisson ν_{xy} restent pour ainsi dire invariant. De plus, l'effet de l'ondulation est beaucoup plus prononcé dans le cas d'un composite taffetas que dans le cas d'un composite satin de 8.

Après avoir analysé l'influence de l'ondulation de la mèche, l'étape suivante est d'évaluer l'effet de la masse linéique (titre) de la mèche sur les propriétés.

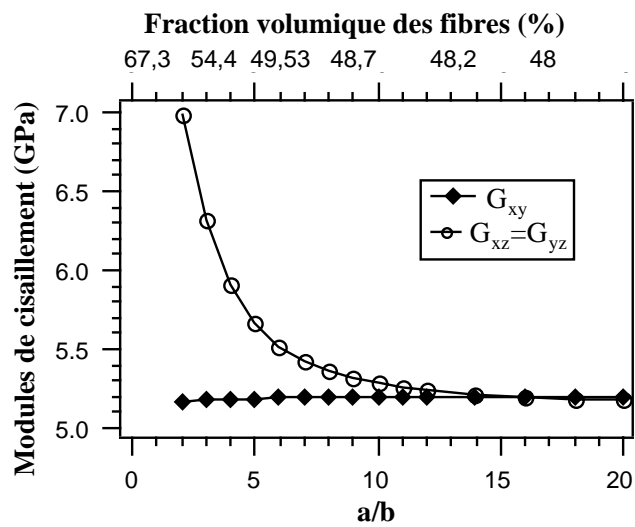
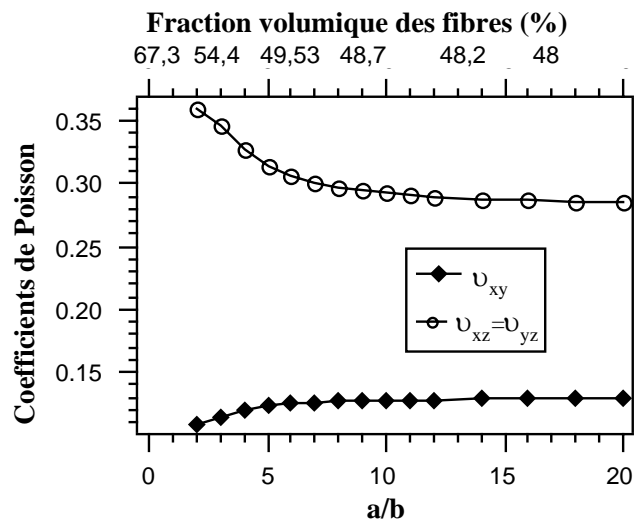
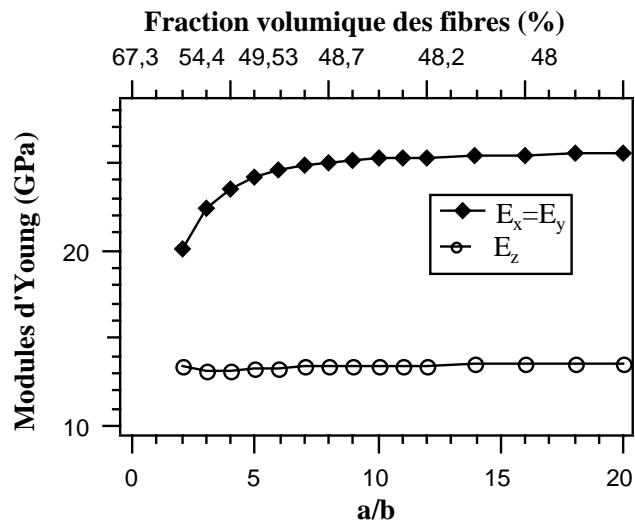


Figure V.6 Effet de l'ondulation sur les propriétés 3D élastiques d'un composite à armure taffetas Verre E/Vinylester

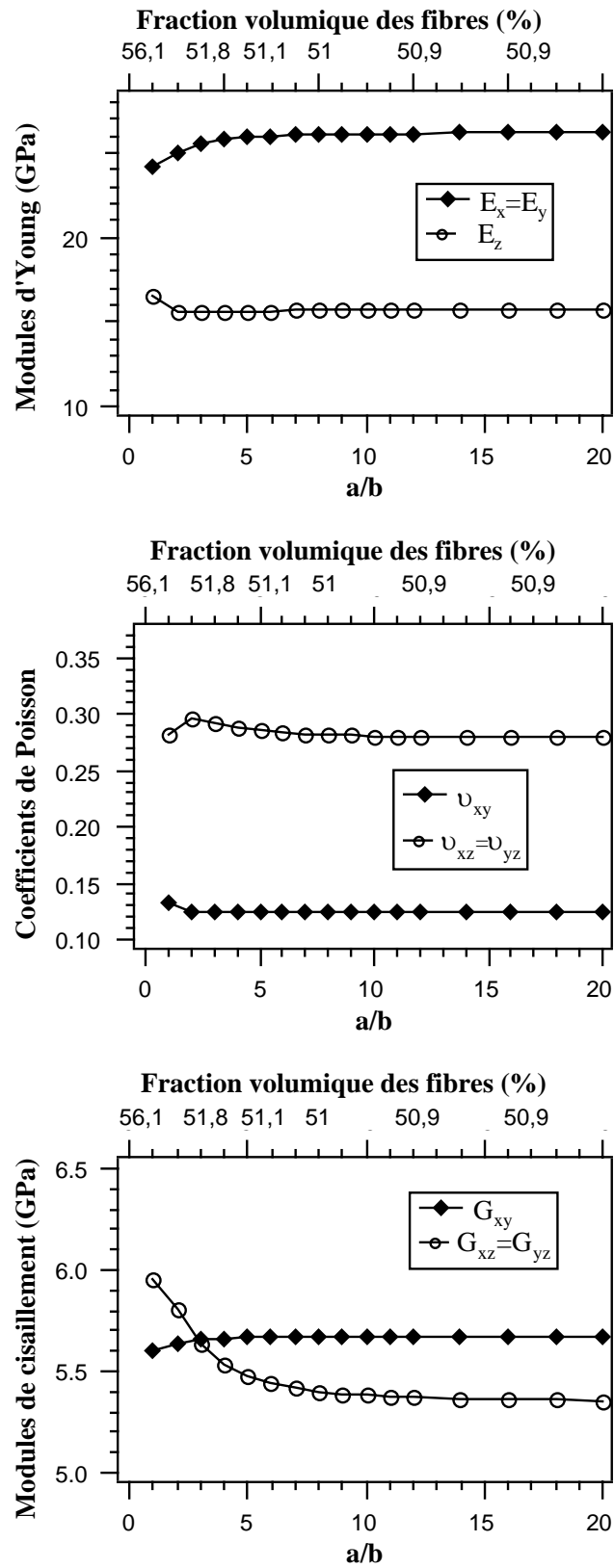


Figure V.7 Effet de l'ondulation sur les propriétés 3D élastiques d'un composite à armure satin de 8 Silice/Epoxyde M18

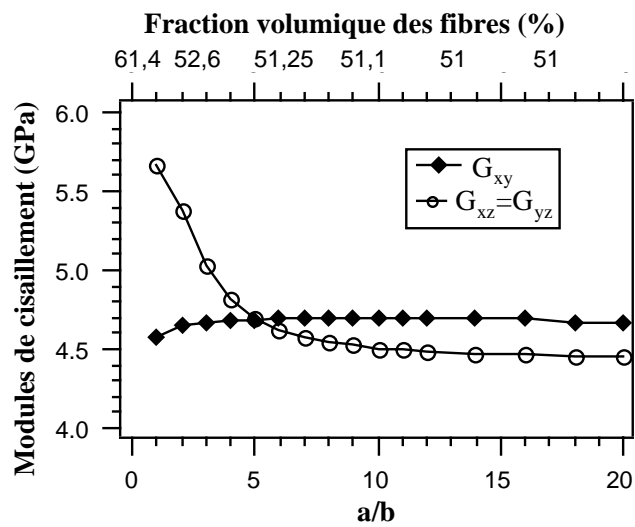
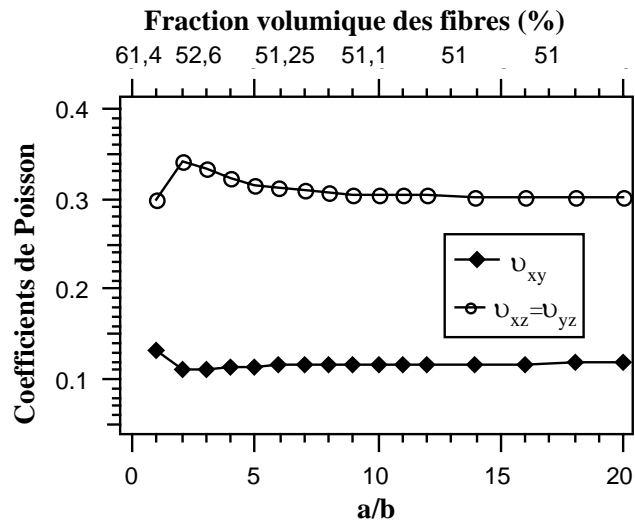
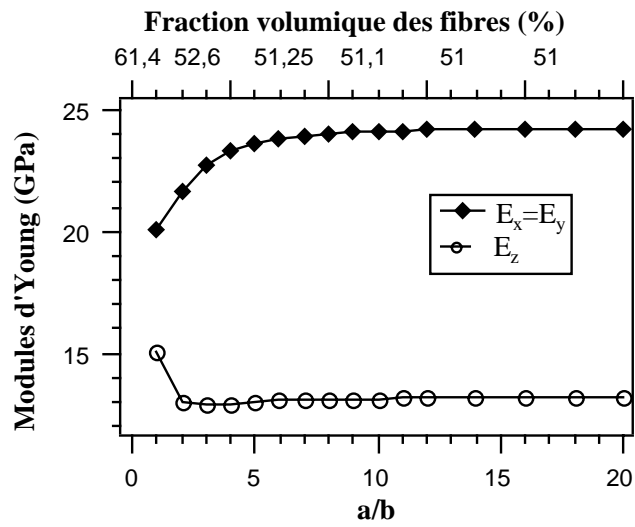


Figure V.8 Effet de l'ondulation sur les propriétés 3D élastiques d'un composite à armure sergé 2/2 Silice/Epoxyde M14

V.2.1.2 Influence du titre de la mèche

La variation du titre de la mèche modifie les caractéristiques géométriques du renfort tissé et donc les propriétés élastiques du composite. Afin d'étudier l'influence de ce paramètre, on se propose d'utiliser un renfort tissé à base de fibre silice (Si), imprégnée de résine M14 avec un taux de fibres de 80 % dans la mèche. Les propriétés de cette mèche sont données sur le tableau IV.6 de la partie IV.3.4 avec une épaisseur de mèche et de cellule de base de 0,1 et 0,2 mm, respectivement.

Les figures V.9 et V.10 montrent l'évolution de la fraction volumique de fibres et du grammage de quatre composites à renforts tissés (armures taffetas, sergé, satin de 5 et satin de 8) en fonction du titre de la mèche Si/M14.

Les figures V.11 à 16 présentent la variation des propriétés élastiques de ces quatre composites tissés en fonction du titre de la mèche.

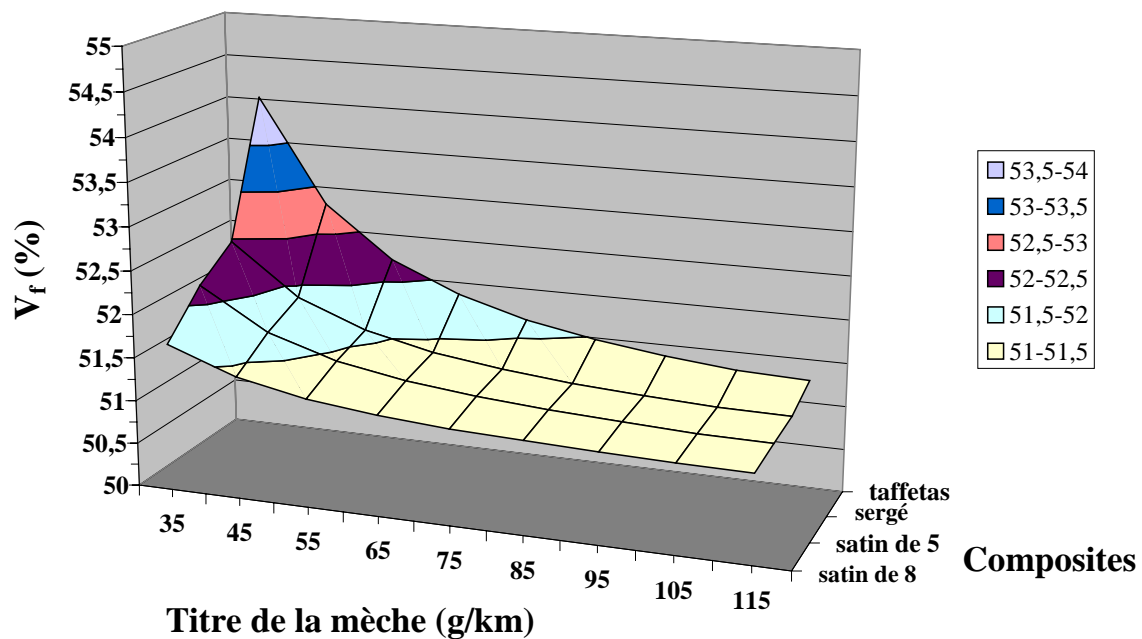


Figure V.9 Evolution du taux de fibres V_f en fonction de l'armure et du titre de la mèche

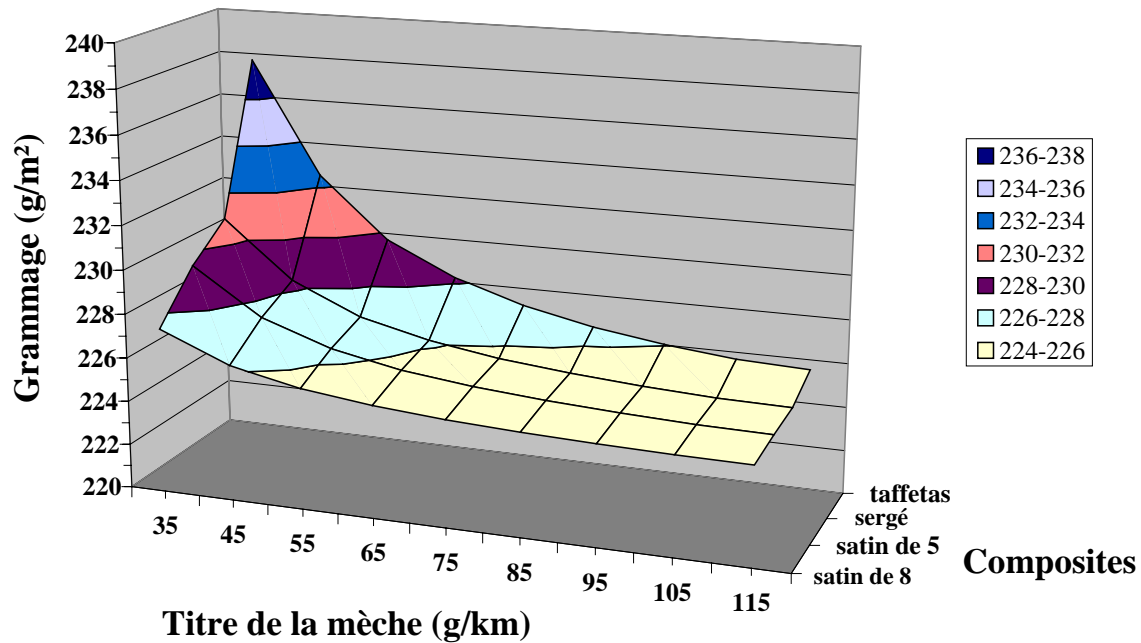


Figure V.10 Evolution du grammage en fonction de l'armure et du titre de la mèche

A partir de la configuration choisie, la plage de variation de la masse linéique est située entre 35 et 110 g/km. En effet, pour un titre inférieur à 35, la largeur de mèche tend à être inférieure à l'épaisseur, ce qui n'est pas réaliste dans les composites à renforts tissés ; à partir d'un titre de 100, la fraction volumique de fibres et le grammage atteignent des valeurs asymptotiques (figures V.9 et V.10), tout comme les propriétés élastiques, d'où l'inintérêt de faire varier le titre à des valeurs supérieures.

Cette gamme d'utilisation permet de comparer les différents composites à renforts tissés aux deux cas extrêmes, c'est-à-dire pour un titre de 35 g/km et un titre de 110 g/km. Cette comparaison est réalisée à partir de rapports d'évolution entre la variation des propriétés élastiques sur cette plage et les propriétés à un titre de 35 g/km. Ils sont définis par :

$$\begin{aligned}
 R_E &= \frac{E(110) - E(35)}{E(35)} & R_G &= \frac{G(110) - G(35)}{G(35)} & R_\nu &= \frac{\nu(110) - \nu(35)}{\nu(35)} \\
 R_{V_f} &= \frac{V_f(110) - V_f(35)}{V_f(35)} & R_W &= \frac{W(110) - W(35)}{W(35)} & & (V.2)
 \end{aligned}$$

où $E(Tex)$, $G(Tex)$, $\nu(Tex)$, $V_f(Tex)$ et $W(Tex)$ désignent respectivement les modules d'Young, de cisaillement, le coefficient de Poisson, la fraction volumique de fibres et le grammage obtenus pour un titre de la mèche.

Ces différents rapports sont résumés sur le tableau V.1 pour chaque renfort tissé.

	Taffetas	Sergé	Satin de 5	Satin de 8
V_f	- 5,1 %	- 2,6 %	- 2,1 %	- 1,3 %
W	- 5,1 %	- 2,6 %	- 2,1 %	- 1,3 %
E_x	+ 10,6 %	+ 4,9 %	+ 3,9 %	+ 2,4 %
E_z	+ 4,3 %	+ 1,8 %	+ 1,4 %	+ 0,8 %
G_{xy}	+ 1,1 %	+ 0,5 %	+ 0,4 %	+ 0,3 %
G_{yz}	- 14,9 %	- 8,2 %	- 6,6 %	- 4,3 %
ν_{xy}	+ 6,9 %	+ 2,7 %	+ 2,1 %	+ 1,2 %
ν_{yz}	- 13,3 %	- 7,1 %	- 5,8 %	- 3,7 %

Tableau V.1 Variation des rapports d'évolution en fonction de l'armure
(Titre : 35 à 110 g/km)

Les résultats montrent que l'augmentation du titre de la mèche entraîne une amélioration des modules et coefficient E_x , E_z , G_{xy} et ν_{xy} et une diminution de G_{yz} et ν_{xz} dans des proportions différentes suivant le renfort tissé. Alors que les modules E_z , G_{xy} et ν_{xy} sont pour ainsi dire peu influencés, les modules E_x , G_{yz} et ν_{xz} évoluent avec l'accroissement du titre de la mèche.

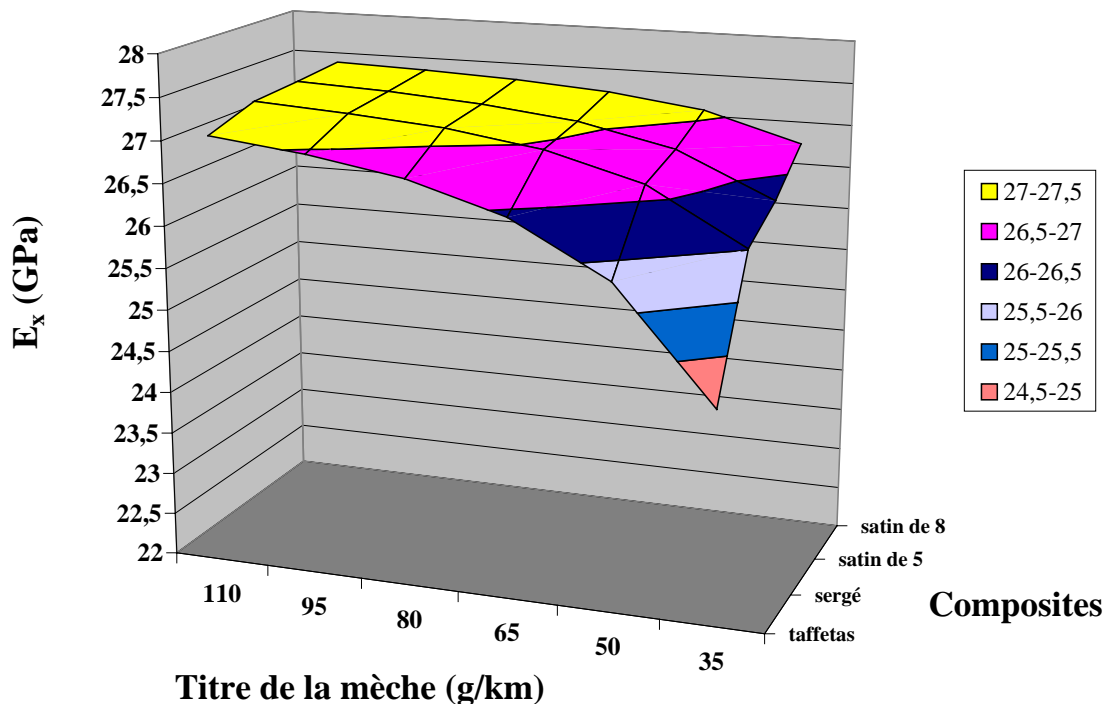


Figure V.11 Evolution du module E_x en fonction de l'armure et du titre de la mèche

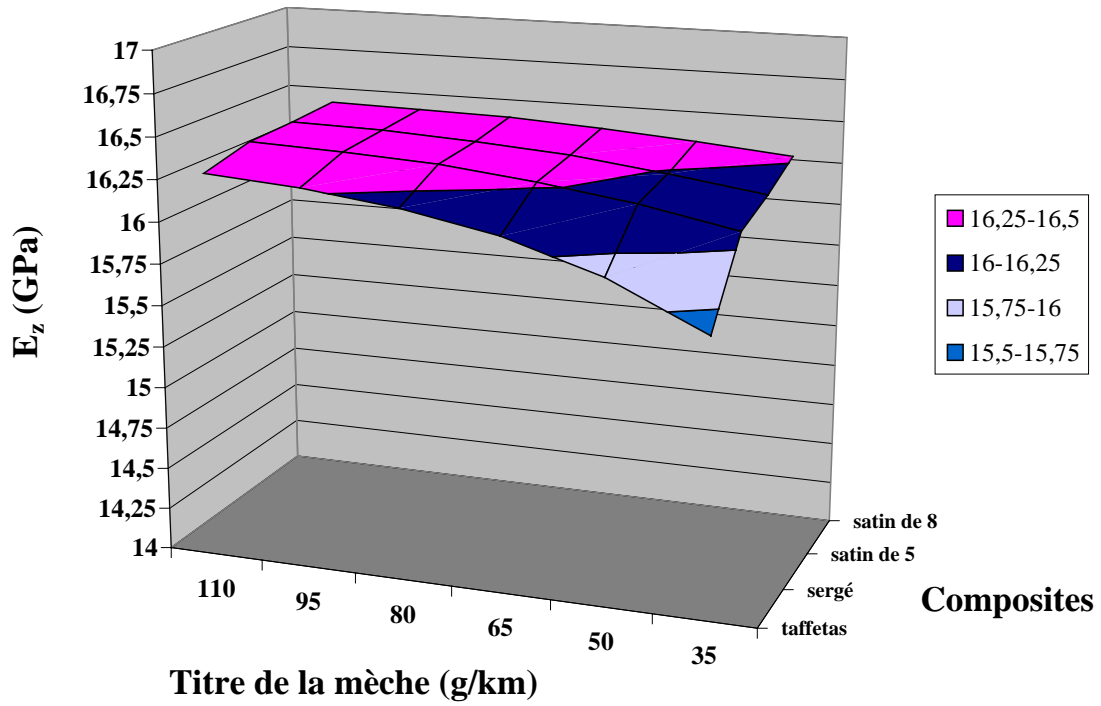


Figure V.12 Evolution du module E_z en fonction de l'armure et du titre de la mèche

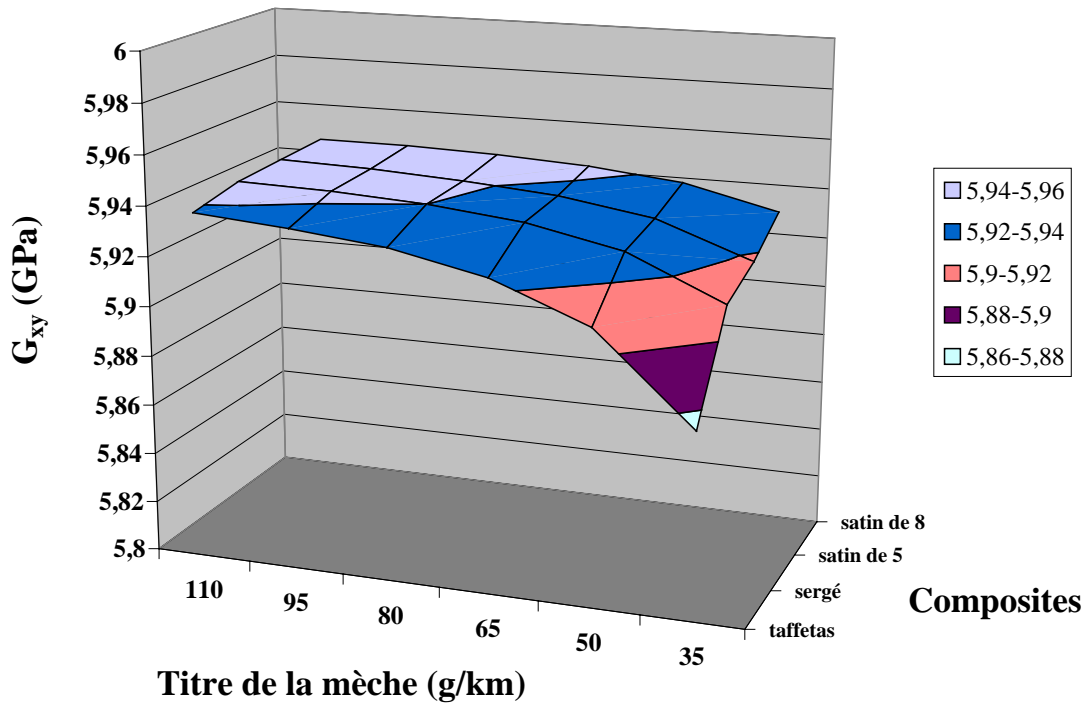


Figure V.13 Evolution du module G_{xy} en fonction de l'armure et du titre de la mèche

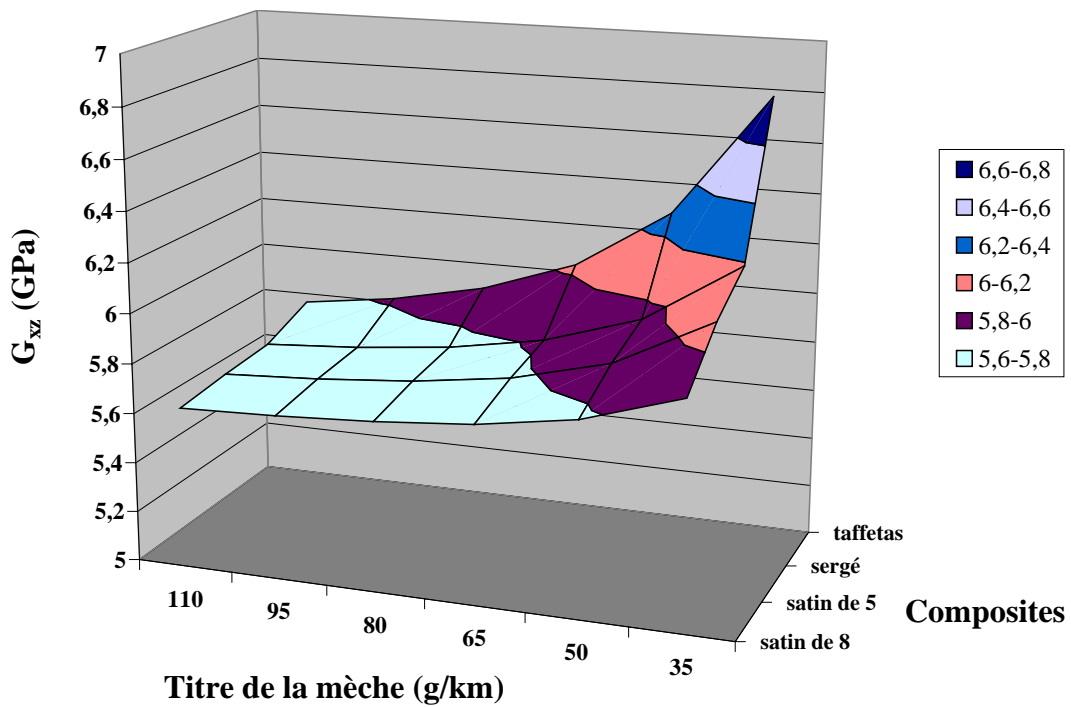


Figure V.14 Evolution du module G_{xz} en fonction de l'armure et du titre de la mèche

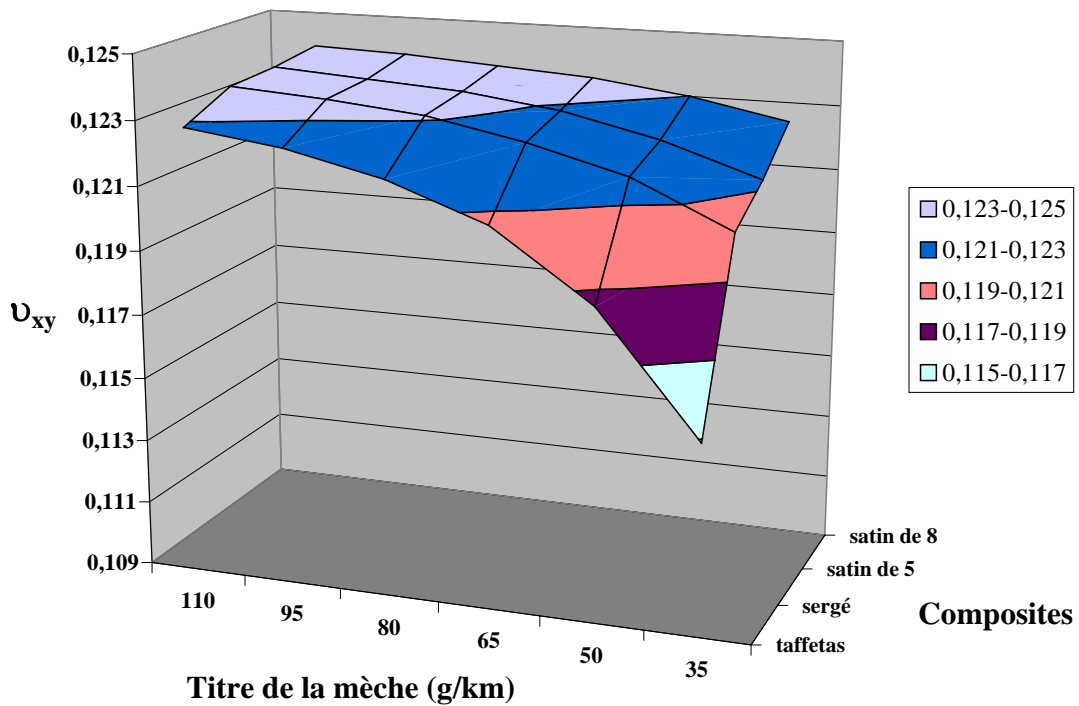


Figure V.15 Evolution du coefficient ν_{xy} en fonction de l'armure et du titre de la mèche

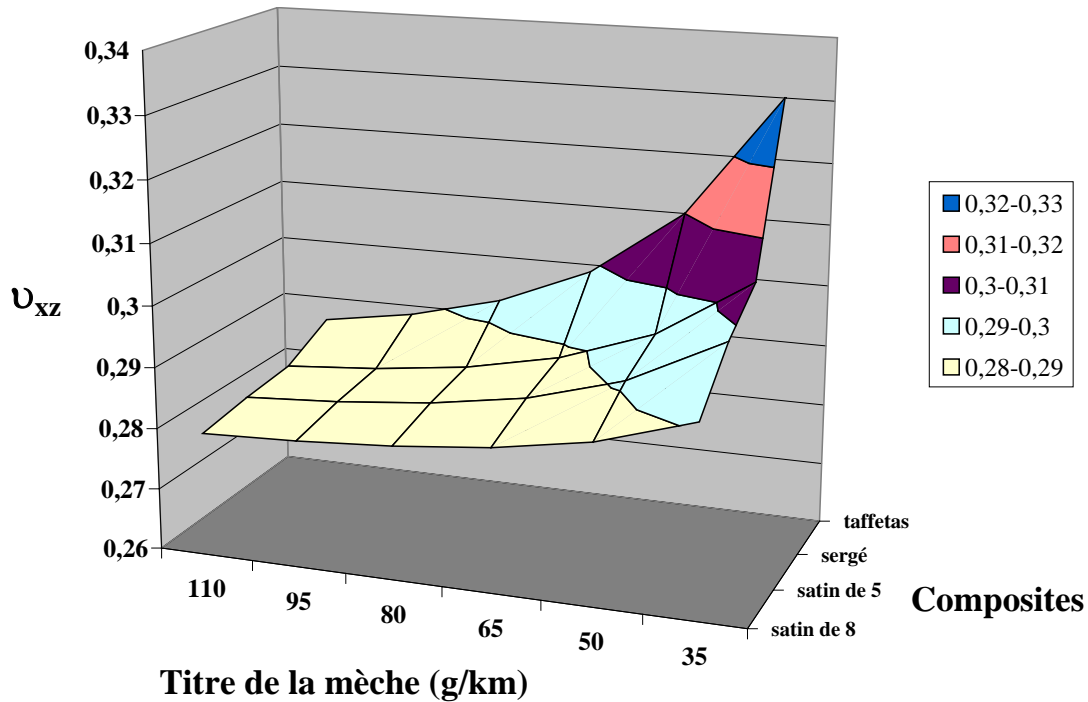


Figure V.16 Evolution du coefficient ν_{xz} en fonction de l'armure et du titre de la mèche

V.2.1.3 Influence de l'épaisseur de résine entre couches

La quantité de résine présente dans le composite influe sur la fraction volumique de fibres V_f et donc sur les propriétés de ce composite. Le composite à renfort tissé défini précédemment (partie V.2.1.2) est conservé avec un titre de la mèche constant de 30. Une variation de 0 à 0,2 mm de l'épaisseur de la couche de résine implique une évolution de la fraction volumique de fibres V_f de 55 % à 27,5 % pour le tissu taffetas, de 53 % à 26,5 % pour le tissu sergé, de 53,6 % à 26,3 % pour le tissu satin de 5 et de 52 % à 26 % pour le tissu satin de 8 (figure V.17). La courbe montre que la fraction volumique de fibres décroît avec l'augmentation de la quantité de résine et ne varie quasiment pas suivant le renfort tissé. Les variations des modules d'Young E_x et E_z , des modules de cisaillement G_{xy} et G_{yz} et des coefficients de Poisson ν_{xy} et ν_{xz} pour les quatre armures en fonction de la quantité de résine sont présentées sur les figures V.18 à V.23.

Une plage d'étude entre une épaisseur de 0 et de 0,1 mm de la couche de résine est choisie pour comparer les différents composites. Les rapports d'évolution sont définis par les relations V.3 et résumés sur le tableau V.2 :

$$\begin{aligned}
 R_E &= \frac{E(0,1) - E(0)}{E(0)} & R_G &= \frac{G(0,1) - G(0)}{G(0)} \\
 R_\nu &= \frac{\nu(0,1) - \nu(0)}{\nu(0)} & R_{V_f} &= \frac{V_f(0,1) - V_f(0)}{V_f(0)}
 \end{aligned} \tag{V.3}$$

où $E(\text{épaisseur})$, $G(\text{épaisseur})$, $\nu(\text{épaisseur})$, $V_f(\text{épaisseur})$ et $W(\text{épaisseur})$ désignent respectivement les modules d'Young, de cisaillement, le coefficient de Poisson et la fraction volumique de fibres obtenus pour une épaisseur de couche de résine.

Sur cette plage, la fraction volumique de fibres est comprise entre 55 % et 36 %, les modules d'Young et de cisaillement chute entre 27 % et 30 % alors que les coefficients de Poisson restent quasiment constants.

	Taffetas	Sergé	Satin de 5	Satin de 8
V_f	- 33 %	- 33 %	- 33 %	- 30 %
E_x	- 29 %	- 29,4 %	- 29,4 %	- 29,5 %
E_z	- 26,9 %	- 27 %	- 27 %	- 27,1 %
G_{xy}	- 26,7 %	- 26,7 %	- 26,8 %	- 26,8 %
G_{yz}	- 27,8 %	- 27,2 %	- 27,1 %	- 26,8 %
ν_{xy}	8,9 %	7,6 %	7,3 %	7,1 %
ν_{yz}	1,15 %	0,2 %	0,1 %	0,2 %

Tableau V.2 Variation des rapports d'évolution en fonction de l'armure (épais. : 0 à 0,1 mm)

Il est à noter que, pour une quantité importante de résine, c'est-à-dire une fraction volumique de fibres proche de zéro, les propriétés du composite trouvées par le modèle sont quasiment celle de la résine.

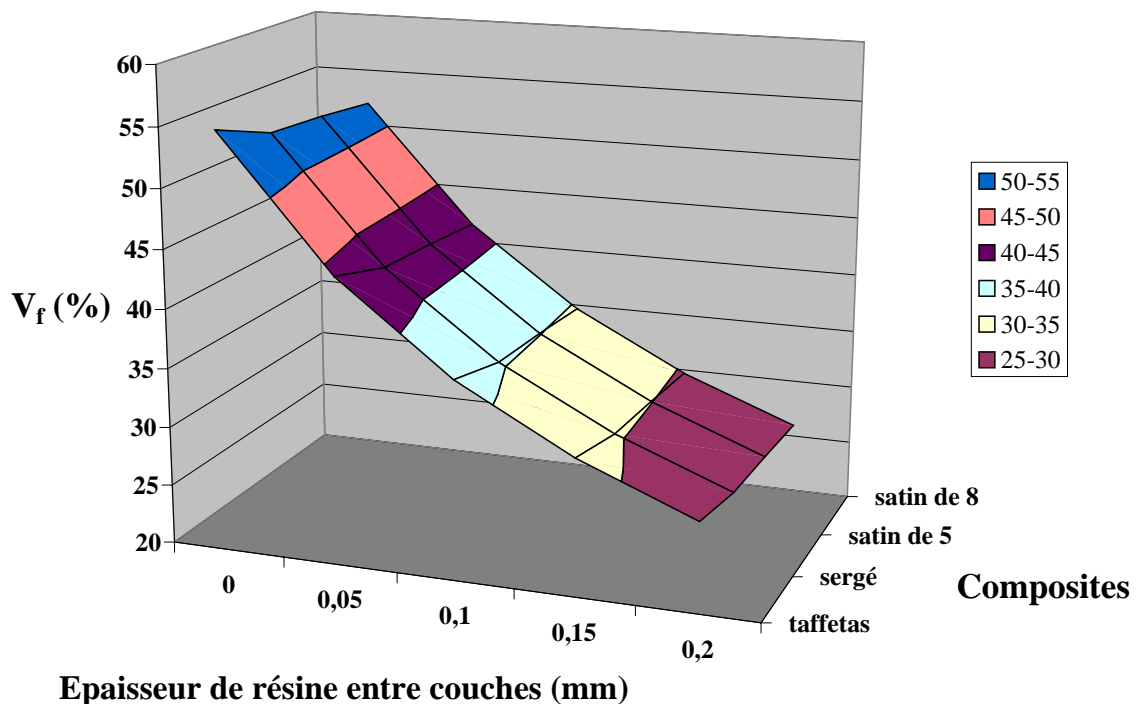
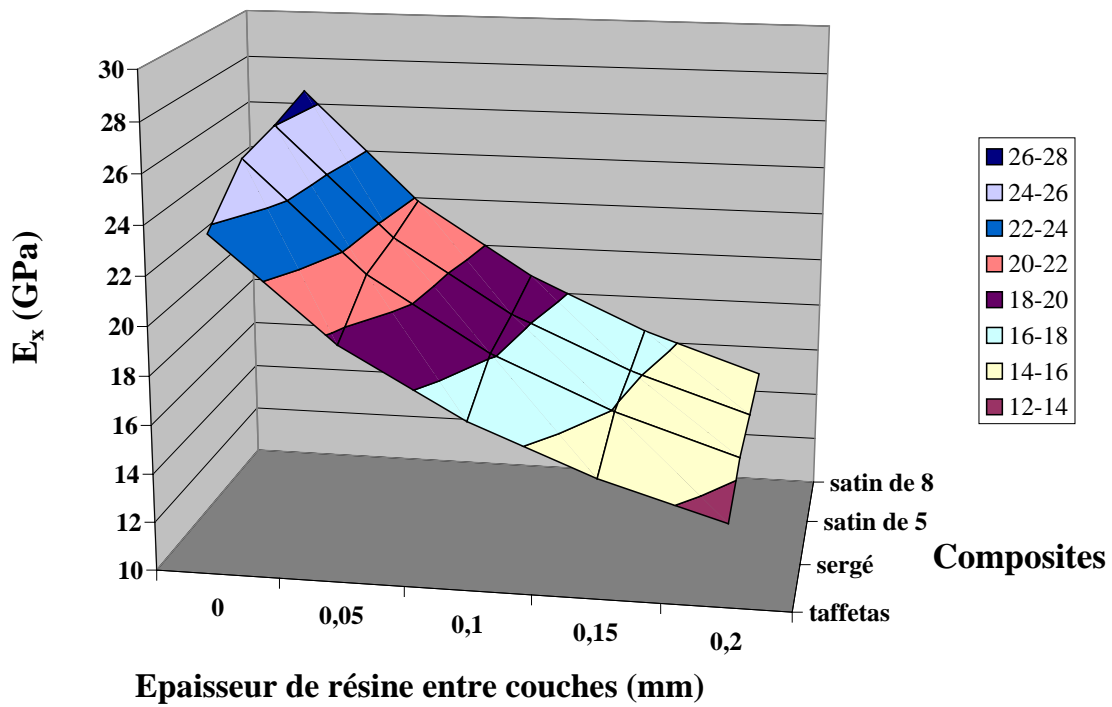
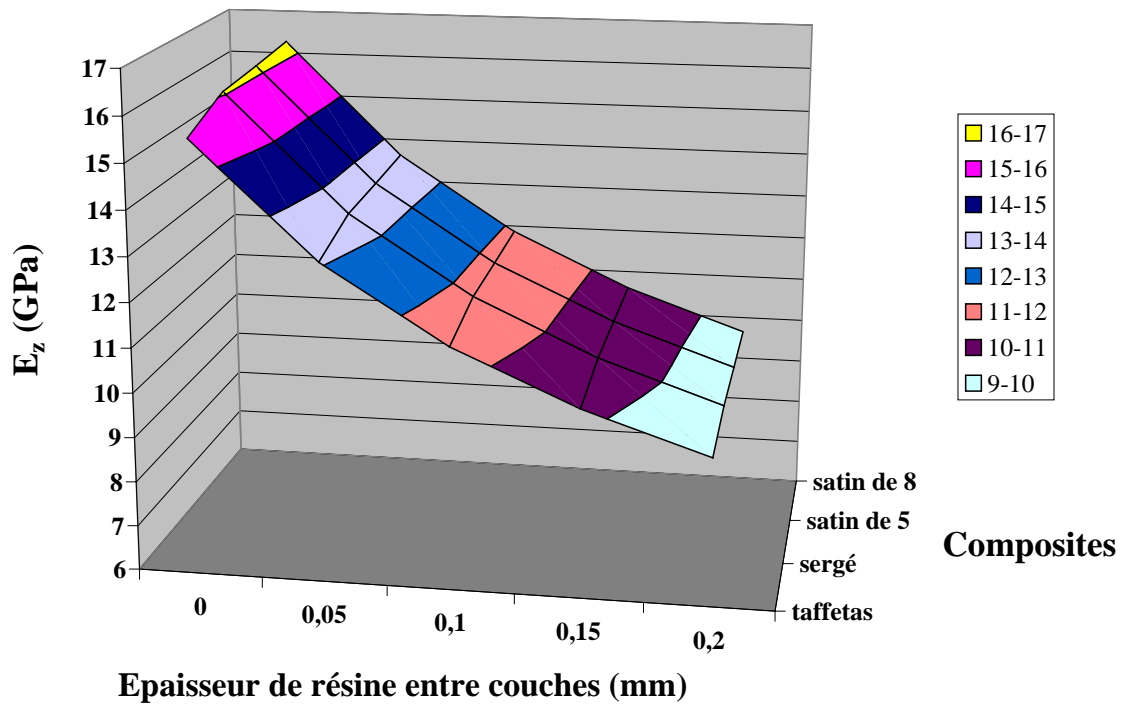


Figure V.17 Evolution du taux de fibres V_f en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches



Épaisseur de résine entre couches (mm)

Figure V.18 Evolution du module E_x en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches



Épaisseur de résine entre couches (mm)

Figure V.19 Evolution du module E_z en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches

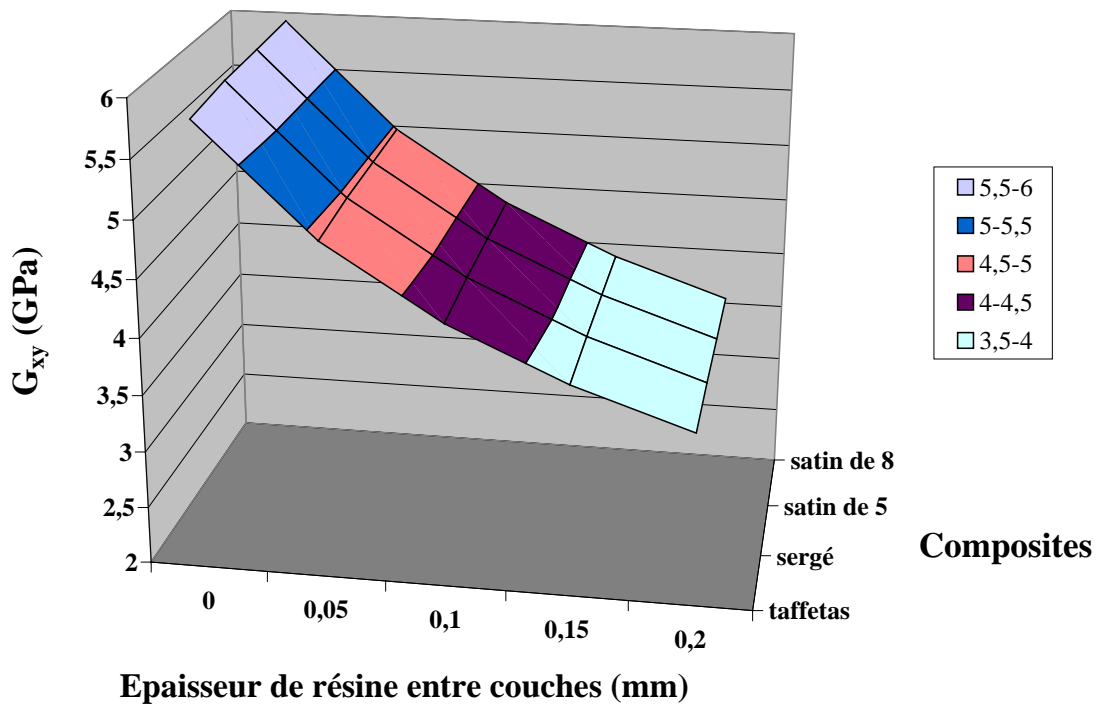


Figure V.20 Evolution du module G_{xy} en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches

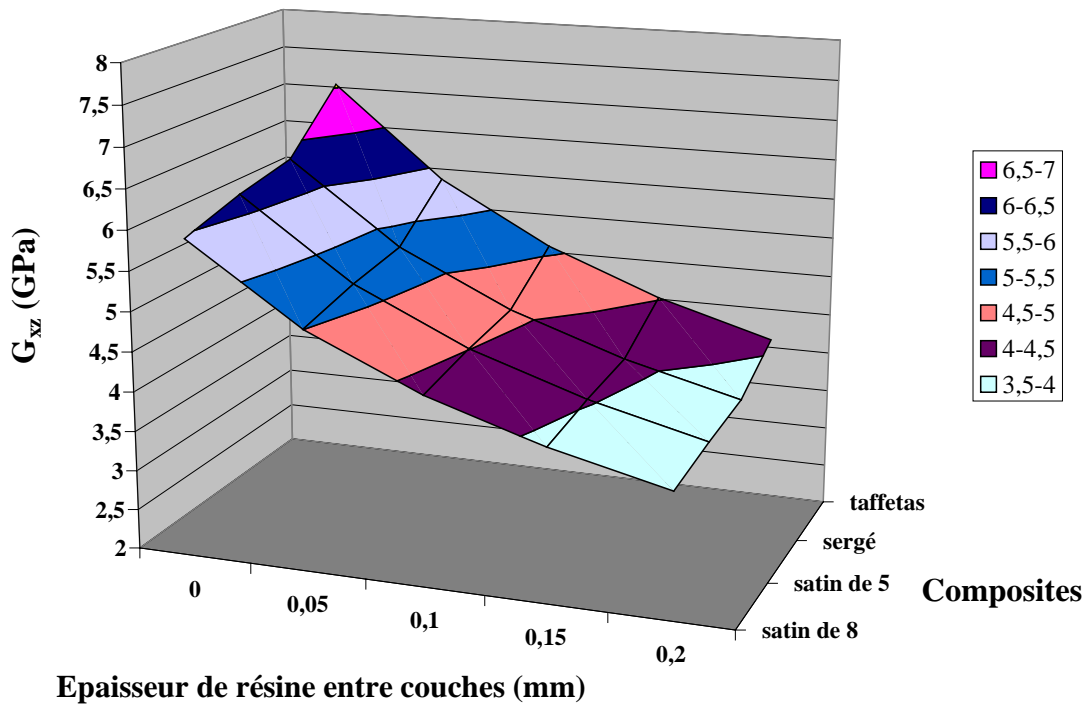
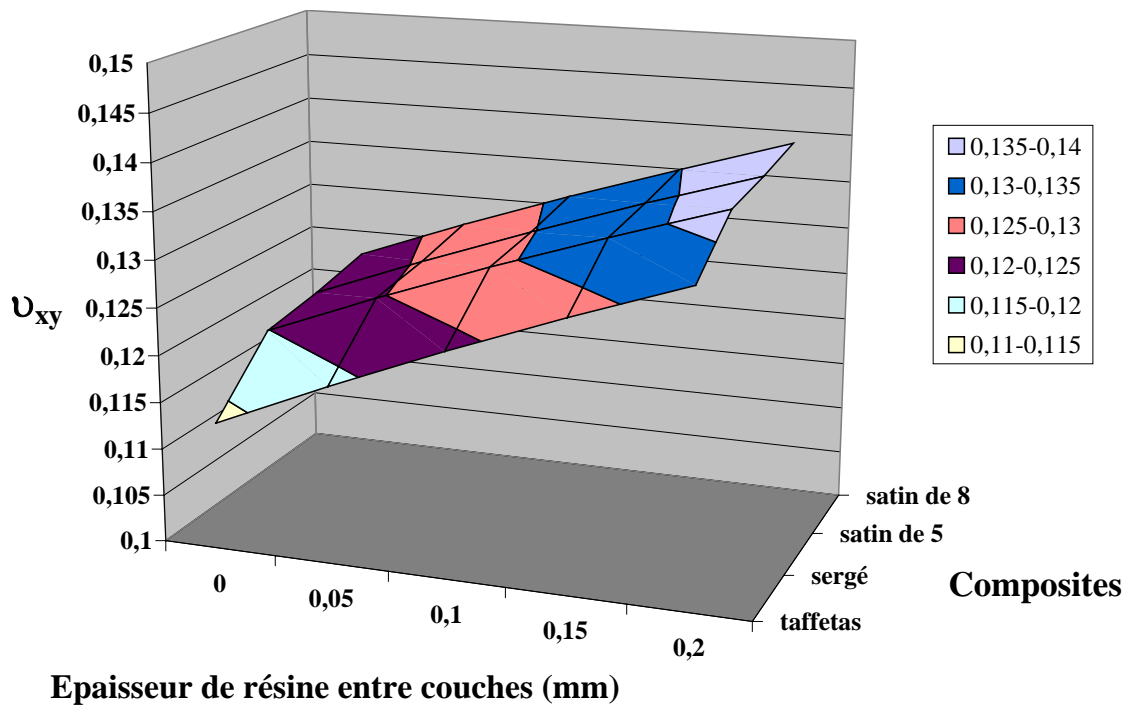
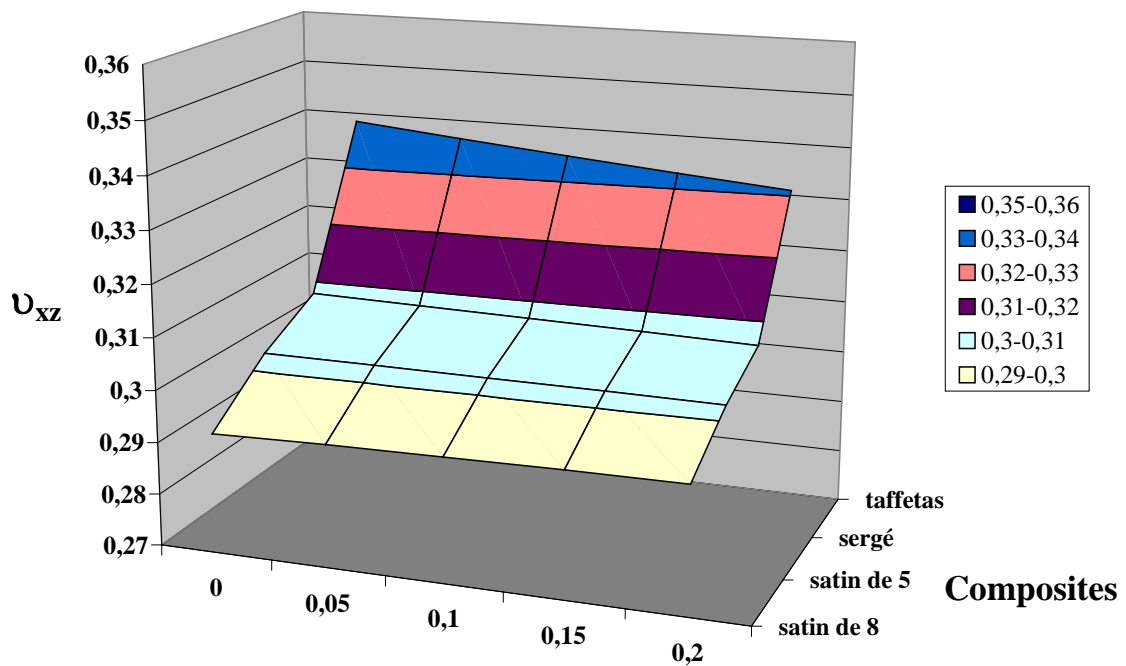


Figure V.21 Evolution du module G_{xz} en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches



Epaisseur de résine entre couches (mm)

Figure V.22 Evolution du coefficient ν_{xy} en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches



Epaisseur de résine entre couches (mm)

Figure V.23 Evolution du coefficient ν_{xz} en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches

V.2.1.4 Influence de l'hybridation

Les matériaux composites à renforts hybrides à bases de deux fibres différentes nécessitent une aide à la décision concernant le choix des quantités de ces deux fibres au sein du composite. En effet, le principe de l'hybridation a l'avantage de permettre d'optimiser ce choix en combinant un pourcentage de fibres A et un pourcentage de fibres B pour atteindre le meilleur compromis possible entre coût, masse et propriétés élastiques.

C'est dans ce but qu'est menée une étude à propos de l'influence de l'hybridation sur un composite sergé hybride. Le renfort tissé est constitué de fibres Silice et de fibres Pe, tous deux imprégnés de résine M14 avec un taux volumique de fibres de 75 %. La quantité de fibres silice est maintenue constante (titre de 80 g/km) alors que la quantité de fibres Pe évoluent au sein du composite de manière à étudier différentes configurations de sergé hybride.

Les figures V.24 à V.26 présentent les modules élastiques d'un composite sergé hybride en fonction du taux de fibres Pe. Un taux nul signifie que le composite obtenu est un sergé à fibres silice (47,9 % de fibres Silice) alors qu'à partir d'un taux supérieur à 50 % le composite est assimilé à un sergé à fibres Pe.

Les modules d'Young et de cisaillement diminue pour un taux de fibres Pe de plus en plus grand. En effet, l'augmentation de ce taux implique une diminution du taux de fibres Silice et donc une réduction de la rigidité puisque la fibre Pe est moins rigide que la fibre Silice. Le constat inverse est obtenu en ce qui concerne les coefficients de Poisson. Ces coefficients augmentent avec l'accroissement du taux de fibres Pe dus au coefficient de la fibre Pe plus élevé que celui de la fibre Silice.

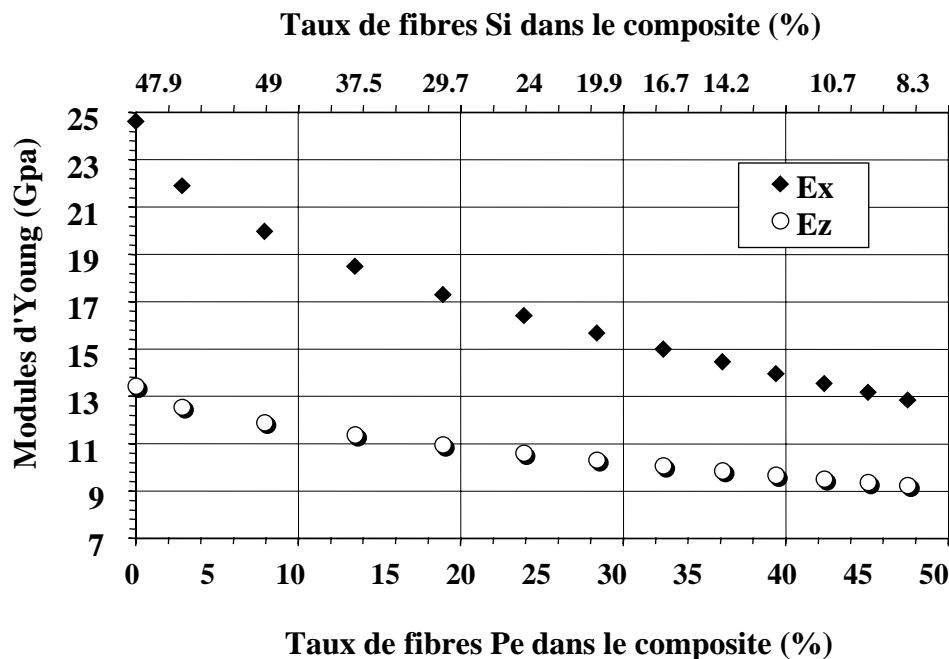


Figure V.24 Evolution des modules d'Young du composite à armure sergé hybride Silice/Pe/M14 en fonction du taux de fibres Pe

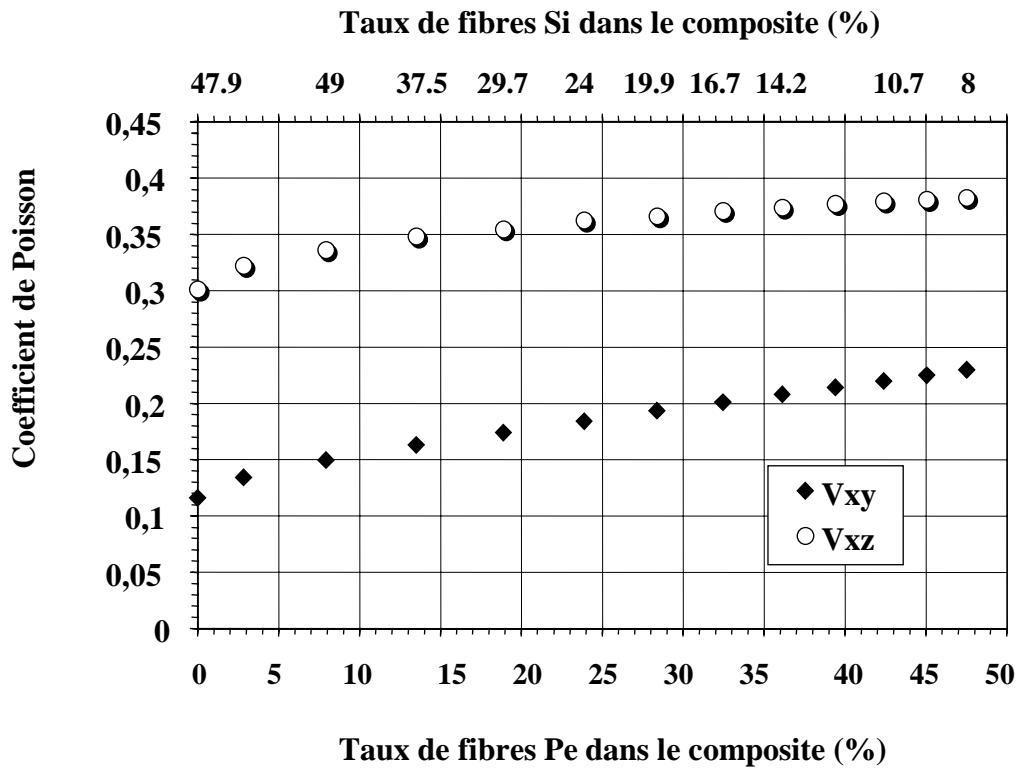


Figure V.25 Evolution des coefficients de Poisson du composite à armure sergé hybride Silice/Pe/M14 en fonction du taux de fibres Pe

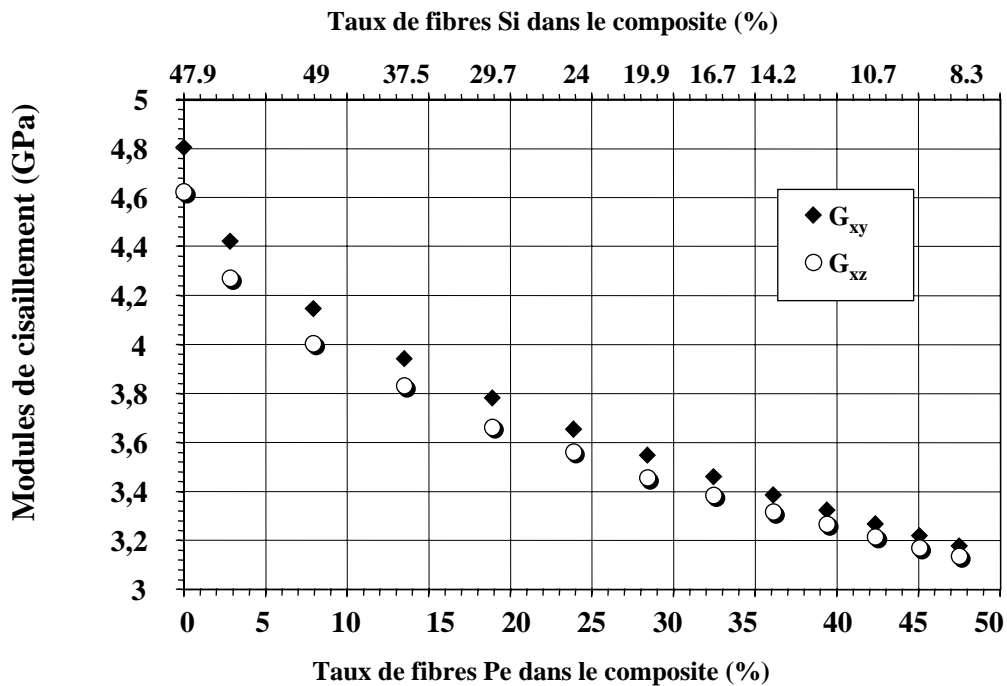


Figure V.26 Evolution des modules de cisaillement du composite à armure sergé hybride Silice/Pe/M14 en fonction du taux de fibres Pe

V.2.2 Influence de l'armure sur les propriétés à rupture

L'objectif de cette partie est d'étendre l'analyse précédente aux propriétés à la rupture, c'est-à-dire d'analyser l'influence de l'armure sur les propriétés à la rupture du composite. L'étude sera menée en fonction de trois paramètres (titre de la mèche, épaisseur de résine entre couches et hybridation) selon trois modes de sollicitation (traction, compression et cisaillement).

V.2.2.1 Influence du titre de la mèche

L'étude paramétrique est effectuée sur un renfort tissé défini en V.2.1.2. L'évolution de la contrainte à la rupture en traction, en compression et en cisaillement est respectivement présentée sur les figures V.27, V.28 et V.29. Les trois courbes présentent un plateau asymptotique à partir d'un titre de la mèche de 100 g/km, comme pour les propriétés élastiques. L'augmentation du titre implique une augmentation de la contrainte à la rupture en traction et compression alors que la contrainte de cisaillement dans le plan ne varie pas. Ce constat confirme les résultats de l'élasticité où le module de cisaillement G_{xy} était peu influencé par l'accroissement du titre. Les différences entre renforts sont plus marquées pour un titre de la mèche de 35 qu'un titre de 110 g/km. En effet, pour un titre de 35, la mèche dans le composite est fortement ondulée et donc un composite taffetas (composé de mèches ondulées) sera beaucoup plus sensible à cette ondulation qu'un satin de huit (composé principalement de mèches non ondulées). Dans une configuration plus aplatie (à partir d'un titre de 100 g/km), le type de renfort n'a plus d'effet sur les propriétés à rupture en raison de la microstructure des différents renforts très peu influencés par l'ondulation.

Sur une plage de variation entre 35 et 110 g/km, les contraintes évoluent différemment suivant l'armure (tableau V.3).

	Taffetas	Sergé	Satin de 5	Satin de 8
Traction	29,4 %	12,4 %	9,5 %	5,7 %
Compression	21,6 %	9,5 %	6,9 %	4,5 %
Cisaillement	1,6 %	0,8 %	0,8 %	0,8 %

*Tableau V.3 Variation des contraintes à la rupture en fonction de l'armure
(Titre : 35 à 110 g/km)*

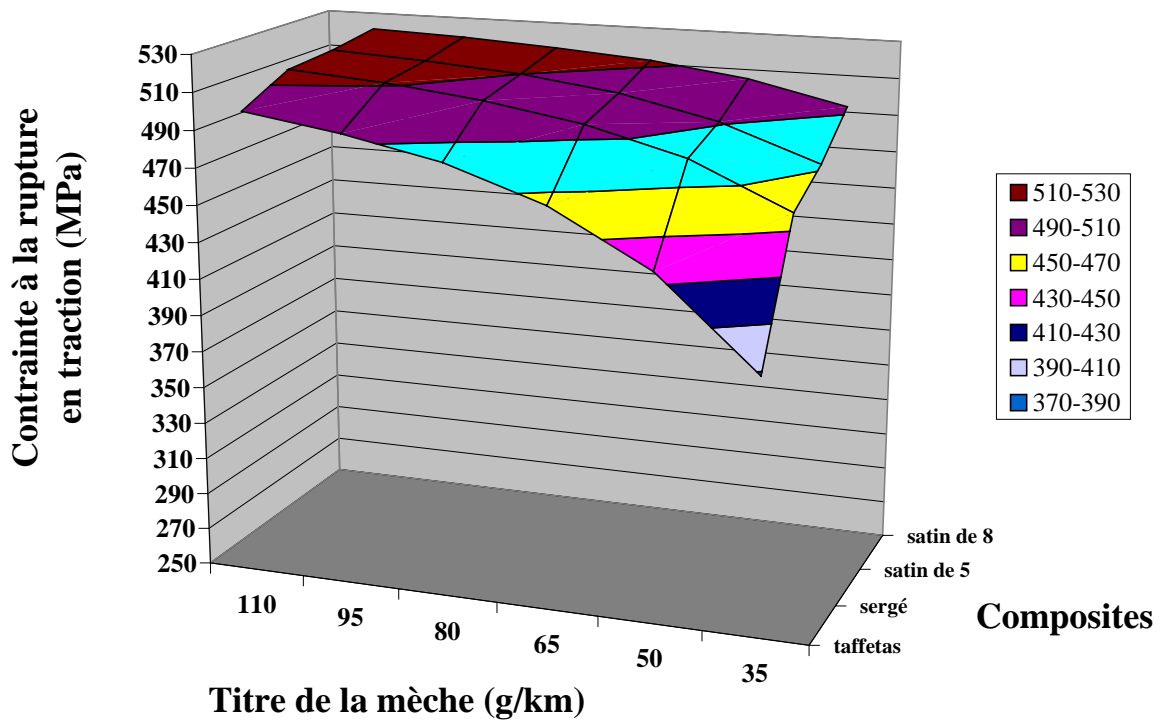


Figure V.27 Evolution de la contrainte à la rupture en traction en fonction de l'armure et du titre de la mèche

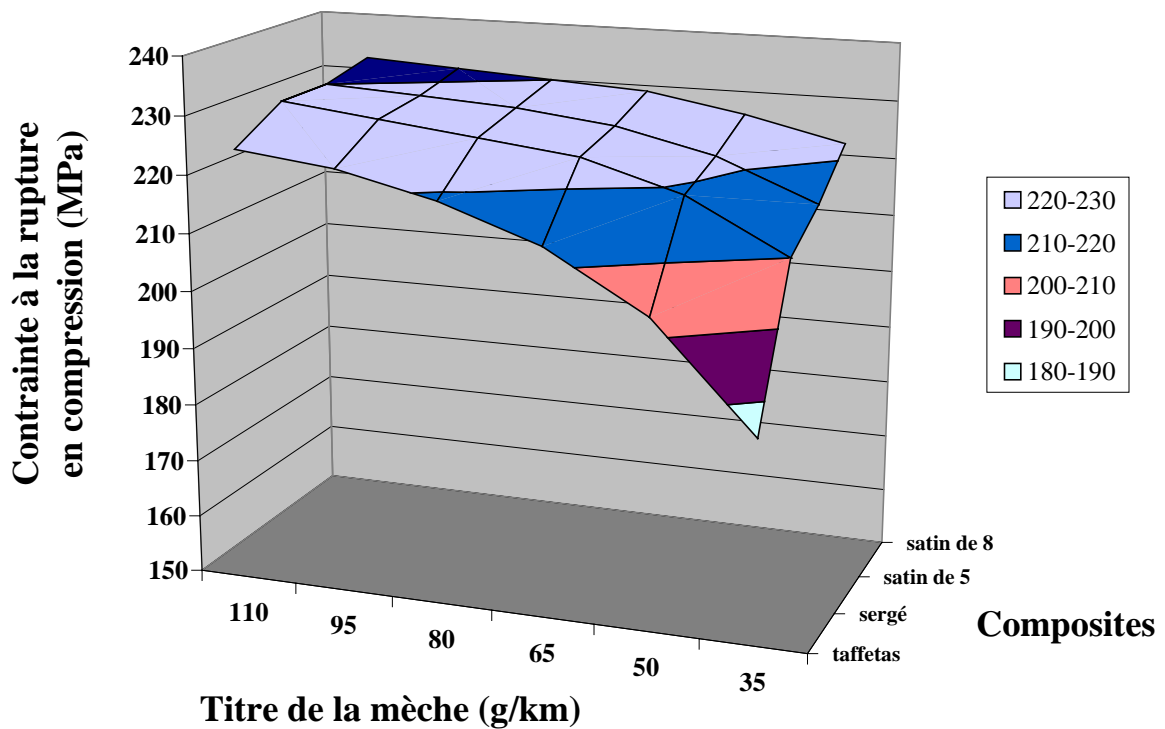


Figure V.28 Evolution de la contrainte à la rupture en compression en fonction de l'armure et du titre de la mèche

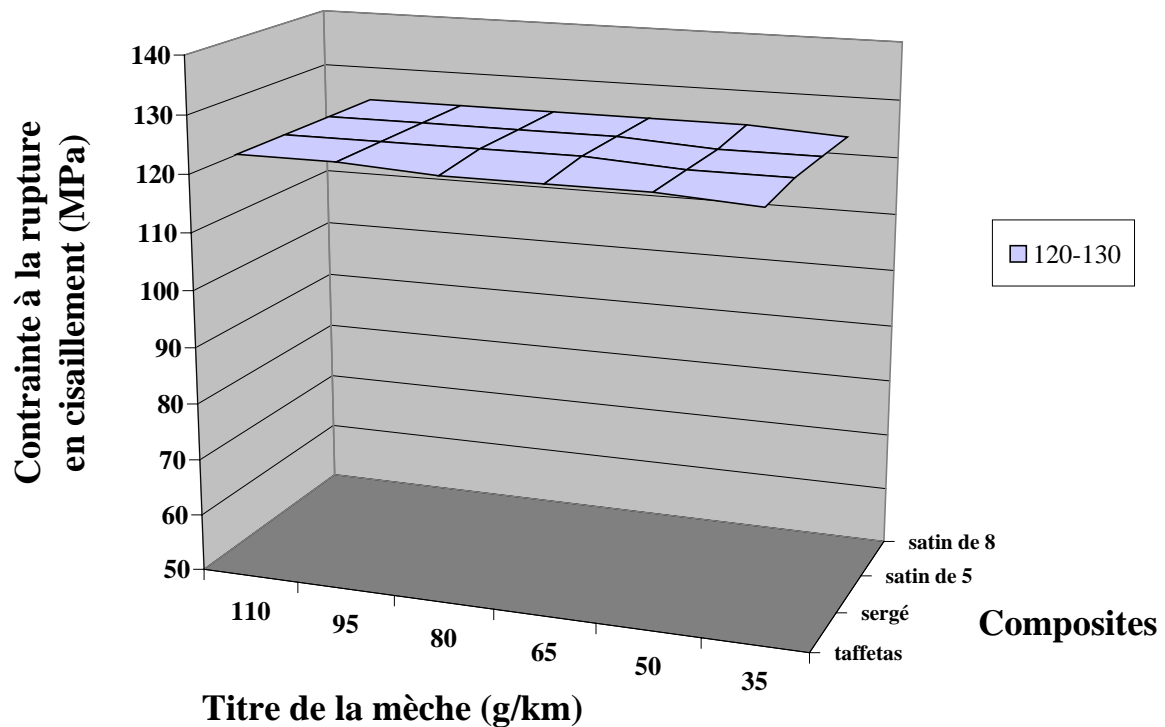


Figure V.29 Evolution de la contrainte à la rupture en cisaillement en fonction de l'armure et du titre de la mèche

V.2.2.2 Influence de l'épaisseur de résine entre couches

L'étude de la sensibilité des propriétés à rupture de composites à renforts tissés à l'épaisseur de résine est menée sur le même renfort défini pour l'étude sur les propriétés élastiques (V.2.1.3). Les figures V.30 à V.32 montrent l'influence de la quantité de résine sur les propriétés à rupture en traction, compression et cisaillement suivant le renfort tissé. Sur une plage entre 0 et 0,1 mm d'épaisseur, les quatre matériaux ont leurs propriétés à rupture (tableau V.4) qui diminuent de manière similaire entre eux mais cette chute de propriétés est moins prononcée vis à vis des résultats élastiques (entre 7 et 10 %).

	Taffetas	Sergé	Satin de 5	Satin de 8
Traction	9 %	8,9 %	9 %	9,2 %
Compression	9,6 %	9,7 %	9,5 %	10 %
Cisaillement	7,4 %	7,3 %	7,3 %	7,3 %

Tableau V.4 Variation des contraintes à la rupture en fonction de l'armure (épais. : 0 à 0,1 mm)

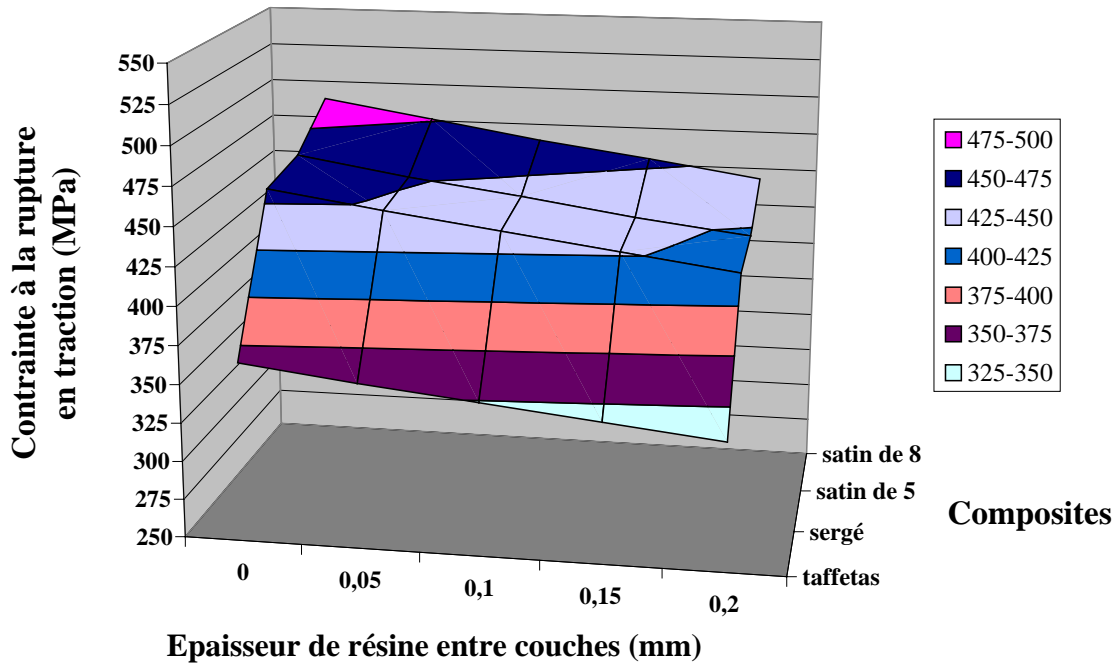


Figure V.30 Evolution de la contrainte à la rupture en traction en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches

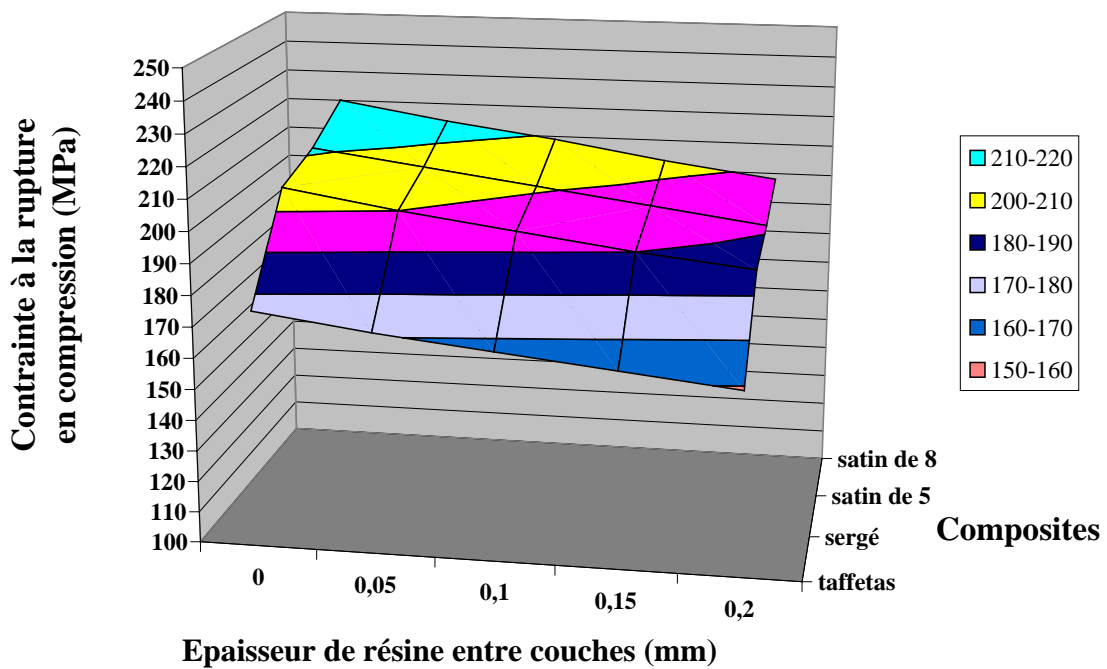


Figure V.31 Evolution de la contrainte à la rupture en compression en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches

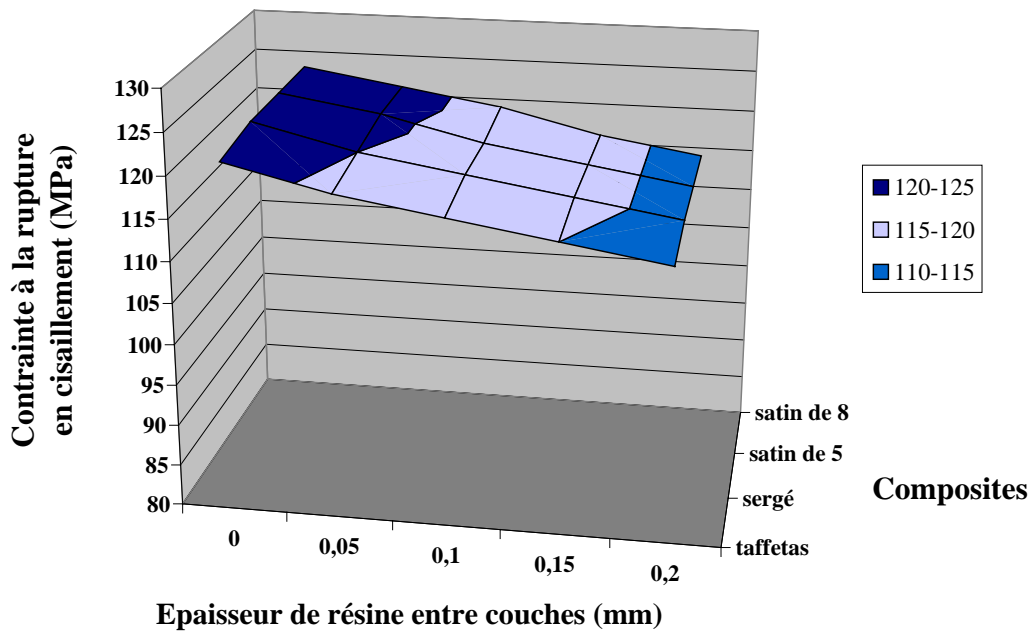


Figure V.32 Evolution de la contrainte à la rupture en compression en fonction de l'armure et de l'épaisseur de résine entre couches

V.2.2.3 Influence de l'hybridation

L'introduction de mèches à base de fibres Pe dans un composite sergé hybride constitué de mèches à fibres Silice a pour conséquence de diminuer la contrainte ultime en traction et de ne pas changer la contrainte de cisaillement. L'effet de l'hybridation se traduit en compression par une amélioration de la résistance ultime pour des taux de fibres Pe inférieurs à 20 % (figure V.33).

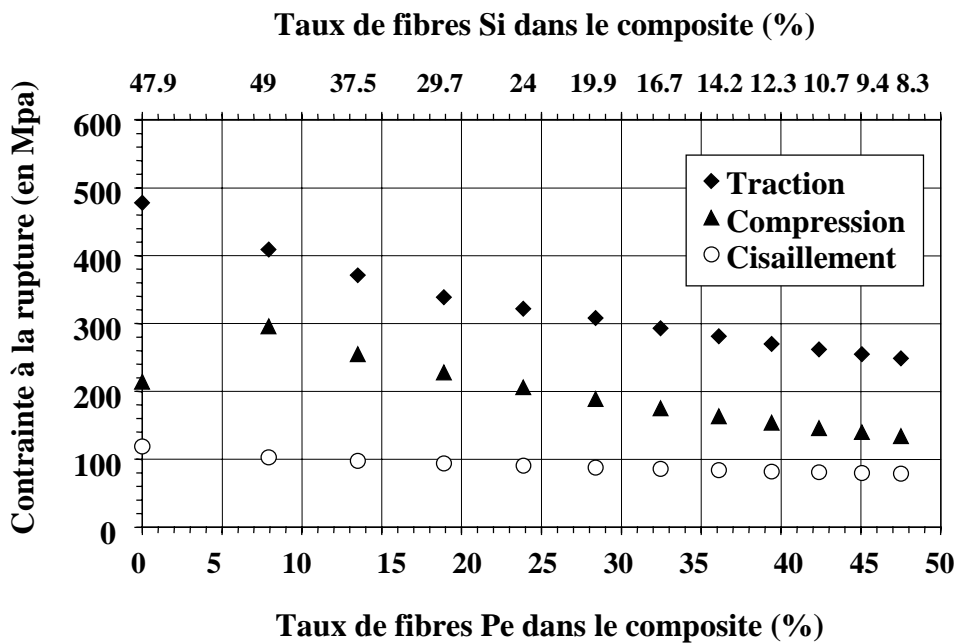


Figure V.33 Evolution des modules d'Young du composite à armure sergé hybride Silice/Pe/M14 en fonction du taux de fibres Pe

V.3 Synthèse de l'étude paramétrique

L'application du modèle analytique a permis d'analyser l'influence des caractéristiques géométriques du renfort tissé sur les propriétés élastiques 3D et à la rupture du composite. La masse linéique de la mèche, l'épaisseur de résine entre couches et l'hybridation ont été les principaux paramètres à évoluer au sein du composite. Les variations des deux premières caractéristiques ont été étudiées sur les matériaux composites à renforts tissés les plus courants, que sont les armures taffetas, sergé, satin de 5 et satin de 8. L'effet de l'hybridation a été analysée uniquement sur un renfort tissé, l'armure sergé hybride. A partir d'un renfort composé de mèches Silice imprégnées de résine M14, les propriétés mécaniques du composite ont été calculées et sont résumées de manière synthétique sur les tableaux V.5 et V.6.

Influence du titre de la mèche

L'accroissement du titre de la mèche sur une plage donnée (de 35 à 110 g/km) se traduit par des variations de propriétés différentes suivant le mode de tissage. Concernant le composite taffetas, le gain de la contrainte à la rupture en traction est de 30 % alors que le module d'Young E_x n'augmente que de 11 %. Les propriétés de composites caractérisés par une microstructure moins ondulée, comme le satin de 5 ou le satin de 8, sont globalement moins marqués par cet accroissement. Le comportement du composite sergé peut être placé par sa microstructure entre ces deux types de composites, le taffetas et le satin.

	Taffetas	Sergé	Satin de 5	Satin de 8
V_f et W	-	/	/	/
E_x	++	+	+	/
E_z	+	/	/	/
G_{xy}	/	/	/	/
G_{yz}	---	--	-	-
Traction	+++++	+++	++	+
Compression	++++	++	+	+
Cisaillement	/	/	/	/

Tableau V.5 Variation des rapports d'évolution en fonction de l'armure (Titre : 35 à 110 g/km)

- (+) représente une augmentation
- (-) représente une diminution
- (/) représente une stabilité

Influence de la quantité de résine

Les quatre composites à renforts tissés de l'étude subissent l'accroissement de l'épaisseur de résine entre couches de manière similaire. Sur une plage donnée (entre 0 et 0,1 mm d'épaisseur), les propriétés élastiques et à rupture ne varient quasiment pas suivant la nature

de l'armure. Il faut noter la diminution de la fraction volumique de fibres et des modules élastiques (modules d'Young et de cisaillement) plus importante sur cette plage par rapport à la diminution des propriétés à rupture.

	Taffetas	Sergé	Satin de 5	Satin de 8
V_f	-----	-----	-----	-----
E_x, E_z, G_{xy}, G_{yz}	-----	-----	-----	-----
ν_{xy}	++	+	+	+
ν_{yz}	/	/	/	/
Traction	--	--	--	--
Compression	--	--	--	--
Cisaillement	-	-	-	-

Tableau V.6 Variation des rapports d'évolution en fonction de l'armure (épais. : 0 à 0,1 mm)

- (+) représente une augmentation
- (-) représente une diminution
- (/) représente une stabilité

Influence de l'hybridation

L'influence de l'hybridation dans un composite sergé hybride a montré l'avantage que peut avoir ce principe dans l'optimisation du matériau. La combinaison de deux types de mèches permet d'utiliser les potentialités de chacun et d'atteindre le compromis idéal. Améliorer par exemple le comportement du composite en compression tout en conservant sensiblement la même rigidité et résistance en tension est envisageable par un choix et une combinaison appropriées des différentes mèches du renfort hybride.

Pour conclure sur cette étude paramétrique, les résultats révèlent des constats peu soupçonnés sur les propriétés des composites à renforts tissés. Il convient dans ce cas de ne pas faire l'amalgame entre augmentation de la fraction volumique des fibres et augmentation des propriétés du composite. Ce rapprochement est réel dès qu'il s'applique aux composites unidirectionnels ; il ne l'est plus pour les composites à renforts tissés qui, par leur microstructure ondulée, se définissent plutôt en terme de titre de la mèche. Une diminution de la fraction volumique de fibres dans le composite suite à l'accroissement du titre des mèches du renfort se traduit par de meilleures performances élastiques et à rupture dans le plan. C'est ce type de constat qu'il faut garder à l'esprit dès que l'on souhaite étudier les composites à renforts tissés.

***CONCLUSION
GENERALE***

Le développement des matériaux composites à renforts tissés hybrides dans les divers champs d'applications industrielles est associé à l'amélioration de la connaissance de ces matériaux.

L'utilisation éventuelle de ces composites dans l'industrie aéronautique pour des applications structurales pose le problème de la tenue en service de ces matériaux, notamment sous environnement hygrothermique.

Dans ce secteur, les matériaux composites doivent répondre à un cahier des charges dans lequel les aspects de vieillissement sont précisés en terme de tenue mécanique dans des environnements en température et/ou humidité. Les problèmes de durabilité des composites interpellent actuellement aussi bien les ingénieurs que les chercheurs et les éléments de réponses fournies restent souvent incomplètes et demandent des approfondissements.

Ce travail, s'inscrivant dans ce contexte, a permis de répondre à de nombreuses questions inhérentes au comportement mécanique des composites tissés sous diverses sollicitations mécaniques et environnementales.

Les hypothèses de travail nous ont conduit à caractériser le renfort tissé en termes de paramètres microstructuraux. La démarche nécessite d'avoir une investigation du matériau dans le but de sélectionner et de déterminer les paramètres représentatifs et identifiables d'un type d'armature. Cette approche sélective a été guidée par l'outil analytique choisie permettant d'inclure ces paramètres.

Le choix du matériau, pour une application où les effets du vieillissement conditionnent la décision, a nécessité une approche expérimentale permettant d'identifier les paramètres témoins des matériaux vieillis. La complexité et la variété de la microstructure de ces renforts tissés ont nécessité au préalable une analyse des conséquences du vieillissement en termes de propriétés mécaniques tant sur le composite tissé que sur les constituants qui le composent. La démarche a permis de formuler des hypothèses de dégradation indispensables à l'étude des phénomènes d'endommagement.

C'est à partir d'une méthodologie expérimentale basée sur les techniques de l'émission acoustique associées à celles de la microscopie électronique à balayage que ces phénomènes ont été étudiés. L'utilisation simultanée de ces techniques appliquées à des protocoles d'essais de type traction, flexion et cisaillement a permis d'identifier et de localiser les principaux mécanismes d'endommagement intervenant au sein des composites tissés non vieillis et vieillis.

Les nombreux matériaux de l'étude associés à ces différents essais ont permis de cerner le degré de nocivité du vieillissement hygrothermique suivant l'armature, les constituants et la sollicitation. L'analyse des effets du vieillissement montre une perturbation, dans certains cas, de l'ordre et de la chronologie des événements établis pour le matériau non vieilli, et cela quel que soit le type de sollicitation. Elle met en évidence le rôle du vieillissement de la résine la plus hydrophile (résine M14) dans la dégradation du matériau et les conséquences occasionnées principalement sur les fibres Silice. L'interaction entre les phénomènes de

dégradation de la résine et des ruptures interfaciales et de fibres Silice fait que le processus de ruine devient complexe. Les exemples dans l'étude sont nombreux et caractéristiques :

- placé dans une configuration de type flexion privilégiant le cisaillement, le processus de rupture du matériau vieilli SER/M14/SI (à résine M14 et fibres Silice) se traduit par une rupture en flexion pure malgré l'existence d'un champ de cisaillement prédominant engendré par l'essai.
- les résultats d'essais de délaminage en mode I, II et mixte (I+II) sur le matériau sergé hybride vieilli (à résine M14 et fibres Silice et Pe) sont également significatifs : la rupture en mode I se traduit par un délaminage sur deux plis et la sollicitation de type mode II entraîne une rupture en flexion au niveau des bras de l'éprouvette alors que le mode de délaminage aurait dû favoriser une propagation de fissures dans le plan du prédéfaut.

D'ailleurs, l'étude du délaminage en mode I, II et mixte (I+II) privilégiant le matériau hybride qui présente une sensibilité au vieillissement évidente pose même la question de la validité de l'application de la Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture (MLER) dans un tel contexte. La caractérisation mécanique a montré à partir des valeurs des énergies le caractère néfaste du vieillissement sur les interfaces fibre/résine, principalement en mode de cisaillement, ce qui est en accord avec les résultats obtenus lors des essais classiques.

Certes, cette approche a nécessité une large campagne d'essais sans laquelle il aurait été impossible par exemple de comprendre le comportement de l'hybride. L'étude expérimentale de chacun des constituants s'est avérée incontournable.

La question de durabilité pose le problème de la représentativité du vieillissement accéléré par rapport au vieillissement naturel, qui se définit par des temps très longs au température et humidité usuelle d'utilisation.

Plusieurs interrogations se posent :

- ces résultats d'essais de vieillissement artificiel ne sont-ils pas majorés par rapport à un vieillissement naturel ?
- les structures définies avec ces valeurs ne sont-elles pas surdimensionnées ?
- les mécanismes d'endommagement révélés ne sont-ils pas dus uniquement à l'effet du vieillissement ?

Les essais de vieillissement accéléré ne sont pas à remettre totalement en cause puisqu'ils permettent de qualifier un matériau mais de certainement engendrer un surdimensionnement. Ces interrogations sur la représentativité de ces essais et le surdimensionnement qu'ils engendrent interpellent actuellement toute la communauté scientifique. De plus, il est évident que l'étude peut se compliquer si l'aspect physico-chimique du vieillissement est prise en compte.

Cette étude expérimentale a montré que le choix d'un matériau est nécessairement délicat. La diversité et la complexité des types de renforcement associés aux diverses formulations de résines se nourrissent de nombreux paramètres microstructuraux, mécaniques, physiques et chimiques qu'il est difficile de prendre en compte dans une démarche théorique. Celle-ci doit, avant tout, préciser les hypothèses de travail et proposer une démarche qui ne peut être acceptée qu'après une corrélation expérimentation/calcul satisfaisante.

L'outil analytique a été développé dans cette optique et dans le but de fournir à l'utilisateur une aide à la décision quant à ce choix de matériaux. En effet, les renforts tissés offrent la possibilité de contrôler les propriétés mécaniques du composite par le choix du type de tissé, de la résine, de la fibre, des dimensions des mèches et dans le cas des renforts hybrides, par une combinaison de mèches différentes. Le nombre de possibilités se trouve donc illimité et implique une aide à la sélection en fonction de ces paramètres pour obtenir des performances mécaniques spécifiques.

L'originalité de l'approche analytique est l'utilisation de la théorie de la stratification adaptée au composite tissé. L'outil analytique a été développé de manière à simuler les armatures tissées les plus courantes (taffetas, satin et sergé) en incluant la possibilité d'hybridation, l'effet des ondulations de mèches et en intégrant les paramètres microstructuraux.

Basée sur une discrétisation de la cellule représentative du composite, le modèle permet de calculer les propriétés élastiques 2D et 3D. Les résultats du modèle comparés aux résultats expérimentaux, numériques et tirés de la littérature ont montré une bonne corrélation concernant ces propriétés.

Le modèle élastique est ensuite étendu à la prédiction du comportement endommageable des composites tissés. En tenant compte de trois types d'endommagement (fissuration au sein de la résine, au sein des mèches et rupture de fibres), le modèle offre la possibilité de décrire un chargement, quelle que soit la sollicitation dans le plan, de prédire les premières ruptures au sein du composite et la rupture finale du composite. Ces différents modes de rupture intervenant dans le processus de ruine sont estimés à partir de critère de rupture de type Tsai-Wu pour les mèches et à partir de lois de comportement pour la résine.

L'identification des mécanismes d'endommagement des différents matériaux pour diverses sollicitations a montré que les phénomènes de rupture étaient complexes dans le domaine des composites tissés. Tenir compte de tous les endommagements, tels que la fissuration de résine, les déchaussements fibre/résine, les fissurations de résine dans les mèches, les fissures inter et intra mèches, les ruptures de fibres ...etc., n'apparaît pas envisageable dans la modélisation des composites tissés. Modéliser par exemple une rupture interfaciale au sein des mèches nécessite l'utilisation de critères de rupture locaux (critère de Coulomb par exemple) à l'échelle microscopique. Ce constat a conduit à faire des choix concernant la modélisation sur les types d'endommagement à prendre en compte.

La technique de réduction de rigidité employée dès la vérification d'un critère de rupture présente l'avantage de traduire simplement l'endommagement du composite, bien que son utilisation implique des « sauts » de rigidité sur les courbes de chargement.

L'étude comparative des différents matériaux a constitué également une vaste base de données pour la corrélation du modèle tant pour les propriétés élastiques qu'à la rupture. Les résultats du modèle ont été en effet validés et corrélés sur différents renforts tissés pour diverses sollicitations (traction et compression).

La modélisation précédemment formulée a abouti à la proposition d'un logiciel de calcul nommé "Mesotex" incluant la possibilité de sélectionner un hybride.

L'intégration des paramètres microstructuraux, tels que la nature du tissage, les caractéristiques de la mèche, la quantité de résine et l'hybridation a permis de réaliser une étude paramétrique dont l'objectif est d'analyser l'évolution des modules élastiques et des limites ultimes du composite.

La démarche conduit à faciliter le choix d'un matériau en fonction d'un cahier des charges et à atteindre un rapport coût/performance optimisé. Ce compromis idéal est recherché dans tous les secteurs de l'industrie. Par exemple, l'aéronautique est le secteur industriel pour lequel l'abaissement de la masse des structures est prépondérant au plan économique dès lors que celles-ci conservent leurs performances mécaniques. Faciliter le choix du composite et optimiser le compromis coût, poids et performances permettent ainsi de dimensionner les structures avec plus de précision et des marges de sécurité réduites.

Cet outil analytique est tout à fait adapté à un usage de type bureau d'études, à la fois par la rapidité de temps de calcul et à la fois par les diverses configurations de tissé. Il peut par la suite être inséré, en tant qu'outil de prédiction des modules et limites ultimes des tissus, dans un code de calcul de structure.

La technique employée pour les composites tissés est également applicable à des microstructures textiles plus complexes telles que les interlocks, les cousus ou les composites orthogonaux 3D.

***REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES***

PUBLICATIONS DANS LE CADRE DE L'ETUDE

D. Scida, Z. Aboura, M.L. Benzeggagh & E. Bocherens, “ Prediction of the elastic behaviour of hybrid and non-hybrid woven composites ”, 1997, *Composites Science and Technology*, **57**, 1727-1740.

D. Scida, Z. Aboura, M.L. Benzeggagh & E. Bocherens, “ A micromechanics model for 3D elasticity and failure of woven-fibre composite materials ”, 1998, *Composites Science and Technology* (A paraître en décembre 1998, vol.58, 13 p).

D. Scida, Z. Aboura, M.L. Benzeggagh & E. Bocherens, “ 3D elastic property of woven composite materials: a comparison between an analytical and numerical model ”, 1998, *Composites part A* (Soumis et révisé).

D. Scida, Z. Aboura & M.L. Benzeggagh, “ Analytical modelling of elastic behaviour in textile composite ”, 18th International Congress of the Society for the Advancement of Material and Process Engineering (SAMPE Europe), Paris, 23 au 25 Avril 1997, 393-396.

D. Scida, Z. Aboura, M.L. Benzeggagh & E. Bocherens, “ Analysis of satin and twill weave composite damage under tensile load : analytical modelling of failure behaviour ”, European Conference on Composite Materials (ECCM-8), Naples, 2 au 6 Juin 1998, vol. 4, 611-618.

D. Scida, Z. Aboura, M.L. Benzeggagh & E. Bocherens, “ Simulation du comportement élastique endommageable de composites tissés hybrides et non hybrides ”, 11^{ème} Journées Nationales des Composites (JNC 11), Arcachon, 18 au 20 Novembre 1998, vol. III, 929-937.

Aboura Z. (1993), « Etude du processus de délaminage Mode I, Mode II et Mode mixte (I et II) de matériaux composites à renforts tissés à différentes vitesses de sollicitation », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1993.

Aboura Z., Benzeggagh M.L. (1994), « Méthodologie expérimentale d'identification des endommagements dans les composites à renfort tissé », *JNC 9*, Saint-Etienne, 1994.

Aboura Z., Chouchaoui C.S., Benzeggagh M.L. (1993), « Analytical model of woven composite laminate superposition effect of two plies », *Congrès ECCM 6*, EACM, Bordeaux, 1993.

Aboura Z., Gong X.J., Sastra H., Benzeggagh M.L (1992), « Étude comparative entre deux éprouvettes de Mode Mixte : IDC B et MMB », *J.N.C 8 (Journée Nationale des Composites)* Paris Novembre 1992. pp 679-690

Barré S. (1991), « Etude de l'endommagement de matériaux composites à fibres courtes et à matrice thermoplastique sous chargement statique et cyclique », *Rapport de DEA*, Université de Technologie de Compiègne, 1991.

Barré S., Benzeggagh M.L. (1994), « On the use of acoustic emission to investigate damage mechanics in glass-fibre-reinforced polypropylene », *Comp. Sci. Tech.*, 1994, **52**, pp 369-376.

Benmedakhene S. (1996), « Etude phénoménologique du comportement à l'impact des matériaux composites », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1996.

Benzeggagh M.L. (1980), « Application de la mécanique de la rupture aux matériaux composites : exemple de la rupture par délaminage d'un stratifié », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1980.

Benzeggagh M.L., Aboura Z. (1991), « Délaminage en mode I et II de composites à renfort tissu sollicités à faibles et grandes vitesses », *Jour. Phys. III France 1*, 1991, pp 1927-1951.

Benzeggagh M.L., Barré S., Echalié B., Jaquemet R. (1992), « Etude de l'endommagement des matériaux composites à fibres courtes et à matrices thermoplastiques », *JNC 8*, Paris, 1992, pp 703-714.

Benzeggagh M.L., Kenane M. (1995), « Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus », *Comp. Sci. Tech.*, 1996, **56**, pp 439-449.

Benzeggagh M.L., Khellil K., Chotard T. (1995), « Experimental determination of Tsai failure tensorial terms F_{ij} for unidirectional composite materials », *Comp. Sci. Tech.*, 1995, **55**, pp 145-156.

Berry J.P. (1960), « Some kinetic considerations of Griffith Criterion for fracture-I; equations of motion at constant force », *Jour. of Mech. Phys. Solids.*, 1960, **8**, pp 207-216.

Berry J.P. (1963), « Determination of fracture surface energies by the cleavage technique », *Jour. of Appli. Phys.*, 1963, **34**, pp 62-68.

Berthelot J.M. (1992), « Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures », Edition Masson (1992).

Bigourdan B., Chauchot P., Hassim A., Lene F. (1991), « Homogenization for the design of cylindrical containers made of composite materials, Mechanics and mechanisms of damage in composite and multi-materials », ESI11, *Mech. Eng. Publ.*, London, 1991 pp 203-212

Bonniau P., Bunsell A.R. (1982), « Etude du comportement à long terme de structures tissées en verre-époxyde soumises à des environnements humides », *P.R.F.V.T n°3*, pp 4-13, 1982.

Bonniau P., Bunsell A.R. (1984), « A comparative study of water absorption theories applied to glass/epoxy composites », », *Environnemental Effects on Composite Materials*, 1984, édité par Springer G.S., Technomic, Lancaster, pp 209-229.

Bunsell A.R. (1995), « Hydrothermal ageing of composite materials », *Revue de l'Institut français du pétrole*, vol 50 n°1, pp 61-67, 1995.

Carlsson L.A., Pipes R.B. (1997), « Experimental characterization of advanced composite materials - second edition », Technomic Publishing Co., Inc., Lancaster, USA (1997).

Chateauminois A., Vincent L. (1995), « Hygrothermal ageing effects on the static fatigue behaviour of a glass epoxy composite », *Revue de l'Institut français du pétrole*, vol 50 n°1, pp 97-104, 1995.

Chouchaoui C.S. (1995), « Modélisation du comportement des matériaux composites à renforts tissés et à matrice organique », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1995.

Chouchaoui C.S., Aboura Z., Benzeggagh M.L. (1994), « Une comparaison entre un modèle analytique et numérique pour l'analyse élastique d'un composite à renfort tissu », Présenté à *JNC 9*, Saint-Etienne, 1994, pp. 245-254.

Chouchaoui C.S., Benzeggagh M.L. (1997), « The effect of interphase on the elastic behavior of a glass/epoxy bundle », *Compos. Sci. Tech.*, 1997, 57, pp 617-622.

Ciba composite, « Fiches techniques sur la résine M14 et M18 ».

Cox B.N., Carter W.C., Fleck N.A. (1994), « A binary model of textile composites - I. Formulation », *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, 42 (10), pp 3463-3479.

Cox B.N., Flanagan G. (1997), « A handbook of analytical methods for textile composite », *Nasa contractor report 4750*, 1997.

Crews J.H., Reeder J.R. (1988), « A mixed mode bending apparatus for delamination testing », *Nasa TM-100662 report*, 1988.

Dasgupta A., Bhandarkar S.M. (1994), « Effective thermomechanical behavior of plain-weave fabric-reinforced composites using homogenization theory », *J. Eng. Mat. Tech.*, 1994, 116, pp 99-105.

Delfosse D., Poursatip A., Coxon B.R., Dost E.F. (1995), « Non-penetrating impact behavior of CFRP at low and intermediate velocities », *Composite Materials : fatigue and fracture-fifth volume*, ASTM STP 1230, R. H. Martin, Ed. American Society for testing and materials, Philadelphia, 1995, 116, pp 99-105.

Falzon P.J., Herszberg I., Karbhar V. (1996), « Effect of compaction on the stiffness and strength of plain weave fabric RTM composites », *J.Compos. Mat.*, 1996, **30 (11)**, pp 1210-1238.

Ganesh V.K., Naik N.K. (1996a), « Failure behavior of plain weave fabric laminates under on-axis uniaxial tensile loading : I-Laminate geometry », *J.Compos. Mat.*, 1996, **30 (16)**, pp 1748-1778.

Ganesh V.K., Naik N.K. (1996b), « Failure behavior of plain weave fabric laminates under on-axis uniaxial tensile loading : III-Effect of fabric geomtry », *J.Compos. Mat.*, 1996, **30 (16)**, pp 1823-1856.

Gong X.J. (1992), « Rupture interlaminaire en Mode mixte I+II du composite stratifié Verre/Epoxy unidirectionnel et multidirectionnel », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1992.

Gong X.J., Aboura Z., Sastra Y.H., Benzeggagh M.L. (1993), « Mixed mode delamination in unidirectionnal glass/epoxy composite under static and fatigue loading », *Congrès ICCM 9*, Madrid, 1993, vol.4, pp 752-759.

Gong X.J., Benzeggagh M.L. (1992), « Determination of the mixed mode delamination toughness using an imposed displacement cantilever beam test method », *Congrès ECCM 5*, Bordeaux, 1992.

Gong X.L. (1994), « Développement d'une méthodologie expérimentale associée à une approche analytique pour la compréhension du comportement de plaques composites non-trouées et trouées sous chargement simple et combiné de traction-torsion », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1994.

Griffith A.A. (1920), « The phenomena of rupture and flow in solids », *Philosophical trasaction of the royal society*, London, 1990, pp 163-198.

Hahn H.T., Pandey R. (1994), « A micromechanics model for thermoelastic properties of plain weave fabric composites », *J. Eng. Mat. Tech.*, 1994, 116, pp 517-523.

Hashin Z. (1979), « Analysis of properties of fiber composite with anisotropic constituents », *J. Appl. Mech.*, 1979, vol 46, p 543.

Hashin Z., Rosen B.W. (1964), « The elastic moduli of fiber reinforced materials », *J. Appl. Mech.*, 1964, vol 31, p 223.

Hsiao H.M., Daniel I.M. (1996), « Elastic properties of composites with fiber waviness », *Compos. Part A*, 1996, 27A, pp 931-941.

Hure T., Sperandio J. (1996), « Etude du vieillissement du matériau composite M14/48/1237 en milieu humide », *Rapport de DESS*, Université de Toulon et du Var, 1996.

Ichihashi H., Hamada H., Ikuta N., Maekawa Z. (1994), « Finite element analysis of woven fabric composites considering interfacial properties », *Annual Meeting of the Society of Interfacial Science in Composites*, Japan, 1994, vol. 2 n° 2.

Irwin G.R. (1964), « Structural aspect of brittle fracture », *Applied mat. research*, 1964, pp 65-81.

Irwin G.R., Kies J.A. (1954), « Critical energy rate analysis of fracture strenght », *Welding Res. Suppl.* 19, 1954.

Ishikawa T., Chou T.W. (1982a), « Elastic behaviour of woven hybrid composites », *J. Compos. Mat.*, 1982, **16** (1), pp 2-19.

Ishikawa T., Chou T.W. (1982b), « Nonlinear behaviour of woven fabric composites », *J. Compos. Mat.*, 1983, **17** (5), pp 399-413.

Ishikawa T., Chou T.W. (1982c), « Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites », *J. Mater. Sci.*, 1982, **17**, pp 3211-3220.

Ishikawa T., Chou T.W. (1983), « In-plane thermal expansion and thermal bending coefficients of fabric composites », *J. Compos. Mat.*, 1983, **17** (2), pp 92-104.

Kenane M. (1997), « Etude de la rupture interlaminaire en mode mixte (I+II) d'un unidirectionnel verre/époxyde sous sollicitation monotone et cyclique », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1997.

Kenane M., Benzeggagh M.L. (1997), « Etude de la propagation d'un unidirectionnel verre/époxyde sous sollicitation statique et fatigue en mode mixte (I+II) », J.N.C 10 (Journée Nationale des Composites), Paris Octobre 1996, pp 665-675

Kenane M., Benzeggagh M.L. (1997), « Mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites under fatigue loading », *Comp. Sci. Tech.*, 1997, **57**, pp 597-605.

Khellil K. (1993), « Evaluation expérimentale d'un critère de rupture tensoriel polynomial tridimensionnel pour matériaux composites », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1993.

Leischner U., Johnson A.F. (1995), « Micromechanics analysis of hybrid woven fabric composites under tensile and compression load », *Compos. Mat. Tech.*, 1995, IV, pp 397-405.

Lekhniskii (1963), « Theory of elasticity of anisotropic elastic body », San Francisco, 1963.

Meraghni F. (1994), « Identification expérimentale des mécanismes d'endommagement contribuant à la modélisation micromécanique du comportement élastique-endommageable des composites à fibres discontinues orientées aléatoirement (C.F.D.O.A.) », *Thèse de Doctorat*, Université de Technologie de Compiègne, 1994.

Naik N.K., Ganesh V.K. (1992), « Prediction of on-axes elastic properties of plain weave fabric composites », *Compos. Sci. Tech.*, 1992, 45 (2), pp 135-152.

Naik N.K., Ganesh V.K. (1995), « An analytical method for plain weave fabric composites », *Composites*, 1995, 26, pp 281-289.

Naik N.K., Ganesh V.K. (1996), « Failure behavior of plain weave fabric laminates under on-axis uniaxial tensile loading : II-Analytical predictions », *J.Compos. Mat.*, 1996, **30 (16)**, 1779-1822.

Naik N.K., Shembekar P.S. (1992a), « Elastic behaviour of woven fabric composites I-Lamina analysis », *J. Compos. Mat.*, 1992, 26 (15), pp 2197-2225.

Naik N.K., Shembekar P.S. (1992b), « Elastic behaviour of woven fabric composites III-Laminate design », *J. Compos. Mat.*, 1992, 26 (15), pp 2523-2541.

Naik R.A. (1995), « Failure analysis of woven and braided fabric reinforced composites », *J. Compos. Mat.*, 1995, 29 (17), pp 2334-2363.

Paumelle P. (1991b), « Calcul et analyse du comportement des structures composites tissées. Méthodes intégrales et homogénéisation », *Thèse de Doctorat*, Université de Paris 6, 1991.

Paumelle P., Hassim A., Lene F. (1990), « Composites with woven reinforcements: calculation and parametric analysis of the properties of the homogeneous equivalent », *La recherche aérospatiale*, n°1, Jan. 1990, pp 1-12.

Paumelle P., Hassim A., Lene F. (1991a), « Analyse du champ de contraintes locales dans une structure composite à renfort tissé », *La recherche aérospatiale*, 1991.

Russel A.J. (1987), « Mechanisms of interlaminar fracture and fatigue », *Poly. Comp.*, vol.8 n°5, 1987, pp 342-351.

Russel A.J., Street K.N. (1982), « Factors affecting interlaminar fracture energy of graphite epoxy laminates », *ICCM 4*, Tokyo, 1982.

Russel A.J., Street K.N. (1985), « Moisture and temperature effects on the mixed mode delamination fracture of unidirectional graphite/epoxy », *ASTM STP 876*, 1985.

Sankar B.V., Marrey R.V. (1994a), « Analytical method for micromechanics of textile composites », *Compos. Sci. Tech.*, 1997, 57, pp 703-713.

Sankar B.V., Marrey R.V. (1994b), « Micromechanical models for textile composites », proceedings of the *Mechanics of Textile Composites Conference*, dec. 6-8 1994, Hampton VA.

Shembekar P.S., Naik N.K. (1992), « Elastic behaviour of woven fabric composites II-Lamina analysis », *J. Compos. Mat.*, 1992, 26 (15), pp 2226-2246.

Shen C.H., Springer G.S. (1976), « Moisture absorption and desorption of composite materials », *Journal of Composite Materials*, vol **10**, janv. 1976, pp 2-20.

Tsai W. (1986), « Composites design », USA, 1986.

Vandeurzen P., Ivens J., Verpoest I. (1996a), « A 3D micromechanical analysis of woven-fabric composites : I. geometric analysis », *Compos. Sci. Tech.*, 1996, 56, pp 1303-1315.

Vandeurzen P., Ivens J., Verpoest I. (1996b), « A 3D micromechanical analysis of woven-fabric composites : II. elastic analysis », *Compos. Sci. Tech.*, 1996, 56, pp 1317-1327.

Vandeurzen P., Ivens J., Verpoest I. (1998), « Micro-stress analysis of woven fabric composites by multilevel decomposition », *J.Compos. Mat.*, 1998, **32 (7)**, pp 623-629.

Vautrin A. (1990), « Absorption de l'humidité: synthèse pour les composites à matrice polymère », *Mémoire de Congrès, Comportement des composites à renfort tissus-Comportement dynamique des composites*, pp 19-34, 1990.

Verdu J., Bellenger V., Mortaigne B., Ganem M. et Belan F. (1997), « Vieillissement hygrothermique des matrices de composites », *Séminaire dans le cadre des JEC, Vieillissement des matériaux composites à matrice organique, SFIP et GPIC, 25 avril 1997, CNIT Paris.*

Whitcomb J., Srengan K. (1994), « Simulation of progressive failure in plain weave textile composites », *ASTM*, 1994.

Woo K., Whitcomb J. (1994), « Global/local finite element analysis for textile composites », *J. Compos. Mat.*, 1994, 28 (14), pp 1305-1321.

Woo K., Whitcomb J. (1996), « Three-dimensional failure analysis of plain weave textile composites using a global/local finite element method », *J. Compos. Mat.*, 1996, **30 (9)**, pp984-1003.

RESUME EN FRANCAIS :

L'objectif de ce travail est d'apporter une aide à la décision quant au choix d'un matériau composite à renfort tissé hybride et non hybride pour une application où les effets du vieillissement conditionnent la décision. Cet objectif nécessite à la fois une approche expérimentale et théorique.

L'approche expérimentale est menée, à partir d'essais standards (traction, flexion et torsion), par une caractérisation des propriétés élastiques et ultimes de chaque constituant (résine et unidirectionnel) et de chaque composite à renfort tissé. L'identification des mécanismes d'endommagement est ensuite obtenue sur la base des essais précédents puis d'essais de délaminage (mode I, II et mixte (I+II)) par l'utilisation d'une méthodologie associant les techniques d'émissions acoustiques et de microscopie. L'analyse met en évidence l'influence du vieillissement des résines, des fibres et des interfaces sur les modes de rupture du composite pouvant ainsi être très différents avant et après vieillissement.

La seconde partie est consacrée à la modélisation du comportement mécanique des composites à armure hybride ou non dans les domaines élastiques et jusqu'à rupture. A partir d'une décomposition de la cellule de base, l'application de la théorie du stratifié permet de déterminer les propriétés élastiques 3D du composite en fonction des constituants, de l'armure, du titre des mèches et des caractéristiques géométriques puis de prédire les ruptures locales et finales du composite après prise en compte des endommagements successifs des constituants (résine et mèches). Le modèle aboutit à un logiciel de calcul nommé Mesotex permettant d'analyser aisément l'influence des paramètres structuraux (titre des mèches, armure, quantité de résine et hybridation) sur les propriétés élastiques et à rupture du composite. L'étude paramétrique conduit à faciliter le choix d'un matériau et d'atteindre un compromis coût/masse/performance optimisé.

MOTS-CLES :

Composite
Tissus
Hybride
Vieillissement
Endommagement
Emissions acoustiques
Délaminage
Modélisation analytique

ABSTRACT :

The aim of this present work is to provide a decision making procedure on the selection of woven-fibre composite, hybrid and non-hybrid, for use in which ageing effects govern this decision. this aim require at one and the same time an experimental ant theoretical approaches.

The experimental approach is conducted, from standard tests (tension, bending and torsion) by a mechanical properties determination of each constituent (matrix and Unidirectional) and each woven-fibre composite. the damage analysis is after made with the previous tests and with delamination tests (mode I, II and mixed mode) by an experimental use of acoustic emissions and microscopy techniques. this analysis brings to the fore the ageing effect of matrix, fibres and interfaces on failure modes which can be very different before and after ageing.

The second part is concerned with an analytical model of a large range of woven-fibre composite materials and their hybrid equivalent. based on the use of the classical thin laminate theory to the woven structure, this model is presented in order to predict 3D elastic properties, damage initiation and progression and strength for several composite materials. the present model provides a useful software package, known as Mesotex, which allows analysis of the structural parameters effect (strands geometry, matrix volume, hybridisation) on the mechanical properties. this study provide a decision making procedure in order to satisfy the compromise between cost, mass and performance.