



UNIVERSITÉ SAAD DAHLAB DE BLIDA



Institut d'aéronautique et des études spatiales

MEMOIRE DE MASTER

Spécialité : Structures Aéronautiques

**Evolution de la fissuration transverse et délaminage
dans les matériaux composites sous effet
hygrothermique.**

Par :

Sellami Leila

Hani Nassim

Devant le jury composé de :

A.MAHI

Présidente

B.BOUKERT

Examineur

R.RENNANE

Examineur

M.KHODJET-KESBA

Encadreur

A.BENKHEDDA

Co- Encadreur

Blida, juin 2017

RESUME

L'étude présentée concerne l'évolution de la rigidité en fonction de la densité de fissuration dans les composites stratifiés constitués de plis unidirectionnels à fibres longues et à matrice organique, sous chargements mécaniques. Les stratifiés sont soumis à des conditions de température et d'humidité variables et perdent leurs rigidité. Le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transverse des couches orientées à 90°. Le deuxième type est le délaminage à l'interface entre les couches orientées à 90° et à 0°. L'approche analytique utilisée pour évaluer la perte de la rigidité est le modèle Shear-Lag. Les résultats représentent clairement la dépendance de la réduction des caractéristiques mécaniques en fonction de la densité de fissuration et aux conditions d'environnement.

SUMMARY

The presented study concerns the evolution of the crack density in composite laminates, composed of unidirectional fibers and organic matrix, under mechanic loads. Laminates are subjected to variable conditions of temperature and humidity and lose their stiffness. The first type of damage who appears is the transverse cracking in 90° layers. The second type is delamination at the interface between 90° and 0° layers. The Shear-Lag model was used to estimate the loss of the stiffness. The results represent clearly the dependence of the degradation of the elastic properties on the cracks density and hygrothermal conditions.

ملخص

إن الدراسة المعروضة تخص تطور الصلابة بدلالة كثافة الشقوق داخل المواد المؤلفة أو المركبة المتكونة من طبقات ذات ألياف طويلة أحادية الاتجاه ومادة أساس عضوية تحت تأثير قوى ميكانيكية. خضعت هذه المواد إلى عوامل مختلفة من الحرارة والرطوبة وهذا يقلل من صلابة الصفائح. النوع الأول من الضرر الذي يظهر هو الانشقاق العمودي في الطبقات الموجهة إلى 90 درجة أما النوع الثاني فهو التبطين في السطح البيني بين الطبقات الموجهة إلى 0 و 90 درجة. النهج التحليلي المستعمل لتقييم خسارة الصلابة هو نموذج نشر القص. النتائج تعبر بوضوح عن علاقة تدهور الخصائص المرنة للمواد المركبة بكثافة الانشقاق العمودي والظروف البيئية.

REMERCIEMENTS

Au terme de ce travail nous tenons à exprimer notre profonde gratitude à notre cher professeur et encadrant Mr. M. KHODJET-Kesba, Docteur à l'université de Blida pour son suivi et pour son énorme soutien qu'il n'a cessé de nous prodiguer tout au de la période du projet.

Nous tenons à remercier également notre encadrant Mme BENKHEDDA Amina, Docteur à l'université de Blida pour le temps qu'elle a consacré et pour les précieuses informations qu'elle nous a prodiguées avec intérêt et compréhension.

De plus, nous les remercions pour leur aide apportée dans la réalisation de notre projet de fin d'étude en nous laissant une grande autonomie et en prenant note de nos opinions.

Nous adressons aussi nos vifs remerciements aux membres des jurys pour avoir bien voulu examiner et juger ce travail.

Nous souhaiterions particulièrement remercier nos familles pour nous avoir permis de faire des études loin de chez nous et de nous avoir soutenu pendant ces cinq années.

Enfin, nos vives pensées vont à toutes les personnes que nous avons côtoyées durant ce parcours et à toutes celles qui nous ont aidées et ont ainsi contribué par leurs présences au bon déroulement de notre mémoire de master.

TABLE DES MATIERES.

RESUME.....	
REMERCIEMENTS.....	
TABLES DES MATIERES.....	
LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX.....	
INTRODUCTION.....	9
1. RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE	11
1.1 Introduction	11
1.2 Définition de l'endommagement	11
1.3 Techniques d'observations	12
1.4 Les échelles d'observation de l'endommagement	14
1.5 Mécanismes d'endommagement	15
1.6 La densité de fissures et son évolution	19
1.7 Problématique	20
1.8 Méthodes de modélisations	21
1.9 Effets hygrothermiques	27
1.10 Vieillessement hygrothermique	27
1.11 Définition du sujet	38
2. MODELISATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE ET DELAMINAGE...39	
2.1 Introduction	39
2.2 Méthode de diffusion de cisaillement	40
3. SIMULATION ET RÉSULTATS DES STRATIFIÉS FISSURÉS ET DELAMINES AVEC CHARGEMENT MÉCANIQUE	59
3.1 Introduction	59

3.2 Organigramme	59
3.3 Etude de la réduction du module d'Young longitudinal pour un stratifié croisé (0/90 _n /0)	62
3.4 Etude de la réduction du module d'Young longitudinal pour un stratifié [θ _m /90 _n] _s ...	67
3.5 Comparaison de la réduction de la rigidité longitudinale pour différents angles θ dans le stratifié [θ _m /90 _n] _s	70
3.6 Conclusions	72
4. SIMULATION ET RÉSULTATS DES STRATIFIÉS FISSURÉS ET DELAMINES AVEC CHARGEMENT MÉCANIQUE ET CONDITIONS HYGROTHERMIQUE	74
4.1 Introduction	74
4.2 Modélisation du vieillissement hygrothermique	75
4.3 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau et le modèle de Tsai	77
4.4 Organigrammes	81
4.5 Propriétés du T300/5208	84
4.6 Conditions de simulation	85
4.7 Réduction de la rigidité relative	85
4.8 Comparaison de la réduction de la rigidité relative dans un stratifié [θ/90 _n] _s fissuré avec et sans délaminage pour différents angles θ	91
4.9 Conclusions	94
CONCLUSION GENERALE	95
LISTE DES SYMBOLES.....	97
BIBLIOGRAPHIE	101

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1.1 : Les principaux endommagements rencontrés dans un stratifié	15
Figure 1.2 : Fissuration transversale de la matrice	15
Figure 1.3 : Fissuration longitudinale de la matrice	16
Figure 1.4 : Mécanisme de délaminage	17
Figure 1.5 : Phénomène de décohésion fibre-matrice	18
Figure 1.6 : Mécanisme rupture de fibre	19
Figure 1.7 : Evolution de la densité de fissures (au sein du pli à 90°) d'un stratifié carbone/époxy de type $[0^\circ, 90^\circ]_s$ en fonction de la contrainte de traction monotone appliquée [16]	20
Figure 1.8 : Mobilisation d'une molécule d'eau par deux groupements polaires [48]	28
Figure 1.9 : Liaisons possibles de molécules d'eau avec un réseau époxy [50]	29
Figure 1.10 : Equation générale de l'hydrolyse	31
Figure 1.11 : Cinétiques d'absorption d'eau pour différents niveaux d'endommagement (donnés par D_{zz}) [65]	34
Figure 2.1 : Elément de stratifié.....	41
Figure 2.2 : Fissuration transverse et cellule élémentaire	44
Figure 2.3 : Contraintes exercées sur un élément de la couche à 90°	49

Figure 2.4 : Cellule élémentaire et fissuration transverse	55
Figure 2.5 : Modèle analytique d'un stratifié avec fissurations transverses et délaminage	57
Figure 3.1 : Organigramme du AEROSHEAR	61
Figure 3.2 : La réduction du module d'Young en fonction de la densité de fissuration transverse pour T800H/3631 (0/90 _n /0) à température ambiante (20°C)	64
Figure 3.3 : La réduction du module d'Young en fonction de la densité de fissuration transverse pour T800H/3631 (0/90 _n /0) à 80°C	65
Figure 3.4 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP [0 ₂ /90 ₄] _s	67
Figure 3.5 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP [±15/90 ₄] _s	68
Figure 3.6 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP [±30/90 ₄] _s	68
Figure 3.7 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP [±40/90 ₄] _s	69
Figure 3.8 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différentes angle θ (hors fissure) pour le stratifié GF/EP [θ ₂ /90 ₄] _s fissuré sans délaminage...	70
Figure 3.9 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différentes angle θ (hors fissure) pour le stratifié GF/EP [θ ₂ /90 ₄] _s fissuré avec délaminage ($\frac{a}{l} = 0.1$)	71
Figure 3.10 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différentes angle θ (hors fissure) pour le stratifié GF/EP [θ ₂ /90 ₄] _s fissuré avec délaminage ($\frac{a}{l} = 0.3$)	71

Figure 4.1 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles par modèle de Tsai [17] (HYGROTSAI)	81
Figure 4.2 : Organigramme du SHEARTSAI	83
Figure 4.3 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour deux cas : $[0/90]_s$ ($\alpha = 1$) et $[0/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$)	86
Figure 4.4 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[15/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[0/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[15/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$)	86
Figure 4.5 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[30/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[30/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[30/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).....	87
Figure 4.6 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[40/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[40/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[40/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$)	87
Figure 4.7 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour deux cas : $[0/90]_s$ ($\alpha = 1$) et $[0/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$)	89
Figure 4.8 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[15/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[15/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[15/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$)	89
Figure 4.9 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[30/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[30/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[30/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$)	90
Figure 4.10 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[40/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[40/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[40/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$)	90
Figure 4.11 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas $[0/90_3]_s$ ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$	92

Figure 4.12 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas $[15/90_3]_s$ ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$	92
Figure 4.13 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas $[30/90_3]_s$ ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$	93
Figure 4.14 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas $[40/90_3]_s$ ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$	93
Tableau 3.1 : Propriétés élastiques du matériau T800H/3631	63
Tableau 3.2 : Propriétés élastiques du matériau GF/EP	67
Tableau 4.1 : Caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208, [17]	84
Tableau 4.2 : Caractéristiques de variation de température et d'humidité, [17]	84
Tableau 4.3 : Propriétés du T300/5208 $T_r=22^\circ\text{C}$, [17]	84
Tableau 4.4 : Choix des environnements	85

INTRODUCTION

Leurs excellentes propriétés spécifiques ont positionné les matériaux composites à matrice organique (CMO) comme des candidats évidents pour le remplacement des matériaux traditionnels dans des domaines aussi divers et exigeants que les transports, l'énergie, le nucléaire et le génie civil. Ils allient de bonnes propriétés mécaniques et une faible densité et peuvent permettre d'améliorer les performances et d'accroître la longévité des structures. La mutation a déjà eu lieu avec succès dans de nombreux cas de figures. Elle est à l'ordre du jour pour des applications de plus en plus exigeantes sur le plan de la fiabilité, mais elle ne pourra s'opérer que si la durabilité des matériaux composites est mieux connue. Cette méconnaissance est en partie liée à la complexité des mécanismes de vieillissement, et d'endommagement d'origine mécanique.

Les mécanismes de vieillissement des CMO sont très divers et peuvent varier en fonction du polymère, des conditions de vieillissement, de la pression d'oxygène, mais aussi en fonction des conditions de mise en œuvre, de l'état de référence (cycle de cuisson, vitesse de refroidissement, contraintes internes), de la structure des matériaux (géométrie) qui impliquent une dégradation des propriétés mécaniques qui dans le cas des matériaux composites pour des applications structurales servent à définir le dimensionnement.

Les stratifiés à fibres longues sont des composites particuliers, constitués d'un empilement de couches élémentaires ou plis à l'intérieur desquels les renforts fibreux, noyés dans une matrice, sont alignés selon une direction privilégiée. Lorsque ces derniers sont soumis à une traction monotone ou cyclique, la rupture finale du stratifié résulte du développement et de l'accumulation de plusieurs types d'endommagement. Le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transverse des couches orientées à 90° , puis l'accumulation de ce dernier induit l'amorçage et la propagation d'un second type qui est le délaminage inter laminaire à l'interface entre les couches orientées à 0° et à 90° . Beaucoup de recherches ont été développées afin d'évaluer la répartition des contraintes et la dégradation de la rigidité due à des micros fissures et au délaminage dans les stratifiés.

L'esprit dans lequel s'inscrit cette recherche, doit tenir compte dans un premier temps du comportement des structures considérées fissurées et délaminées, soumises à des efforts de traction à travers l'étude de l'évolution de la rigidité en fonction de la densité de fissures. L'étude accomplie utilise la méthode de diffusion de cisaillement Shear-Lag qui s'intéresse à l'étude du champ de déplacement parabolique. Ensuite, les effets de vieillissement dus à l'environnement qui sont la température et l'humidité, sur les constituants élémentaires du composite qui sont les fibres et la matrice sont étudiés à travers le modèle de Tsai.

Pour l'accomplissement de ce travail, les étapes successives suivantes ont été suivies:

1. Une étude bibliographique sur les différents modes d'endommagements, qui sont générées par les chargements mécaniques et une synthèse générale sur le vieillissement hygrothermique nous a permis d'orienter cette recherche.
2. Comme l'étude s'intéresse aux stratifiés croisés fissurés avec délaminage, le deuxième chapitre concerne la résolution du problème d'élasticité et de la rigidité, qui consiste à rechercher, dans une cellule élémentaire, le champ des déplacements par la méthode de diffusion de cisaillement parabolique.
3. Dans le troisième chapitre, nous représenterons les résultats obtenus par la simulation du comportement mécanique d'un composite fissurée avec délaminage et sous sollicitation.
4. Le quatrième chapitre présente dans un premier lieu le modèle de Tsai modélisant le vieillissement et qui permet de comprendre le processus hygrothermique au niveau microscopique de la matrice et des fibres. Puis, on donne la représentation du comportement de la rigidité dans un matériau composite fissuré avec délaminage, soumis à des sollicitations de traction et sous différentes conditions hygrothermiques.

Nous terminerons par une conclusion générale et des perspectives futures.

CHAPITRE 1

RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Introduction :

Les matériaux composites sont des matériaux à hautes performances mécaniques, façonnables à volonté au gré du concepteur et donc doué d'un potentiel illimité. Les matériaux composites se développent aujourd'hui dans pratiquement tous les domaines et sont à l'origine de formidables challenges dans diverses réalisations de haute technologie.

Les stratifiés croisés sont des structures basiques du stratifié composite. Extensivement utilisé dans l'application technologique en particulier dans le domaine aéronautique, elles ont été intensivement étudiées théoriquement et expérimentalement. Le procédé d'endommagement des stratifiés croisés sous l'effet de chargements statiques ou dynamiques et des facteurs environnementaux tels que la température, l'humidité ambiante, les rayons ultraviolets, l'immersion dans certains fluides ; comporte une accumulation séquentielle de dommages. Les deux types de dommages principaux dans les stratifiés croisés sont : des fissures transversales parallèles aux fibres dans les plis de 90° et décollement interlaminaire ou délaminage qui se développe suivant un plan parallèle aux couches de renfort, entre deux couches. Cependant, les fissures transversales induisent souvent le décollement interlaminaire qui soulage la concentration locale de contrainte aux bouts des fissures transversales, mais posent d'autres problèmes dans les plis supportant la charge.

Ainsi, le développement de l'utilisation des matériaux composites dans les structures nécessite de mettre en place les outils nécessaires à la modélisation du comportement mécanique des matériaux composites et à l'analyse des structures stratifiées ou sandwiches.

1.2 Définition de l'endommagement :

De manière générale l'endommagement est défini comme un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau qui occasionne une détérioration irréversible plus ou moins importante.

Les matériaux composites sont sujets à différents types d'endommagement que l'on peut classer en fonction de leur apparition dans l'historique de leur chargement.

Généralement, un mécanisme n'est pas isolé, mais divers mécanismes coexistent. Ces mécanismes se développent suivant la nature des matériaux et les conditions de sollicitations mécaniques imposées.

Dans le cas d'un stratifié croisé soumis à une traction dans la direction 0° , le premier phénomène de rupture observé est celui de la fissuration des couches orientées à 90° . La fissuration se produit par rupture longitudinale de la matrice ou/et par rupture de l'interface fibre-matrice dans les couches orientées à 90° . Cette fissuration conduit à la formation de fissures orientées transversalement à la direction du chargement mécanique.

Ainsi, cette fissuration initiale des couches à 90° est appelée fissuration transverse du stratifié croisé. Lorsque le chargement mécanique est augmenté, le nombre de fissures croît jusqu'à atteindre un état de saturation de la fissuration. Les fissures transverses créent en pointes de fissures, entre les couches orientées à 90° et à 0° , des concentrations de contraintes qui conduisent à l'initiation puis à la propagation du délaminage à l'interface entre les couches. Ce délaminage se développe ensuite jusqu'à la rupture finale du stratifié par rupture des fibres et de la matrice dans les couches à 0° .

1.3 Techniques d'observations :

1.3.1 Techniques d'observations directes :

Ces méthodes permettent la visualisation directe de l'endommagement. Parmi elles, on peut citer les techniques suivantes :

- La micrographie : cette technique consiste à observer une coupe polie de l'éprouvette à l'aide d'un microscope optique ou électronique [1,2,3].
- La radiographie X : Cette méthode de contrôle non-destructif des structures composites a été mise au point par Reifsneider [4,5]. Elle consiste à imprégner

l'éprouvette avec de l'iodure de zinc opaque aux rayons X, puis à la radiographie [2,6,7].

- La tomодensitométrie : Cette technique développée pour l'usage médicale, plus connue sous le nom de scanographie, est très intéressante pour la visualisation de l'endommagement dans les composites, en particulier le délaminage dans des structures épaisses.
- Les répliques : Cette méthode consiste à presser un film d'acétate de cellulose gonflé dans l'acétone sur toute la longueur du bord à observer, puis séparer et sécher. Les fissures débouchantes sur le bord ayant imprimé leurs traces sur le film, peuvent être observées au microscope. Cette technique a l'avantage de fournir des informations sur l'endommagement en cour d'essai, à un instant donné.

1.3.2 Techniques d'observations indirectes :

Ces méthodes dites indirectes donnent une idée globale sur l'évolution de l'endommagement. On peut citer les techniques suivantes :

- Ultrasons : L'échographie ultrasonore détecte les ruptures dont le plan est perpendiculaire au faisceau ultrasonore. Cette technique est révélatrice des délaminages.
- Thermographie infrarouge : Cette technique est utilisée pour le suivi d'endommagement au cours d'essai de fatigue. L'observation par thermographie apporte des données intéressantes sur le développement des volumes endommagés, sachant que les échauffements locaux dépendent de la densité d'endommagement.
- Émission acoustique : Les micro-ruptures qui se produisent sous contraintes, s'accompagnent de l'émission d'ondes de contraintes détectable à l'aide d'un capteur sensible type ultrasons. Cette technique est utilisée pour le suivi de l'endommagement en cours d'essai.

- Technique de Moiré : Les endommagements internes entraînent une très large déformation de la surface. Cette déformation peut être détectée par la technique de Moiré. L'espacement des franges observées varie dans les zones endommagées.
- Évaluation des caractéristiques mécaniques : L'évolution de l'endommagement peut être suivie en évaluant les caractéristiques mécaniques de l'éprouvette en cour d'essai. Dans le cas d'un chargement en traction, les caractéristiques étudiées correspondent au module longitudinal (module sécant en fatigue) et le coefficient de Poisson.

1.4 Les échelles d'observation de l'endommagement :

Il existe plusieurs types d'endommagement dans une structure stratifiée unidirectionnelle ou tissée, qui se révèlent à différentes échelles d'observation. Les plus significatives sont :

- A l'échelle microscopique apparaissent les ruptures d'interfaces : c'est le phénomène de décohésion fibre/matrice et d'autre part, la rupture de fibres, de matrice.
- A l'échelle macroscopique on observe le phénomène de décollement inter pli : c'est le délaminage.
- A l'échelle mésoscopique on observe l'apparition de nombreuses fissures intralaminaires (le plan de la fissure est perpendiculaire ou parallèle aux couches de renfort à l'intérieure des couches) mais également la rupture de fibres qui intervient au stade ultime de la ruine du matériau, qui sont parallèles à la direction des fibres.

1.5 Mécanismes d'endommagement :

Dans le cas de stratifiés croisés à fibres longues et à matrice organique sollicités en traction uni-axiale monotone ou cyclique, on observe généralement les types d'endommagement suivants :

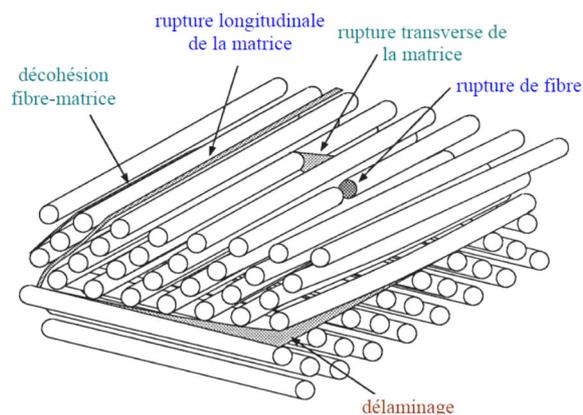


Figure 1.1 : Les principaux endommagements rencontrés dans un stratifié.

1.5.1 Fissuration transverse :

Rupture dans la matrice provoquée par des criques ou des décohésions fibre/matrice, se propageant le long des fibres désorientées par rapport à la direction de sollicitation.

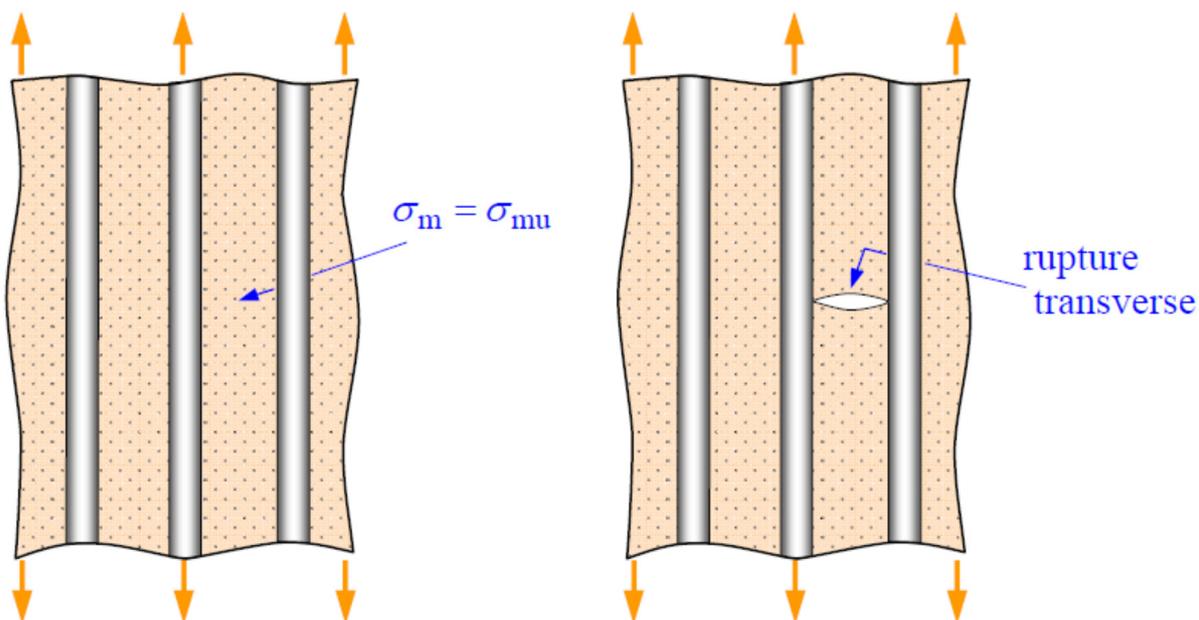


Figure 1.2 : Fissuration transversale de la matrice.

1.5.2 Fissuration longitudinale :

Ces fissures sont de même nature que les fissures transverses, sauf qu'elles se développent le long des fibres orientées suivant la direction de sollicitation.

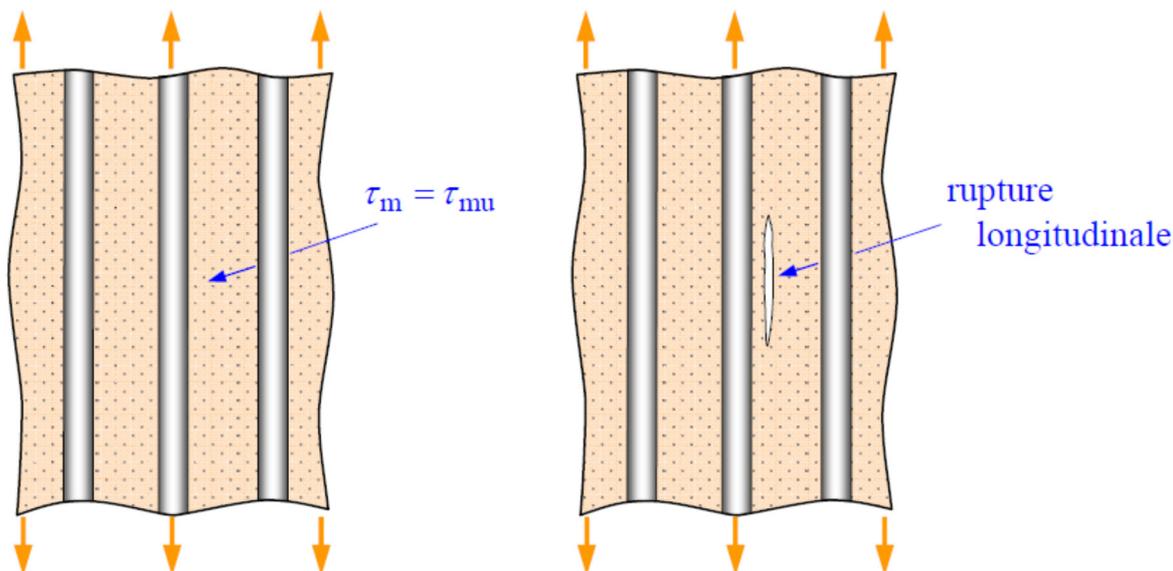


Figure 1.3 : Fissuration longitudinale de la matrice.

1.5.3 Délaminage :

Il existe une différence fondamentale dans la rupture des matériaux composites comparée à celle des matériaux métalliques. Lorsqu'une force de traction est appliquée sur une éprouvette métallique non entaillée, la rupture se produit perpendiculairement à la force appliquée, alors que dans le matériau composite, l'endommagement principal se produit parallèlement à cette même force à cause de la faiblesse des interfaces entre les plis. Ce phénomène s'appelle « délaminage ».

Le processus de délaminage est le résultat d'une chronologie de divers types d'endommagement. Les propriétés mécaniques de la matrice et de la fibre ainsi que les propriétés adhésives et cohésives de l'interface gèrent cette chronologie en révélant des types d'endommagement fréquemment rencontrés comme la microfissuration de la matrice, la rupture des fibres et la rupture des interfaces.

Ce mécanisme de rupture inter laminaire se traduit par une décohésion (décollement) plane inter faciale entre les plis qui produit un dédoublement de l'épaisseur du composite.

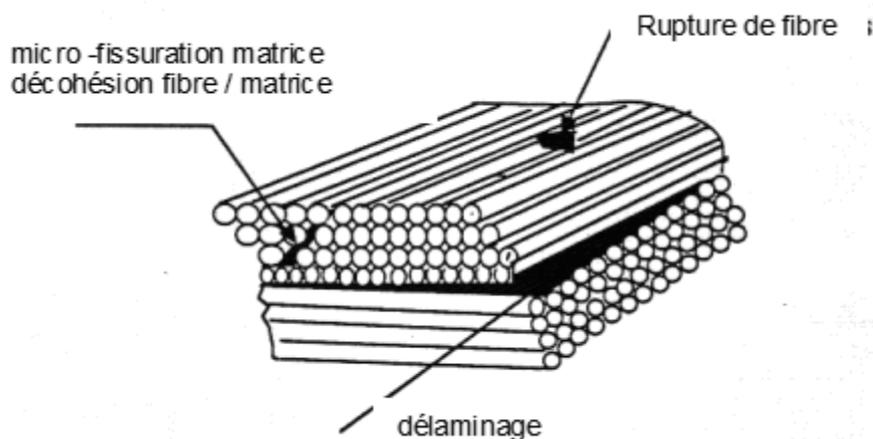


Figure 1.4 : Mécanisme de délaminage.

1.5.4 Décohésion fibre-matrice :

Selon Bikerman [8] elle apparaît lorsque les forces inter faciales sont plus fortes que la force de cohésion. La rupture se produira et se propagera toujours dans la couche ayant la force de cohésion la plus faible. Cette dernière est appelée la couche de faible cohésion, de composition variée en raison de nombreuses causes : (I) de l'air piégé à l'interface, (II) des substances contenues dans l'adhésif/le substrat, (III) des produits de réaction entre un ou plusieurs constituant(s) présent(s) à l'interface, etc.

Une morphologie cristalline se concentre au voisinage de l'interface autour de la fibre. L'apparition d'une structure cristalline particulière peut conduire à la réduction des propriétés mécaniques et thermiques de l'interphase.

Dans un polymère renforcé par les fibres unidirectionnelles, la décohésion de l'interface intervient lorsque la contrainte de cisaillement τ_m dans la matrice atteint la contrainte de décohésion τ_d , et cela arrive quand cette dernière est inférieure à la contrainte en cisaillement à la rupture de la matrice τ_{mu} .

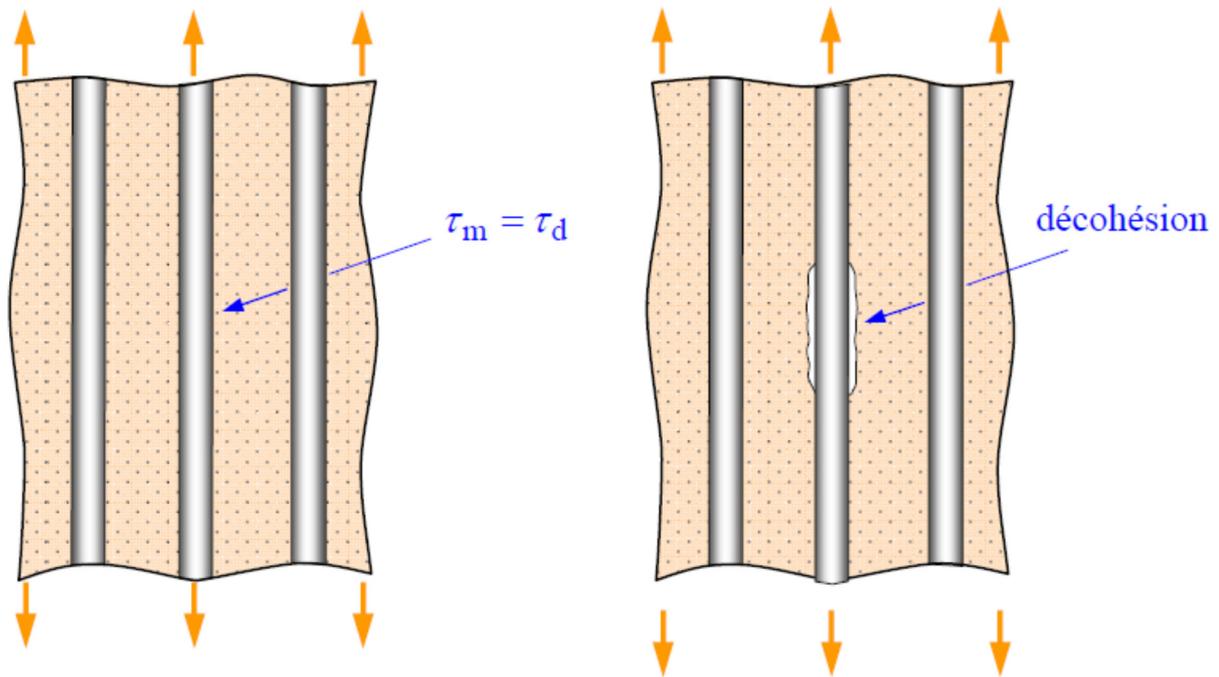


Figure 1.5 : Phénomène de décohésion fibre-matrice.

1.5.5 Rupture de fibres :

Ultime étape menant à la ruine finale du matériau composite.

Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction σ_f dans une fibre atteint la contrainte à la rupture σ_{fu} de la fibre. La rupture de la fibre produit une concentration de contraintes au voisinage de la rupture. La redistribution de ces contraintes, et par conséquent le processus de rupture résultant, dépend principalement : de la contrainte à la rupture des fibres, de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée, des propriétés de l'interface fibre-matrice, etc.

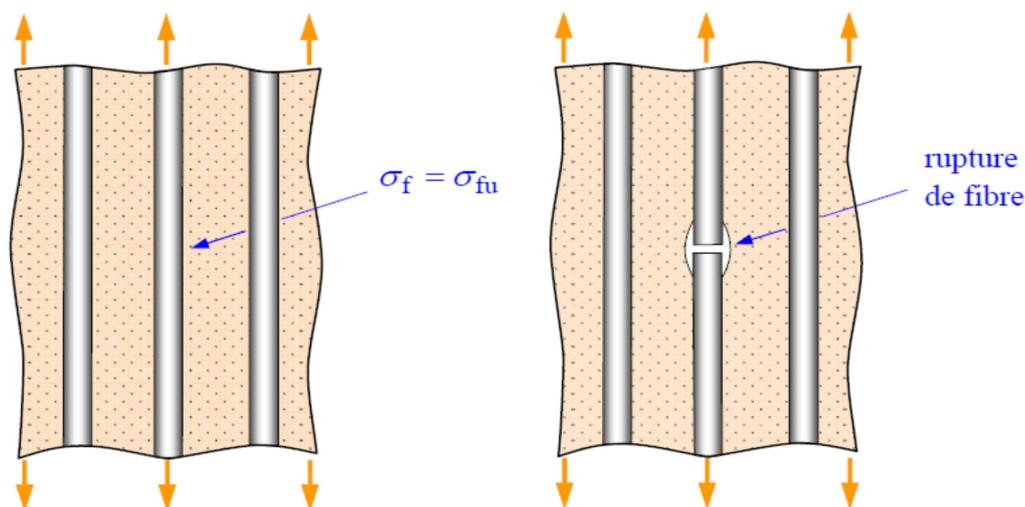


Figure 1.6 : Mécanisme rupture de fibre.

1.6 La densité de fissures et son évolution :

Quand la seule dégradation du pli est la fissuration transverse, comme c'est le cas par exemple dans la séquence $[0,90]_s$, il est possible de comptabiliser le nombre de fissures. On peut ainsi enregistrer la formation de nouvelles fissures et leur évolution au cours du chargement mécanique imposé. Ce n'est qu'à partir de 1977 qu'on observe et étudie systématiquement l'évolution de la densité de fissures. Reifsnider [9] par exemple met en évidence que la densité de fissures croît de façon monotone et atteint un état de saturation.

Généralement, la courbe densité de fissures /contrainte appliquée, dont un exemple est donné sur la figure 1.7, est une sigmoïde présentant un seuil d'amorçage. On constate une augmentation continue de la densité de fissures au cours de l'augmentation du niveau de chargement, et enfin un état de saturation où la distance inter fissures est constante (J. Mercier [10]). Cet état signifie que la densité de fissures reste constante malgré une augmentation du niveau de contrainte. Ceci s'observe particulièrement pour les empilements $[0, 90]_n$. Ainsi la densité de fissures à la saturation d_{sat} semble être une caractéristique du stratifié (elle ne dépend que de la séquence d'empilement) indépendante du niveau de contrainte appliqué [11, 12]. Cependant, dans de nombreux cas, la rupture a lieu avant que l'état de fissuration soit stable et il est donc difficile d'évaluer la valeur de la densité à saturation donc pour prévoir un ordre de grandeur de la valeur à saturation d_{sat} de la densité de fissures, on peut s'appuyer sur plusieurs démarches différentes.

Schoeppner et Pagano [13] ont supposé que la densité limite de fissures est obtenue quand la contrainte normale au centre de la cellule comprise entre deux fissures adjacentes devient négative. Cette hypothèse a été appliquée dans [14] et a donné des valeurs à saturation assez proches des résultats expérimentaux.

Selon Peters et Chou [15], il semble que la saturation ne soit jamais complètement atteinte et qu'à une phase d'endommagement brutal succède une production lente, mais continue de fissures. Ces deux modes peuvent s'interpréter comme correspondant à deux modes – respectivement non perturbé et perturbé de redistribution des contraintes entre couche à 0° et couche à 90° mais généralement, en première approximation, on considère que le quasi-plateau correspond à une saturation.

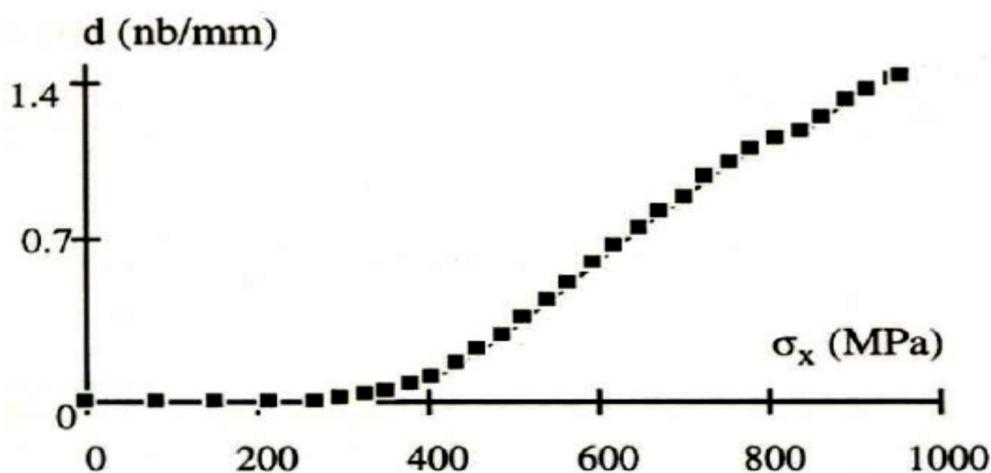


Figure 1.7 : Evolution de la densité de fissures (au sein du pli à 90°) d'un stratifié carbone/époxy de type $[0^\circ, 90^\circ]_s$ en fonction de la contrainte de traction monotone appliquée [16].

1.7 Problématique :

Nous considérons un stratifié croisé symétrique de type $[\theta_m/90_n]_s$, soumis à une traction uni-axiale. La couche orientée à 90° , par rapport à l'axe de sollicitation, est endommagée par des fissures transverses, en pointes de fissures, entre les couches orientées à 90° et à 0° , des concentrations de contraintes conduisent à l'initiation puis à la propagation du délaminage à l'interface entre les couches. Le problème à résoudre en premier lieu est celui de l'élasticité et de la rigidité en fonction de la densité de fissuration sur un stratifié croisé avec fissuration transverse et délaminage en utilisant deux types d'approches : Approche analytique et

numérique par code MAPLE. Comme tout problème d'élasticité, sa résolution exacte consiste à rechercher, dans une cellule élémentaire, le champ des déplacements et le champ des contraintes qui satisfont en chaque point les équations d'équilibre, les relations déformations déplacements, et les conditions de compatibilité.

En deuxième lieu, le problème à résoudre est celui du comportement du matériau composite fissuré avec délaminage en fonction du rapport d'épaisseur et de l'angle des couches.

Enfin, la dernière étape est l'analyse de l'influence des conditions hygrothermiques sur le comportement mécanique du stratifié soumis à une traction uni-axiale et endommagé par des fissurations transversales avec délaminage, pour cela le modèle de Tsai [17] est utilisé. Ce modèle tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité.

1.8 Méthodes de modélisations :

Les plastiques renforcés à fibres longues sont souvent utilisés sous forme de stratifiés multidirectionnels. Deux types uniques de dommages dans les stratifiés composites sont les fissures transversales et les décollements ou délaminages. Dans des applications courantes de CFRP (T800H/3631) pour les structures légères, les stratifiés sont habituellement conçus pour ne pas être chargés au-dessus d'une charge critique qui correspond à la contrainte de rupture du pli (FPF : first-ply-failure). La contrainte FPF est beaucoup plus petite que la contrainte ultime du stratifié dans la plupart des cas, ce qui signifie que les avantages des composites (haut module spécifique et haute résistance spécifique) ne sont pas entièrement utilisés. Le concept de construction de FPF a été largement répandu, principalement parce que le comportement de croissance des dommages microscopiques n'est pas entièrement compris, afin d'établir un modèle quantitatif. Pour un usage plus étendu de CFRP pour les structures primaires, la tolérance de dommage doit être présentée et elle sera seulement possible quand une méthodologie pour la prévision du début et la croissance des dommages microscopiques et le choix et l'exécution appropriés de l'inspection non destructive sont disponibles. L'objectif de la présente étude est d'établir une méthodologie pour prévoir le comportement de croissance des dommages microscopiques dans les stratifiés composites comme base pour une conception tolérante au dommage. Parmi les stratifiés composites, les stratifié croisés ont été étudiés intensivement parce qu'ils sont des configurations de base. Les études précédentes sur

le procédé d'endommagement des stratifiés croisés se sont concentrées sur la mesure expérimentale de la densité de fissures transversales en fonction de la charge appliquée ou sur la prévision théorique du début de fissuration transversale et de son accumulation. Cependant, les fissures transversales induisent souvent les décollements inter laminaires qui soulagent la concentration locale de contrainte aux bouts des fissures transversales, mais les quels cause d'autres problèmes dans les plis supportant la charge. En parallèle avec les études expérimentales, diverses modélisations ont été établies durant les deux dernières décennies mais seulement quelques études ont été entreprises sur le déclenchement des délaminages des bouts des fissures transversales.

1.8.1 Approches utilisant la diffusion de cisaillement :

O'Brien [18] a développé une méthode analytique simple pour calculer le taux de libération d'énergie associé à la croissance du délaminage à partir d'une fissure transversale. Dans l'analyse, on a assumé que les plis 90° ne portent aucune charge dans les régions de décollement. Dans les régions sans décollement, on a assumé que les efforts dans tous les plis sont identiques à ceux dans le stratifié intact. Le taux de libération d'énergie résultant était indépendant de la longueur de délaminage parce que l'interaction entre les fissures transversales n'a pas été considérée dans l'analyse.

Dharani et Tang [19] ont conduit une analyse consistante par diffusion de cisaillement pour les deux : fissures transversales et délaminage des bouts des fissures transversales. Ils ont prédit la rupture en employant les calculs numériques d'effort et le critère du point de contrainte de rupture. Comme dans le cas de l'analyse d'O'Brien, cependant, des analyses de Dharani et Tang ont été limités à la croissance de délaminage à partir d'une fissure transversale dans un stratifié de longueur infinie.

Caslini, Zanotti et O'Brien [20] reprennent le modèle de Steif [21], et aboutissent à une expression du taux de restitution d'énergie en vue de prédire l'initiation et l'évolution des fissures transverses et des délaminages de bords de stratifiés $[0/90_n]$, et $[\pm 45/0/90]_s$ en époxyde-fibres de verre. Les résultats analytiques mettent en évidence l'influence de l'épaisseur de la couche transverse sur le processus de l'endommagement, déjà évoquée par

[2,22,23,24,25]. Le point discutable de ce modèle, reste le fait de ne pas prendre en compte les fissures hors-axe dans les plis à $\pm 45^\circ$ et les délaminages locaux. Sachant qu'au bout de $7,5 \cdot 10^5$ cycles, le nombre de fissures dans les plis à $+45^\circ$ et -45° représentent respectivement 43% et 70% du nombre de fissures transverses dans la couche à 90° . Les délaminages locaux observés à ce stade, représentent trois fois les surfaces délaminées aux bords libres.

Kim et al.[26] ont examiné la redistribution d'effort due au délaminage à partir des fissures transversales basées sur la formulation de Stroh pour les matériaux élastiques anisotropes et sur la méthode d'expansion de fonction propre. Les paramètres de mécanique de rupture, les facteurs d'intensité de contrainte et les taux de libération d'énergie ont été calculés pour une discussion de la stabilité de la progression de la fissure.

Takeda et Ogihara [27,28] proposent une extension du modèle de Lim et al [29], adaptée à l'étude de l'interaction entre la fissuration transverse et le délaminage local s'initiant en pointe de fissure pour des stratifiés croisés. Le module longitudinal et le taux de restitution d'énergie sont exprimés en fonction de la densité de fissures transverses et de la longueur délaminée. Les auteurs mettent en évidence l'influence de l'épaisseur de la couche transverse et de la température sur la cinétique de l'endommagement.

Takeda et Ogihara [27,30] ont étudié le procédé d'endommagement microscopique de trois types différents de stratifiés croisés, $(0/90_n/0)$ ($n = 4, 8, 12$), à la température ambiante et à 80°C . Des paramètres de dommages progressifs, tels que la densité de fissures transversales et l'allongement de délaminage ont été mesurés. Des résultats expérimentaux semblables à ceux de Crossman et de Wang ont été obtenus pour la dépendance des fissures transversales et la contrainte de début de décollement sur l'épaisseur de pli. Une simple analyse de diffusion de cisaillement modifiée, y compris des contraintes thermiques résiduelles, a été conduit pour obtenir la densité de fissures transversales en fonction de la contrainte en stratifié, considérant l'effet de contrainte aussi bien que la distribution de résistance de la couche transversale. L'analyse a été également prolongée à un système contenant le délaminage pour prévoir la longueur de décollement. La densité de fissures transversales et la longueur de décollement ont été prévues séparément.

Highsmith et Reifsnider [31] proposent un modèle permettant de traiter l'endommagement par fissuration transverse et fissuration longitudinale de stratifiés croisés soumis à une traction

uni axiale. Cette approche est basée sur la théorie de Pagano en prenant comme hypothèse une variation linéaire des contraintes normales suivant l'épaisseur des couches. Ce modèle prévoit des valeurs significatives des contraintes interlaminaires à l'interface, à l'intersection des fissures transverses et longitudinales. Ce qui est en bon accord avec les observations des délaminages locaux au niveau du croisement des fissures intralaminaires.

Dharani et Tang [19] proposent un modèle bidimensionnel permettant de prédire l'initiation et la propagation des fissures transverses, ainsi que l'amorçage du délaminage en pointe de fissure, à l'interface 0/90 pour des stratifiés croisés. Ils mettent en évidence l'influence de l'épaisseur de la couche transverse sur l'apparition de chaque type d'endommagement. Les résultats prévus par ce modèle sont en bon accord avec les résultats expérimentaux obtenus par Wang [32, 33] (erreur estimée à 20%). Le point discutable de cette approche est le critère d'amorçage du délaminage : les auteurs supposent que le délaminage s'initie quand la contrainte de cisaillement à l'interface atteint la valeur de la contrainte de cisaillement à rupture de la matrice. Alors qu'il y a des cas de stratifiés croisés où le délaminage s'amorce en mode I ou en mode mixte I+II.

1.8.2 Méthodes variationnelles :

Nairn et Hu [34] ont prolongé une analyse variationnelle des fissures transverses dans les stratifiés croisés pour expliquer la présence des délaminages se lançant des bouts des fissures transversales dans un pli 90°. Ils ont discuté la concurrence entre les fissures transversales et les modes de défaillance de délaminage. Ainsi, le module longitudinal et le taux de restitution d'énergie sont exprimés en fonction de la densité de fissures transverses et de la longueur délaminée. Dans les analyses ci-dessus, cependant, des comparaisons des prévisions de la croissance de décollement avec des résultats expérimentaux n'ont pas été conduites en raison du manque de données expérimentales. En outre, aucune prévision n'a été faite pour l'interaction entre les fissures transversales et la croissance du délaminage, excepté la discussion sur la concurrence entre fissure transversale et délaminage.

1.8.3 Méthodes numériques :

Wang et al. [35] ont conduit une analyse tridimensionnelle par éléments finis d'effort pour calculer le taux de rejet d'énergie associé à la croissance de décollement. Le décollement

bord-libre, le décollement à un point situé au coin d'une fissure transverse au niveau d'un bord libre, et les décollements aux fissures en travers ont été étudiés.

Salpekar et O'Brien [36] ont étudié l'effet de bord libre sur la croissance des décollements se lançant d'une fissure transversale en employant une analyse par éléments finis tridimensionnelle. L'analyse a indiqué que les efforts normaux interlaminaires de tension élevés étaient présents à l'intersection de la fissure transversale avec le bord libre.

A.S.D. Wang et Crossman [32,33], ont réalisé une étude par éléments finis à deux dimensions, afin de prédire l'initiation et la propagation des fissures transverses suivant l'épaisseur de la couche transverse ainsi que le délaminage de bord, pour les drapages $(\pm 25/90_n)_s$ ($n=1, 2, 3$) en époxyde-fibres de carbone. Les auteurs ont utilisé un critère énergétique basé sur le taux de restitution d'énergie, en supposant que le taux de restitution d'énergie critique associé à l'initiation des fissures transverses est le même que celui associé à l'amorçage du délaminage de bord.

A.S.D. Wang, Kishore et Li [37] proposent une modélisation 3D de calcul par éléments finis, permettant de prédire la cinétique d'endommagement des stratifiés croisés, en utilisant le taux de restitution d'énergie critique. Les auteurs étudient l'influence de l'épaisseur de la couche transverse et l'orientation des plis adjacents sur l'amorçage et la propagation des fissures transverses et du délaminage de bord pour des stratifiés de type $[0/90_n]_s$ en époxyde fibres de carbone. Ensuite, ils mettent en évidence l'influence de l'épaisseur de la couche transverse sur l'initiation des fissures transverses, longitudinales et du délaminage local au niveau de l'intersection des fissures intralaminaires, à l'interface $0/90$ des drapages $[0_2/90_n]_s$ ($n=1, 2, 4$) en époxyde-fibres de carbone.

Binienda, Hong et Roberts [38] utilisent un calcul par éléments finis 3D permettant de prédire l'ordre chronologique d'apparition des différents types d'endommagement dans des stratifiés croisés, ainsi que leur propagation. Pour cela, les auteurs utilisent le taux de restitution d'énergie critique associé à la création du défaut pour un stratifié endommagé par une fissure transverse préexistante. L'influence de la nature des constituants (fibre/matrice) est mise en évidence.

1.8.4 Modèles d'endommagement continu :

Ce type d'approches est généralement formulé à partir des concepts de la thermodynamique des milieux continus, en remplaçant le pli fissuré par un pli homogène équivalent. Ces modèles font intervenir des variables d'état internes liées à l'endommagement qui peuvent être des variables géométriques mesurables expérimentalement, ou des variables abstraites liées à la chute de la rigidité du stratifié.

Talreja [39] propose un modèle traitant l'influence des fissures intralaminaires et des délaminages locaux sur la dégradation des propriétés élastiques du stratifié. Les variables internes sont liées à la géométrie du défaut, caractérisée par un vecteur défini par la normale au plan de la fissure et sa norme. Talreja et al [40], utilisent ce modèle, pour évaluer la réduction du module longitudinal et du coefficient de Poisson en fonction de la densité de fissures transverses. Les prédictions de cette approche sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. Les auteurs ont étudié l'influence de la nature de la matrice du drapage $[0_2/90_2]_s$ constitué de fibre de carbone AS4, en utilisant 3 types de matrice : 3501-6, Tactix^R 556 et Tactix^R 695.

Harris et Allen [41] proposent un modèle d'endommagement progressif, en utilisant un tenseur du second ordre décrivant les variables internes liées à la géométrie du défaut. Ce modèle permet de prédire la réduction des constantes élastiques provoquée par la fissuration intralaminare et/ou par le délaminage local dans des stratifiés croisés et quasi-isotropes.

Renard et Jeggy [42] présentent une modélisation permettant d'évaluer la dégradation des constantes élastiques au cours d'essai de traction monotone ou cyclique, en utilisant une grandeur purement scalaire pour décrire le défaut. Thionnet [43], donne une loi d'évolution de la fissuration transverse et du délaminage de bord, en traction monotone et cyclique, pour les drapages $(0/90_n/90)_s$ ($n=2,3, 4$), $(\pm\theta)_{2s}$ et $(0_2/\theta_2)_{2s}$ ($0\pm 45^\circ/60^\circ$) en époxyde fibres de carbone. Les résultats obtenus sont en bon accord avec l'expérience. Allix et Ladevèze [44,45] proposent un modèle d'élastoplasticité, utilisant deux variables abstraites, liées à la perte de rigidité du stratifié provoquée par l'endommagement.

1.9 Effets hygrothermiques :

Les polymères et composites à matrice polymère, absorbent l'eau quand ils sont immergés ou placés dans une atmosphère humide. L'absorption de l'eau, dépend essentiellement de la nature du polymère, de la température T, et du degré hygrométrique HR ou humidité relative, (par définition, HR est le rapport de la pression de vapeur d'eau à la pression de la vapeur saturante à la même température T). Elle s'effectue essentiellement à travers [46]:

1. la matrice polymère : diffusion et absorption physique de l'eau moléculaire.
2. les microfissures : transport d'eau liquide par condensation capillaire.
3. l'interface fibre/matrice : diffusion, absorption et condensation capillaire.

La molécule d'eau étant une molécule de petites dimensions (rayon atomique 0.096 nm), peut donc aisément, se déplacer à travers le réseau moléculaire du polymère sous l'influence d'un gradient de concentration ; c'est le phénomène de diffusion et les molécules d'eau sont dites diffusantes ou non liées. La molécule d'eau étant polarisée, elle peut se fixer aux groupements hydroxyles ; c'est le phénomène d'absorption physique et les molécules d'eau sont dites liées ou piégées.

La fixation des molécules d'eau sur les chaînes moléculaires a deux conséquences majeures : la diminution de la température de transition vitreuse, et le gonflement du polymère, Springer [47].

L'absorption des molécules d'eau par liaison hydrogène, affaiblit la cohésion intermoléculaire et entraîne une réduction des propriétés mécaniques, traduite par une diminution de la température de transition vitreuse. En moyenne, chaque pour-cent du taux d'humidité, provoque une chute d'environ 20° C de la température de transition vitreuse.

1.10 Vieillessement hygrothermique :

1.10.1 Mécanismes d'hydrophilie :

La nature plus ou moins polaire d'un polymère (selon les groupes chimiques le constituant) lui confère naturellement une sensibilité particulière pour des solvants polaires comme l'eau [48]. Cette sensibilité se traduit par la pénétration de molécules du solvant dans le polymère ;

on parle d'absorption. En raison de l'absence de toute structure cristalline, l'espace entre les chaînes moléculaires est important comparé à la taille des molécules d'eau. Ces dernières peuvent se déplacer dans les interstices. De plus dans les composites, leur déplacement est facilité par les porosités et les défauts de cohésion qui peuvent apparaître aux interfaces fibre-matrice.

L'hydrophilie se caractérise en pratique par la teneur massique en eau que le matériau peut atteindre à l'équilibre dans un milieu isotherme et à taux hygrométrique constant. Dans la littérature, on trouve en général deux approches du mécanisme d'hydrophilie, qui peuvent être combinées : l'approche volumique et l'approche mettant en jeu des interactions entre polymère et molécules d'eau grâce aux liaisons hydrogène [49].

1.10.1.1 Approche structurale :

Suivant la polarité des groupements chimiques constituant le polymère, ce dernier sera plus ou moins susceptible d'absorber de l'eau. On peut classer les groupements suivant leur polarité :

- Les groupements très peu polaires sont les groupements hydrocarbonés comme -CH-, -CH₂-, -CH₃, les cycles aromatiques.
- Les groupements modérément polaires sont -O-, O=C-, O=C-O-, -C.N.
- Les groupes polaires susceptibles de créer une liaison hydrogène avec l'eau sont : O=CNH-, O=C-OH, -OH, -NH-. Il peut y avoir une coopération de deux groupements hydrophiles pour fixer une molécule d'eau (Fig. 1.8).

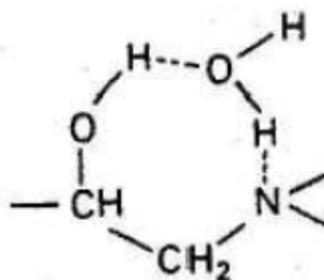


Figure 1.8 : Mobilisation d'une molécule d'eau par deux groupements polaires [48].

1.10.1.2 Nature de l'eau dans la résine époxy : [50]

Une étude portant sur des mesures d'absorption et de désorption puis de résonance magnétique (RMN) permet de connaître les caractéristiques de liaison de l'eau avec l'époxy.

Il apparaît que les molécules d'eau se lient à la résine à travers des liaisons Hydrogène de deux types qui dépendent de l'énergie d'activation :

- Type I : une molécule d'eau forme une liaison H simple. Elle possède une énergie d'activation faible (10kcal/mol) et pourra se séparer facilement de la résine.
- Type II : une molécule d'eau forme des liaisons H multiples, possède une énergie d'activation plus élevée (15kcal/mol) et aura plus de mal à se séparer. La figure I.10 suivante illustre ces deux types de liaison. Les liaisons de type I sont les plus nombreuses. Des durées d'immersion plus longues et des températures plus élevées favorisent la formation de liaisons de type II.

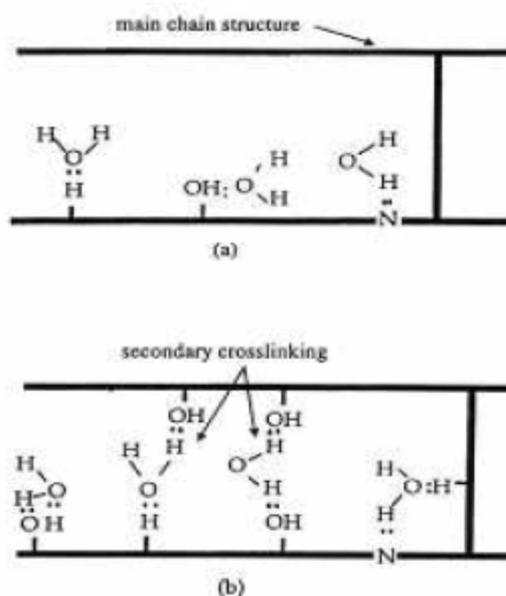


Figure 1.9 : Liaisons possibles de molécules d'eau avec un réseau époxy [50].

- (a) Les molécules d'eau forment une liaison Hydrogène avec la résine.
 (b) Elles forment plus d'une liaison hydrogène et ont une énergie d'activation plus élevée.

1.10.1.3 Approche volumétrique :

Le volume libre est assimilé à la place laissée entre les molécules et qui n'est pas occupée par les vibrations des atomes les constituants [51]. En simplifiant le concept de volume libre, cette approche évoque la présence possible de molécules d'eau dans les volumes disponibles entre les chaînes macromoléculaires du réseau 3D [52,53].

1.10.2 Vieillessement physique – plastification :

Les molécules d'eau peuvent s'insérer dans le réseau tridimensionnel en brisant les liaisons secondaires, type van der Waals ou liaisons hydrogène, entre les groupes polaires des chaînes macromoléculaires voisines [54,55]. Les groupes polaires du polymère vont se lier préférentiellement à une molécule d'eau, comme déjà présente sur la figure 1.8.

La rupture des liaisons entre les chaînes, qui assuraient en bonne partie la rigidité du matériau, va permettre une augmentation de mobilité des chaînes ou des segments de chaînes macromoléculaires. On parle dans ce cas de plastification. Cette mobilité accrue va affecter les propriétés mécaniques et physico-chimiques du polymère. Les propriétés en traction ou cisaillement sont les plus étudiées (module d'Young et de cisaillement) pour l'aspect mécanique, ainsi que l'évolution de la température de transition vitreuse T_g . Dans la majorité des cas, une diminution du module d'Young et du module de cisaillement est constatée ainsi qu'une baisse de T_g , comme nous allons le voir en détail dans les paragraphes suivants. Le phénomène est réversible. La plastification s'accompagne aussi de gonflements, qui dans le cas des composites, peuvent être responsables de décohésions fibre/matrice. Ce gonflement peut aussi intervenir lorsque la cinétique de diffusion du solvant crée des gradients de concentration.

1.10.3 Vieillessement chimique :

Certaines études ont montré que la masse d'un échantillon peut augmenter continuellement lorsque celui-ci est placé dans un environnement très humide. La modification de certaines bandes d'absorption en infrarouge du polymère ont amené certains auteurs à supposer un mécanisme de dégradation du polymère : l'hydrolyse [56] (figure 1.10). Au cours de l'absorption, les molécules d'eau peuvent remplacer les liaisons hydrogène déjà existantes par

des liaisons hydrogène entre l'eau et le polymère. Le résultat de ces interactions chimiques à long terme est la dégradation de la résine et de l'interface par hydrolyse. Celle-ci est activée thermiquement et est susceptible d'être catalysée par divers agents chimiques : ions OH⁻, H⁺, métaux de transition, d'où l'influence de la composition du milieu réactionnel dans le vieillissement. Le greffage d'eau sur les chaînes macromoléculaires se caractérise par une masse de l'échantillon après séchage supérieure à sa masse initiale [53].

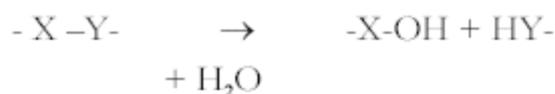


Figure 1.10 : Equation générale de l'hydrolyse.

Il peut y avoir aussi des coupures de chaînes entre nœuds de réticulation et ainsi création de fragments de chaînes macromoléculaires se retrouvant libres dans le réseau et pouvant diffuser vers le milieu extérieur. On parle dans ce cas de lessivage. Il se crée alors un volume libre qui peut accueillir des molécules d'eau supplémentaires. Ce lessivage peut être mis en évidence directement par gravimétrie en absorption de solvant (augmentation puis diminution de la masse globale de l'échantillon) [57] ou après vieillissement et séchage de l'échantillon, dont la masse finale sera inférieure à sa masse initiale. Ce cas de figure explique les cinétiques d'absorption d'eau particulières qui présentent une augmentation brutale de l'absorption d'eau ou au contraire une diminution de la masse globale du matériau à partir d'une certaine durée de vieillissement, synonyme de perte de masse par lessivage.

1.10.4 Effets de l'humidité sur les fibres de verre :

Les verres sont composés d'oxydes métalliques ou alcalins dispersés dans un réseau de silice. Ces composés constituent des micro-hétérogénéités, en particulier les oxydes alcalins, qui sont hydrolysables. La corrosion par l'eau peut donc créer des défauts qui constituent autant de zones de faiblesse. D'autre part, la dissolution par l'eau de certains éléments de la fibre, ou de la résine, peut créer un milieu corrosif qui accentue la dégradation du verre [58].

Cependant, les observations mentionnées ci-dessus concernent la plupart du temps les fibres de verre seules. Les fibres dans un matériau composite sont protégées par un agent de couplage et par la résine. Une attaque chimique du verre est donc rarement mise en évidence

lors d'exposition à des environnements humides ou même en immersion. Cependant, certains auteurs tels que O. Ishai [59] mettent en cause les fibres dans la baisse des propriétés mécaniques en immersion dans de l'eau à 80°C. Les processus de dégradation invoqués sont bien l'hydrolyse des fibres et l'attaque chimique de l'agent de couplage. De même Ashbee [60] a observé, dans des composites verre-polyester, des fibres de verre sévèrement attaquées, mais après des immersions de plusieurs centaines d'heures dans l'eau bouillante, ce qui représente un vieillissement très sévère.

Dans le cas de vieillissement en milieu humide, la sensibilité des fibres de verre, au sein d'une résine, se situe à leur interface : les fibres n'absorbent pas d'eau et un gonflement différentiel se produit lorsque la matrice en absorbe. Si l'adhésion entre la fibre et la matrice est insuffisante, une décohésion par rupture des liaisons chimiques dans l'interphase du matériau se produit, augmentant la vitesse de pénétration de l'eau dans le matériau par les vides créés, ce qui accélère le mécanisme de dégradation. L'attaque des fibres sera de toute façon conditionnée par des dégradations de la résine et/ou de l'interface fibre-matrice. La plupart des auteurs considèrent finalement la dégradation des fibres au sein d'une résine comme négligeable. En tout cas, les pertes de propriétés (dues à l'eau) dans le sens des fibres sont négligeables par rapport à celles dans les autres directions, qui sont plus sensibles aux qualités de la résine ou de l'interface.

1.10.5 Travaux effectués :

Les mécanismes de vieillissement des composites sont très divers et varient en fonction du polymère, des conditions de vieillissement comme la température, l'humidité, la pression d'oxygène, mais aussi en fonction de l'état de référence (vitesse de refroidissement, contraintes internes), des conditions de mise en œuvre et enfin de la géométrie du matériau lui-même.

Dans le domaine aéronautique le cas est d'autant plus important qu'illustratif. Les structures aéronautiques sont réalisées en grandes parties par des composites à matrice polymère et elles évoluent dans des conditions d'environnement variables, en termes d'altitude, de vitesses, de températures et d'humidité.

Benkeddad [61] a travaillé sur la prévision du comportement hygrothermique de structures soumises à des conditions de température et d'humidité. Un logiciel d'analyse des plaques stratifiées pour la détermination des contraintes et des déformations hygrothermiques transitoires à travers les plis a été conçu. La prise en compte des effets d'environnement sur les propriétés mécaniques n'a pas eu lieu.

Jedidi et Vautrin [62] ont contribué à la caractérisation au cyclage hygrothermique d'un matériau composite stratifié à fibre de carbone IM7 et résine polymère cytec fiberite 977-2, qui rentre dans la conception d'un élément de voilure destiné au futur avion supersonique. L'état de service du matériau a été caractérisé, suite aux cycles de vol supersonique et aux opérations de maintenance. Un outil simple de calcul permettant de prédire les gradients de concentration en humidité, ainsi que l'état mécanique interne a été développé, puis mis à profit afin de caractériser l'effet particulier de l'échauffement à 130°C, condition spécifique au vol supersonique, sur le matériau. Des cycles accélérés furent ensuite définis.

Du fait même de leur aspect hétérogène et anisotrope, également de leur processus de fabrication, les matériaux composites à matrice organique sont sujets à des endommagements différents, dans leur nature et leur mode de développement. Ainsi, l'influence du vieillissement hygrothermique sur le comportement de ces derniers a aussi fait l'objet de plusieurs études. En effet, dans des circonstances variées, il s'avère que la présence d'eau diminue la durée de vie en endommagement de composites renforcés par fibres de verre ou fibres de carbone. L'importance des effets observés dépend ici aussi du type de matériau testé.

E.A Adda-Bedia, Bouazza, Tounsi et Benzair [63], ont étudié la prévision de la dégradation de la rigidité dans les matériaux composites fissurés. Les résultats obtenus montrent que l'augmentation de la densité de fissuration dans les composites $[\theta_m/90_n]_s$, engendre une perte de rigidité considérable surtout pour une densité de fissuration supérieure à 1\mm.

A.Megueni, Tounsi et Adda Bedia [64], ont étudié l'évolution du facteur de contrainte sous différentes conditions hygrothermique pour un composite vieilli. Dans un premier temps les résultats montrent que les caractéristiques mécaniques des stratifié vieillis ont un comportement linéaire en fonction de la température et de l'humidité. Pour la modélisation, ils ont étudié le cas d'une plaque 2D modélisée à l'aide d'un code élément fini Franc2D/L, développé à l'université de Kansas (1998). Par la suite une analyse des effets de vieillissement

du composite sur le facteur d'intensité de contrainte pour un matériau fissuré et son évolution selon les conditions environnementales, a été accomplie par cette même équipe.

Suri [65], obtient des cinétiques d'absorption d'eau différentes suivant le niveau d'endommagement. Une illustration est proposée sur la figure 1.11, où sont représentées les cinétiques d'absorption d'eau de matériaux ayant subi au préalable des niveaux de chargement différents, et par conséquent des niveaux d'endommagement, donnés par D (variation du module axial), différents également.

L'endommagement identifié comme étant la fissuration de la matrice et de l'interface fibre-matrice. Les résultats obtenus par l'auteur sont tel que la cinétique d'absorption est d'autant plus accélérée que l'endommagement mécanique est important. Les fissures créées mécaniquement permettent de conduire l'eau au sein du matériau plus rapidement, réduisant ainsi le temps nécessaire à la saturation. Il est proposé une approche macroscopique permettant la modélisation de l'absorption de matériau endommagé. Il s'agit simplement de considérer le matériau endommagé comme un matériau vierge équivalent et de remplacer les caractéristiques du matériau par celles d'un matériau vierge ayant des caractéristiques de diffusion fonctions de l'endommagement.

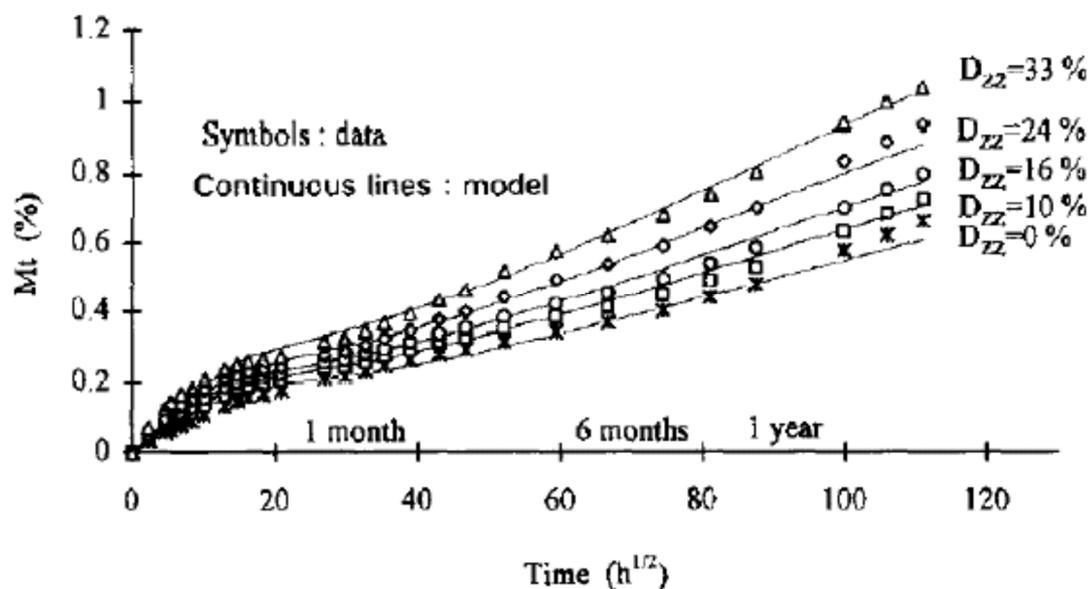


Figure 1.11 : Cinétiques d'absorption d'eau pour différents niveaux d'endommagement (données par D_{zz}) [65].

De plus il est démontré que l'effet de la prise d'eau se manifeste par l'augmentation de la vitesse d'endommagement lors des essais de fatigue. L'auteur montre finalement par deux modélisations indépendantes que l'absorption d'eau d'un matériau endommagé et l'endommagement d'un matériau vieilli sont des phénomènes imbriqués. Le comportement global dépend aussi bien de la teneur en eau M qui est fonction de l'endommagement D que du niveau d'endommagement qui est fonction de M . Il propose une relation du type $Q=f[\dot{M}(D,M),\dot{D}(M,D)]$ où Q traduit le comportement d'un matériau vieilli et endommagé. Cette approche est donc un bon exemple de la façon de traiter ce type de couplage entre baisses de propriétés mécaniques dues à l'humidité et/ou à l'endommagement par fissuration, car il prend en compte les mêmes phénomènes que l'on cherche à étudier.

Patel [66] qui a comparé l'endommagement de composites carbone-époxy non vieilli et vieilli à 85%HR, montre même que l'évolution de la densité de fissures transversales, au cours de cycles de fatigue, est légèrement plus faible pour le matériau vieilli.

En pratique l'étude du couplage, température- humidité- état de contraintes, est souvent abordée empiriquement par la réalisation de cycles dits de vieillissements, accélérant les effets de certaines conditions de service extrême sur un élément représentatif de la structure réelle. Ces essais, même s'ils peuvent conduire à une appréciation des dommages causés par l'environnement, ne fournissent cependant aucune information sur les mécanismes mis en jeu.

V.Lietard (1998) [67], examina les effets du vieillissement hygrothermique sur le processus de rupture du composite verre/époxy avec et sans chargement mécanique, les résultats montrent que l'eau absorbée par la résine, induit différents mode de rupture : rupture avec déchaussement des fibres, rupture par délaminage avec séparation des couches, rupture partielle en flexion avec délaminage et rupture franche.

J. Nairn et autres [68] soumettent deux stratifiés composites à matrice polymère, $[0/90_2]$, utilisées en construction supersonique par Boeing, le Dupont Avimid K3B polymer/IM7 à fibres de carbone et le PETI5/IM7 à fibres de carbone, à une expérience de vieillissement dont la température varie de 35°C à 95°C. L'augmentation d'eau a un comportement obéissant à la loi de Fick, après saturation un comportement non Fickien est observé. Cette augmentation est due à l'apparition de microfissurations dans les plis à 90° en l'absence de tout chargement mécanique. L'eau absorbée induit des microfissurations au bout de 1000 heures à 80°C. On

note une dégradation dans la durabilité (résistance à la rupture) pour une exposition à l'eau à température élevée.

Kim [69], considéra l'effet de température sur la propagation des fissures dans les polymères, puis examina l'effet de température et d'humidité sur un système graphite/epoxy Thornel 300/Namco 5208. L'expérience a été faite sur les trois stratifiés suivants : $[0_2/\pm 45]_{2s}$, $[90/\pm 45]_{2s}$, et $[0/\pm 45/90]_{2s}$. Les résultats révélèrent que la rigidité à des essais humides à 260°F, est 40% plus faible à la même température mais à sec, l'effet d'humidité et de température combiné, a une influence sur la dégradation de la rigidité dans les stratifiés.

Mercier [70] a traité le vieillissement en milieu humide et l'endommagement par fissuration, de matériaux composites à matrice organique (CMO). La diffusion d'eau dans le matériau (matrice époxy renforcée par des fibres de verre) a été tout d'abord analysée expérimentalement, par détermination des cinétiques d'absorption sous différentes conditions d'humidité. Des baisses de différentes propriétés mécaniques en fonction de la quantité d'eau absorbée, ont été mises en évidence et quantifiées lors d'essais expérimentaux de traction. Les mécanismes physiques à l'origine de ces modifications ont été identifiés. Un mode d'endommagement particulier, la fissuration intra laminaire, ainsi que son couplage avec l'humidité, ont aussi été étudiés expérimentalement. Des différences entre évolutions réversibles et irréversibles des propriétés ont été mises en évidence et analysées en détail.

M. Bouazza, Tounsi, Benzair et Adda Bedia [71] ont proposé un modèle mathématique basé sur la notion de la fonction de perturbation de contrainte appliquée sur les composites croisés et fissurés. Les effets hygrothermiques ont été pris en considération pour évaluer la variation du module longitudinale due aux fissurations transverses. Les résultats obtenus montrent la dépendance de la dégradation des propriétés élastiques avec la densité de fissuration et les conditions hygrothermiques.

K. Amara, Tounsi, Megueni et Adda Bedia [72], ont suivi l'évolution de la fissuration transverse dans les stratifiés croisés vieillis, vu que l'évolution et l'état saturé des fissures transverses dépendent de plusieurs paramètres comme, les épaisseurs des couches, la nature du chargement et la séquence d'empilement. Ils ont constaté également que les modèles analytiques proposés par de nombreux auteurs, permettent la détermination du module longitudinal du stratifié endommagé, en fonction de la densité de fissures. Une partie aussi

importante a été visée par cette étude, elle concerne l'analyse des fissures transverses dans les stratifiés croisés vieilliss. Les propriétés mécaniques de ces matériaux sont bien affectées par les variations de température et d'humidité.

A.Tounsi, Amara et E.A. Adda Bedia [73], ont examiné théoriquement les changements du module de Young longitudinal sur un matériau composite fissuré, en tenant compte de la diminution des propriétés mécaniques des matériaux par la variation de la température et l'humidité. Les résultats montrent que l'environnement hygrothermique a un effet significatif sur la réduction relative du module de Young longitudinal en présence d'une densité de fissurations importante.

Benzair, Maachou, Amara et Tounsi [74], ont étudié l'effet de la densité de fissuration sur les propriétés élastiques du matériau composite à haute température, en utilisant le modèle modifié de Shear Lag qui tient compte du concept de la fonction de perturbation de contraintes. Ce modèle sera utilisé pour évaluer les effets de fissurations transverses dans la réduction de la rigidité des matériaux composites à haute température. Les résultats ont bien montré l'effet d'une haute température et de l'orientation des fibres des couches extérieures dans la dégradation des propriétés mécaniques.

L'étude proposée par Adda Bedia, Bouazza, Tounsi, Benzair et Maachou en 2008 [75] faite sur un matériau composite fissuré [0m\90n]s, , utilise le modèle Shear Lag modifié pour la prédiction du comportement de la rigidité sur un matériau composite vieilliss hygrothermiquement et pour différents angles d'orientation des fibres. Le modèle de Tsai a été utilisé pour modéliser le vieillissement hygrothermique. Récemment, Tounsi et Amara [72,73,76], ont étudié la réduction de la rigidité dans les matériaux croisés vieilliss hygrothermiquement par le modèle modifié de Shear Lag en introduisant la fonction de perturbation de contraintes.

1.11 Définition du sujet :

Le but principal de notre travail est d'examiner l'influence des conditions hygrothermiques sur le comportement mécanique d'un matériau composite de type $[\theta_m/90_n]_s$ soumis à une traction uni-axiale et endommagé par des fissurations transversales avec délaminage et de voir l'évolution des propriétés élastiques (rigidité) et de la densité de fissuration en fonction du changement de la température et de l'humidité.

La modélisation de la fissuration transverse et délaminage pour les composites soumis à une traction uni-axiale est développée en utilisant un model analytique qui est le modèle modifié de Shear Lag ou de diffusion de cisaillement.

La principale démarche de l'étude sera essentiellement la simulation numérique par le code MAPLE. Plusieurs résultats sont obtenus par l'exploitation de ce code. Afin d'enrichir l'interprétation des résultats.

L'originalité du travail réside dans le fait que les propriétés mécaniques sont déterminées à partir d'un environnement variable, à travers le modèle de vieillissement de Tsai [17] prenant en compte l'influence de la température et l'humidité à l'échelle fibre et matrice pour un stratifié $[\theta_m/90_n]_s$ avec fissuration transverse et délaminage, soumis à une traction uni-axiale.

CHAPITRE 2

MODELISATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE ET DELAMINAGE.

2.1 Introduction :

La fissuration transverse se manifeste dans les couches dont les fibres sont désorientées par rapport à la direction de sollicitation et se propagent parallèlement aux fibres.

Quand la contrainte est importante, un délaminage peut être induit par des fissures transversales. Ainsi on observe en bout de chaque fissure un décollement plan à l'interface entre les couches.

En conséquence, le type et l'intensité du chargement ainsi que la qualité de l'interface fibre matrice jouent un rôle important dans le développement de la fissuration transverse et par conséquent le délaminage. Les fissures partent le plus souvent des bords du matériau, bien que les sur-contraintes locales dues à un défaut dans la matrice puissent à l'occasion en être la cause. Les contraintes résiduelles de cuisson, dues au processus de fabrication du stratifié, peuvent également être à l'origine de la création de nouvelles fissures transverses et l'apparition du délaminage.

La modélisation de la fissuration transverse et délaminage est proposée par un schéma appelé modèle de transfert du chargement par cisaillement, schéma qui est en fait l'application à la fissuration transverse et délaminage de l'analyse de transfert de charge entre fibre et matrice. Ces analyses sont basées sur des hypothèses que le chargement mécanique est transféré entre les couches 0° et 90° par l'intermédiaire d'une couche fine située à l'interface entre les couches. Les modèles de transfert du chargement par cisaillement supposent que le déplacement longitudinal est constant à travers toute l'épaisseur des couches orientées à 0° . Ils conduisent à des contraintes de cisaillement transverse nulles. Cette hypothèse simplifie grandement les analyses, mais elle n'est pas très réaliste puisque les modules de cisaillement transverse des couches à 0° et 90° sont du même ordre de grandeur [77].

Dans ce chapitre, une étude par un modèle parabolique de diffusion de cisaillement (Shear Lag) contenant un délaminage induit par des fissurations transverses est proposé et appliqué pour prédire la réduction de la rigidité (module de Young) en fonction de la densité de fissuration dans un stratifié croisé.

2.2 Méthode de diffusion de cisaillement :

Le problème à résoudre est celui du problème d'élasticité du stratifié croisé endommagé par des fissurations transverses avec délaminage. Comme tout problème d'élasticité, sa résolution exacte consiste à rechercher, dans la cellule élémentaire le champ des déplacements et le champ des contraintes qui satisfont en chaque point les équations d'équilibre, les relations déformations déplacements, les conditions de compatibilité, les conditions de continuité aux frontières et les lois de comportement dans les couches à 0° et à 90° . L'approche déplacement recherche un champ de déplacement vérifiant l'ensemble de ces relations. [77]

2.2.1 Rappel sur la théorie des stratifiés :

L'architecture des stratifiés qui résulte de la conception des pièces en matériaux composites:

- suivant des plaques ou coques,
- par stratification de couches successives,

Justifie l'importance des plaques dans l'analyse des structures en composites. En effet, outre les structures de type plaques, l'analyse des plaques permet également, dans le cadre de calcul par éléments finis, de modéliser les structures coques.

La vibration en flexion des plaques est modélisée par essentiellement deux théories (hors théorie des milieux continus) : celle des plaques minces exposée dans ce travail et celle des plaques épaisses.

La théorie des plaques minces énoncée par Love [92] sur les hypothèses de Kirchhoff s'inspire de celle des poutres minces de Euler-Bernoulli.

2.2.1.1 Hypothèses :

Les hypothèses cinématiques adoptées pour les plaques minces par Kirchhoff généralisent à deux dimensions celles adoptées pour les poutres sans déformation à l'effort tranchant.

- La plaque est d'épaisseur petite devant les autres dimensions. Elle possède un plan moyen aussi appelé plan neutre.
- Les sections droites, initialement normales au plan neutre, restent planes et normales à celui-ci. La déformation en cisaillement transverse est donc négligée.
- Les termes non linéaires du déplacement sont négligés, en particulier, l'inertie de rotation est négligée. Seul le déplacement transversal w est considéré.
- La contrainte σ_z dans la direction transversale est nulle. Elle doit en effet s'annuler sur les faces extérieures et, du fait que la plaque est mince, il est naturel d'admettre qu'elle est nulle en tout z .

2.2.1.2 Champ des déplacements :

2.2.1.2.1 Expressions générales :

L'hypothèse de base de la théorie générale des plaques réside dans l'expression des déplacements en tout point M d'une plaque, de coordonnées (x, y, z) , sous la forme de polynômes en z , généralement limités au degré 3, et de coefficients dépendant de (x, y) . Le champ des déplacements est alors écrit sous la forme [93] :

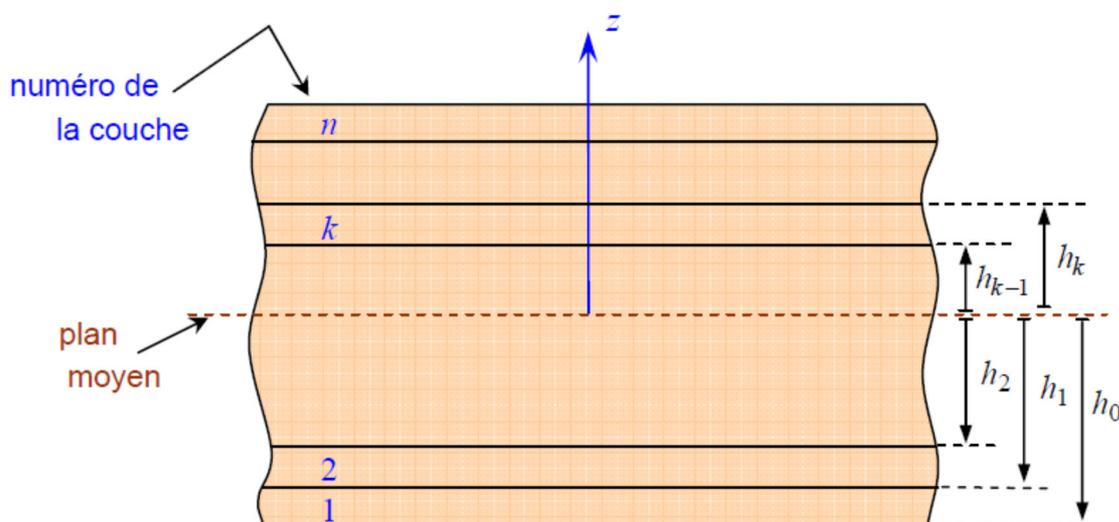


Figure 2.1 : Élément de stratifié.

$$u(x, y, z) = u(x, y, 0) + z\varphi_x(x, y) + z^2\psi_x(x, y) + z^3\phi_x(x, y) \quad (2.1a)$$

$$v(x, y, z) = v(x, y, 0) + z\varphi_y(x, y) + z^2\psi_y(x, y) + z^3\phi_y(x, y) \quad (2.1b)$$

$$w(x, y, z) = w(x, y, 0) + z\varphi_z(x, y) + z^2\psi_z(x, y) \quad (2.1c)$$

Cette forme du champ des déplacements répond aux conditions de compatibilité des déformations, et permet de prendre en compte un gauchissement éventuel de la section droite des plaques lors de la déformation. Dans le cas de problèmes de dynamique, le facteur temps doit être introduit dans les relations (2.1a - 2.1c).

Le déplacement d'un point quelconque $M(x, y, z)$ est donc développé, suivant (2.1a - 2.1c), en série de la variable z à coefficients en (x, y) , à partir du point de référence $M_0(x, y, 0)$ du plan (Oxy) . Le champ de déplacement du point M_0 sera noté par la suite suivant l'une des notations :

$$u_0 = u_0(x, y) = u(x, y, 0) \quad (2.2a)$$

$$v_0 = v_0(x, y) = v(x, y, 0) \quad (2.2b)$$

$$w_0 = w_0(x, y) = w(x, y, 0) \quad (2.2c)$$

2.2.1.2.2 Schémas du premier degré :

Les schémas les plus simples et les plus utilisés (par exemple schéma de Hencky-Mindlin [94], schéma de Kirchhoff) pour décrire le comportement des plaques se réduisent à des schémas du premier degré de la forme :

$$u(x, y, z) = u(x, y, 0) + z\varphi_x(x, y) \quad (2.3a)$$

$$v(x, y, z) = v(x, y, 0) + z\varphi_y(x, y) \quad (2.3b)$$

$$w(x, y, z) = w(x, y, 0) \quad (2.3c)$$

Ou :

$$u(x, y, z) = u_0(x, y) + z\varphi_x(x, y) \quad (2.4a)$$

$$v(x, y, z) = v_0(x, y) + z\varphi_y(x, y) \quad (2.4b)$$

$$w(x, y, z) = w_0(x, y) \quad (2.4c)$$

2.2.1.2.2 Schémas du deuxième degré :

Le comportement des plaques se réduisent à des schémas du deuxième degré est caractérisé par le champ de déplacements suivant :

$$u(x, y, z) = u(x, y, 0) + z\varphi_x(x, y) + z^2\psi_x(x, y) \quad (2.5a)$$

$$v(x, y, z) = v(x, y, 0) + z\varphi_y(x, y) + z^2\psi_y(x, y) \quad (2.5b)$$

$$w(x, y, z) = w(x, y, 0) + z\varphi_z(x, y) \quad (2.5c)$$

Ou:

$$u(x, y, z) = u_0(x, y) + z\varphi_x(x, y) + z^2\psi_x(x, y) \quad (2.5a)$$

$$v(x, y, z) = v_0(x, y) + z\varphi_y(x, y) + z^2\psi_y(x, y) \quad (2.5b)$$

$$w(x, y, z) = w_0(x, y) + z\varphi_z(x, y) \quad (2.5c)$$

2.2.2 Modèle parabolique de diffusion de cisaillement (Shear-Lag) contenant des fissurations transverse uniquement :

2.2.2.1 Champs de déplacements :

La géométrie de la cellule élémentaire est caractérisée par l'épaisseur $2.t_{90}$ de la couche à 90° , l'épaisseur t_0 de la couche à 0° et la distance $2.l$ entre deux fissures consécutives (Figure 2.2).

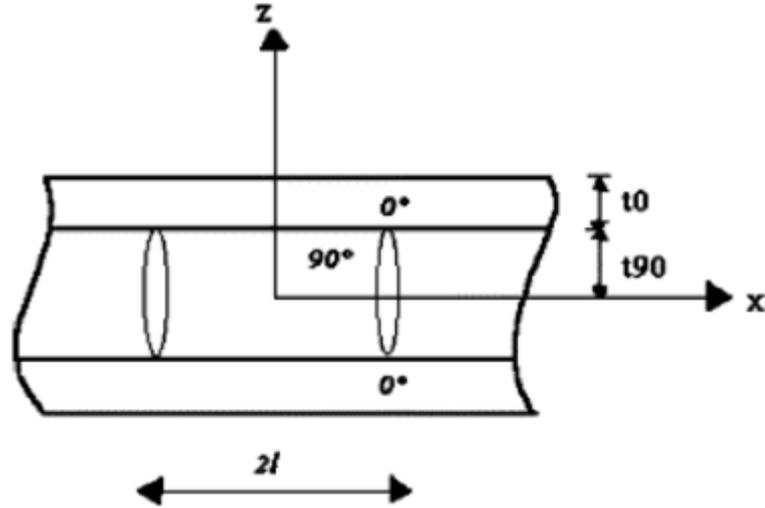


Figure 2.2 : Fissuration transverse et cellule élémentaire.

Les déplacements longitudinaux sont exprimés sous la forme [77]:

$$u_0(x,z) = \bar{u}_0(x) + f(z)A_0(x) \quad (2.6)$$

$$u_{90}(x,z) = \bar{u}_{90}(x) + \left(z^2 - \frac{t_{90}^2}{3}\right)A_{90}(x) \quad (2.7)$$

Où $\bar{u}_0(x)$ et $\bar{u}_{90}(x)$ sont respectivement les valeurs moyennes (évaluées dans l'épaisseur des couches) des déplacements longitudinaux $u_0(x,z)$ et $u_{90}(x,z)$ dans les couches à 0° et à 90° . Soit :

$$\bar{u}_0(x) = \frac{1}{t_0} \int_{t_{90}}^{t_0+t_{90}} u_0(x,z). dz \quad (2.8)$$

$$\bar{u}_{90}(x) = \frac{1}{t_{90}} \int_{-t_{90}}^{t_{90}} u_{90}(x,z). dz \quad (2.9)$$

La relation (2.9) exprime la variation parabolique du déplacement longitudinal dans l'épaisseur de la couche à 90° . La variation parabolique dans l'épaisseur de la couche à 0° est considérée dans le cas d'une analyse parabolique complète [78] étendue aux deux couches.

Les fonctions $\bar{u}_0(x)$, $\bar{u}_{90}(x)$, $A_0(x)$, $A_{90}(x)$ et $f(z)$ sont déterminées. La relation (2.4) est vérifiée par le choix (2.7) de $u_{90}(x,z)$ alors que la relation (2.8) impose que la fonction $f(z)$ vérifie la relation :

$$\int_{t_{90}}^{t_0+t_{90}} f(z) \cdot dz = 0 \quad (2.10)$$

Ensuite, la condition de continuité sur les déplacements entre les couches à 0° et à 90° :

$$u_0(x, \pm t_{90}) = u_{90}(x, \pm t_{90}) \quad (2.11)$$

Impose la relation :

$$\bar{u}_0(x) + f(t_{90}) \cdot A_0(x) = \bar{u}_{90}(x) + \frac{2}{3} t_{90}^2 \cdot A_{90}(x) \quad (2.12)$$

2.2.2.2 Contraintes de cisaillement:

$$\sigma_{xz}^i = G_{xz}^i \cdot \gamma_{xz}^i \quad i=0,90 \quad (2.13)$$

Avec:

$$\gamma_{xz}^i = \frac{\partial u_i}{\partial z} + \frac{\partial w_i}{\partial x} \quad i=0,90 \quad (2.14)$$

Où G_{xz}^i , $i=0,90$ sont les modules de cisaillement transverse respectivement des couches à 0° et 90° .

Le modèle néglige ensuite la variation suivant x du déplacement transverse w_i conduisant à :

$$\gamma_{xz}^i \approx \frac{\partial u_i}{\partial z} \quad (2.15)$$

D'où:

$$\sigma_{xz}^i \approx G_{xz}^i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial z} \quad (2.16)$$

Par conséquent, les contraintes de cisaillement s'expriment comme suit :

$$\sigma_{xz}^0 = G_{xz}^0 \cdot \hat{f}(z) \cdot A_0(x) \quad (2.17)$$

$$\sigma_{xz}^{90} = 2 \cdot z \cdot G_{xz}^{90} \cdot A_{90}(x) \quad (2.18)$$

Où :

$$\hat{f}(z) = \frac{\partial f}{\partial z} \quad (2.19)$$

Les contraintes dans la cellule élémentaire doivent satisfaire les conditions aux frontières ainsi que les conditions de continuité et de symétrie :

$$\sigma_{xz}^{90}(x, 0) = 0 \quad (2.20)$$

$$\sigma_{xz}^{90}(x, \pm t_{90}) = \sigma_{xz}^0(x, \pm t_{90}) \quad (2.21)$$

$$\sigma_{zz}^{90}(x, \pm t_{90}) = \sigma_{zz}^0(x, \pm t_{90}) \quad (2.22)$$

$$\sigma_{xz}^0(x, t_0 + t_{90}) = 0 \quad (2.23)$$

$$\sigma_{zz}^0(x, t_0 + t_{90}) = 0 \quad (2.24)$$

$$\sigma_{xx}^{90}(\pm l, z) = 0 \quad (2.25)$$

$$\sigma_{xz}^{90}(\pm l, z) = 0 \quad (2.26)$$

Les conditions (2.23) sur la frontière latérale impose que :

$$\dot{f}(t_0 + t_{90}) = 0 \quad (2.27)$$

Et la condition de continuité (2.21) de la contrainte de cisaillement à l'interface entre les couches à 0° et 90° conduit à :

$$A_0(x) = 2 \frac{G_{xz}^{90} \cdot t_{90}}{G_{xz}^0 \cdot \dot{f}(t_{90})} A_{90}(x) \quad (2.28)$$

En combinant les équations (2.12) et (2.28) nous obtenons l'expression des déplacements moyens :

$$\bar{u}_0(x) - \bar{u}_{90}(x) = \left[\frac{2}{3} t_{90}^2 - 2 \frac{G_{xz}^{90} t_{90} f(t_{90})}{G_{xz}^0 \dot{f}(t_{90})} \right] A_{90}(x) \quad (2.29)$$

La contrainte de cisaillement $\tau(x)$ à l'interface entre les couches à 0° et à 90° est :

$$\tau(x) = \sigma_{xz}^{90}(x, t_{90}) \quad (2.30)$$

$$\tau(x) = 2G_{xz}^{90} t_{90} \cdot A_{90}(x) \quad (2.31)$$

En introduisant (2.29) dans (2.31) nous obtenons finalement la relation entre la contrainte de cisaillement à l'interface et les déplacements longitudinaux dans les couches à 0° et à 90° .

$$\tau(x) = \frac{3G}{t_{90}} [\bar{u}_0(x) - \bar{u}_{90}(x)] \quad (2.32)$$

Où G est le paramètre de cisaillement défini de la manière suivante :

$$G = \frac{G_{xz}^{90}}{1 - 3 \frac{G_{xz}^{90} f(t_{90})}{G_{xz}^0 t_{90} \dot{f}(t_{90})}} \quad (2.33)$$

Nous observons que le paramètre de cisaillement dépend de la variation du déplacement longitudinal dans l'épaisseur des couches à 0° .

2.2.2.3 Détermination des contraintes longitudinales moyennes et de la contrainte de cisaillement à l'interface :

L'équilibre des forces longitudinales exercées sur un élément de la couche à 90° (figure 2.3) conduit à la relation :

$$\frac{d\bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx} = -\frac{1}{t_{90}}\tau(x) \quad (2.34)$$

En introduisant la contrainte moyenne longitudinale dans la couche à 90° définie par :

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) = \frac{1}{2t_{90}} \int_{-t_{90}}^{t_{90}} \sigma_{xx}^{90}(x, z) \cdot dz \quad (2.35)$$

Les contraintes longitudinales moyennes dans les couches à 90° et à 0° sont reliées à la contrainte longitudinale moyenne σ_c appliquée au stratifié par :

$$\alpha \bar{\sigma}_{xx}^0(x) + \bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) = (1 + \alpha)\sigma_c \quad (2.36)$$

Où α est le rapport des épaisseurs de la couche à 0° et de la couche à 90° :

$$\alpha = \frac{t_0}{t_{90}} \quad (2.37)$$

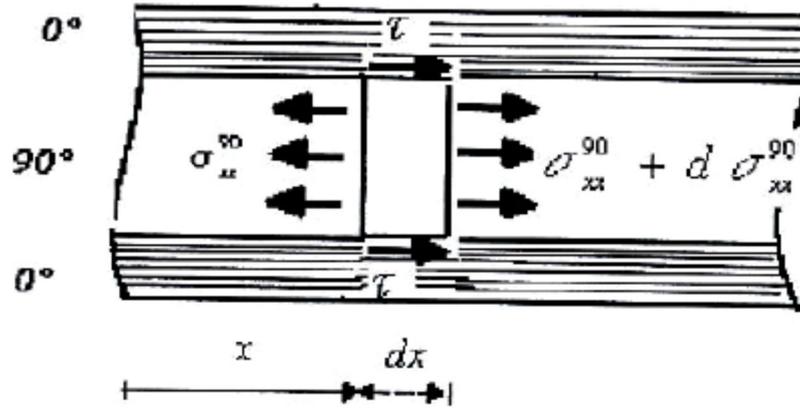


Figure 2.3 : Contraintes exercées sur un élément de la couche à 90°.

Enfin, le modèle fait l'hypothèse que les contraintes moyennes dans les couches à 0° et 90° sont liées aux déformations moyennes par les relations :

$$\bar{\sigma}_{xx}^i(x) = E_i \bar{\varepsilon}_{xx}^i \quad \text{avec} \quad \bar{\varepsilon}_{xx}^i = \frac{d\bar{u}_i}{dx} \quad i=0,90 \quad (2.38)$$

Où E_0 et E_{90} sont les modules d'Young respectivement des couches à 0° et à 90°.

En dérivant par rapport à x la relation (2.32) nous obtenons :

$$\frac{d\tau}{dx} = \frac{3G}{t_{90}} \left[\frac{d\bar{u}_0}{dx} - \frac{d\bar{u}_{90}}{dx} \right] \quad (2.39)$$

En tenant compte des expressions (2.34) et (2.38), la relation précédente devient :

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} = -\frac{3G}{t_{90}} \left[\frac{\bar{\sigma}_{xx}^0}{E_0} - \frac{\bar{\sigma}_{xx}^{90}}{E_{90}} \right] \quad (2.40)$$

Puis, en utilisant (2.36), nous obtenons :

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} = -\frac{3G}{t_{90}^2} \left(\frac{1+\alpha}{\alpha \cdot E_0} \sigma_c - \frac{\alpha \cdot E_0 + E_{90}}{\alpha \cdot E_0 + E_{90}} \bar{\sigma}_{xx}^{90} \right) \quad (2.41)$$

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} = \frac{3G(t_0 + t_{90})}{t_{90}^2 t_0 \cdot E_0 \cdot E_{90}} \left(\frac{\alpha \cdot E_0 + E_{90}}{1+\alpha} \bar{\sigma}_{xx}^{90} - E_{90} \cdot \sigma_c \right) \quad (2.42)$$

En introduisant le modèle longitudinal du stratifié non endommagé, donné par la loi des mélanges:

$$E_x^0 = \frac{\alpha.E_0 + E_{90}}{1 + \alpha} \quad (2.43)$$

La relation (2.42) peut finalement s'écrire sous la forme réduite :

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} - \lambda^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90} = -\frac{E_{90}}{E_x^0} \sigma_c \cdot \lambda^2 \quad (2.44)$$

$$\lambda^2 = \frac{3G(t_0 + t_{90})E_x^0}{t_{90}^2 t_0 E_0 E_{90}} \quad (2.45)$$

La solution de l'équation différentielle (2.44) est de la forme :

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) = A \cosh \lambda x + B \sinh \lambda x + \frac{E_{90}}{E_x^0} \sigma_c \quad (2.46)$$

La contrainte de cisaillement à l'interface entre les couches s'écrit d'après (2.34) :

$$\tau(x) = -t_{90} \lambda (A \sinh \lambda x + B \cosh \lambda x) \quad (2.47)$$

Les constantes A et B sont déterminées de manière à vérifier les conditions suivantes :

- les surfaces des fissures ne supportent aucune contrainte longitudinale :

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(l) = 0 \quad (2.48)$$

- la condition de symétrie de la contrainte de cisaillement inter laminaire :

$$\tau(0) = 0 \quad (2.49)$$

Ces conditions conduisent ainsi aux expressions de la contrainte longitudinale moyenne dans la couche à 90° et de la contrainte de cisaillement à l'interface entre les couches :

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90} = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \left(1 - \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) \quad (2.50)$$

$$\tau(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.51)$$

La contrainte longitudinale moyenne dans la couche à 0° est ensuite déduite de la relation (2.36) :

$$\bar{\sigma}_{xx}^0 = \sigma_c \frac{E_0}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \right) \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.52)$$

Les expressions (2.50), (2.51) et (2.52) introduisent le rapport géométrique de fissuration :

$$a = \frac{l}{t_{90}} \quad (2.53)$$

Et le paramètre de transfert de charge :

$$\eta^2 = \lambda^2 t_{90}^2 = 3 \left(1 + \frac{1}{\alpha} \right) \frac{G E_x^0}{E_0 E_{90}} \quad (2.54)$$

2.2.2.4 Détermination du champ des déplacements et du champ des contraintes :

La comparaison des équations (2.31) et (2.51) nous permet de trouver l'expression de la fonction $A_{90}(x)$:

$$A_{90}(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^0 t_{90}} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.55)$$

Puis la relation (2.28) nous donne la fonction $A_0(x)$:

$$A_0(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{G_{xz}^0 f(t_{90})} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.56)$$

En reportant ces expressions dans les expressions (2.6) et (2.7) puis (2.17) et (2.18) nous obtenons les déplacements longitudinaux et les contraintes de cisaillement transverse dans les couches à 0° et à 90° :

$$u_0(x, z) = \bar{u}_0(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{G_{xz}^0 \hat{f}(t_{90})} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} f(z) \quad (2.57)$$

$$u_{90}(x, z) = \bar{u}_{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^0 t_{90}} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - \frac{t_{90}^2}{3} \right) \quad (2.58)$$

$$\sigma_{xz}^0(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{\hat{f}(z)}{\hat{f}(t_{90})} \quad (2.59)$$

$$\sigma_{xz}^{90}(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{z}{t_{90}} \quad (2.60)$$

Les contraintes longitudinales dans les couches à 0° peuvent être ensuite évaluées à partir de la relation contrainte-déformation :

$$\sigma_{xz}^i(x, z) = E_i \frac{\partial u_i}{\partial x} \quad i = 0, 90 \quad (2.61)$$

Ce qui nous donne :

$$\sigma_{xx}^0(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^0(x) + \sigma_c \frac{E_0 E_{90}}{E_x^0 G_{xz}^0 t_{90} \hat{f}(t_{90})} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} f(z) \quad (2.62)$$

$$\sigma_{xx}^{90}(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}^2}{2E_x^0 G_{xz}^{90}} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{z^2}{t_{90}^2} - \frac{1}{3} \right) \quad (2.63)$$

2.2.2.5 Estimation du déplacement longitudinal dans les couches à 0° :

L'analyse parabolique complète fait l'hypothèse d'une variation parabolique du déplacement longitudinal à travers l'épaisseur de la couche à 90° et à travers l'épaisseur de la couche à 0° , alors que les analyses initiales telle l'analyse de STEIF [21] considère un

déplacement longitudinal parabolique à travers l'épaisseur de la couche à 90° et constant à travers l'épaisseur de la couche à 0° . Dans le cas d'une analyse parabolique complète, la fonction $f(z)$ est écrite sous la forme [79-80] :

$$f(z) = z^2 + Bz + C \quad (2.64)$$

En tenant compte des conditions (2.10) et (2.27), la fonction $f(z)$ s'écrit de la façon suivante :

$$f(z) = z^2 - 2(t_0 + t_{90})z + \frac{2}{3}t_0^2 + 2t_0t_{90} + t_{90}^2 \quad (2.65)$$

Le paramètre de cisaillement (2.33) est alors donné par :

$$G = \frac{G_{xz}^{90}}{1 + \alpha \frac{G_{xz}^{90}}{G_{xz}^0}} \quad (2.66)$$

Où α est le rapport des épaisseurs de couches, introduit en (2.37).

L'introduction des expressions précédentes dans les relations (2.57) à (2.63), conduit aux expressions des déplacements longitudinaux et des contraintes :

$$u_0(x, z) = \bar{u}_0(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^0 t_0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - 2(t_0 + t_{90})z + \frac{2}{3}t_0^2 + 2t_0t_{90} + t_{90}^2 \right) \quad (2.67)$$

$$u_{90}(x, z) = \bar{u}_{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^0 t_{90}} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - \frac{t_{90}^2}{3} \right) \quad (2.68)$$

$$\bar{\sigma}_{xx}^0 = \sigma_c \frac{E_0}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) \quad (2.69)$$

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90} = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \left(1 - \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) \quad (2.70)$$

$$\sigma_{xx}^0(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^0(x) + \sigma_c \frac{E_0 E_{90}}{E_x^0 G_{xz}^0} \frac{1}{2t_0 t_{90}} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - 2(t_0 + t_{90})z + \frac{2}{3}t_0^2 + 2t_0 t_{90} + t_{90}^2 \right) \quad (2.71)$$

$$\sigma_{xx}^{90}(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}^2}{2E_x^0 G_{xz}^{90}} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{z^2}{t_{90}^2} - \frac{1}{3} \right) \quad (2.72)$$

$$\sigma_{xz}^0(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{2z - 2(t_0 + t_{90})}{2t_0} \right) \quad (2.73)$$

$$\sigma_{xz}^{90}(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{z}{t_{90}} \quad (2.74)$$

$$\tau(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.75)$$

2.2.2.6 Equation de réduction du module de Young :

Nous considérons un stratifié croisé symétrique de type $[0_m/90_n]_s$, soumis à une traction uni axiale σ_c suivant l'axe x. Ce chargement provoque l'apparition puis la multiplication des fissures dans la couche à 90° (voir figure 2.4). On suppose que toutes les fissures s'étendent dans toute la largeur de l'éprouvette, et qu'elles sont uniformément réparties le long de l'axe de traction (même espacement entre fissures consécutives). [77]

Ainsi le stratifié endommagé est un empilement de cellules élémentaires suivant l'axe x.

Chaque cellule est limitée par les plans de deux fissures consécutives et les bords libres des couches longitudinales. La géométrie de la cellule est caractérisée par les épaisseurs des deux couches et l'espacement entre fissures.

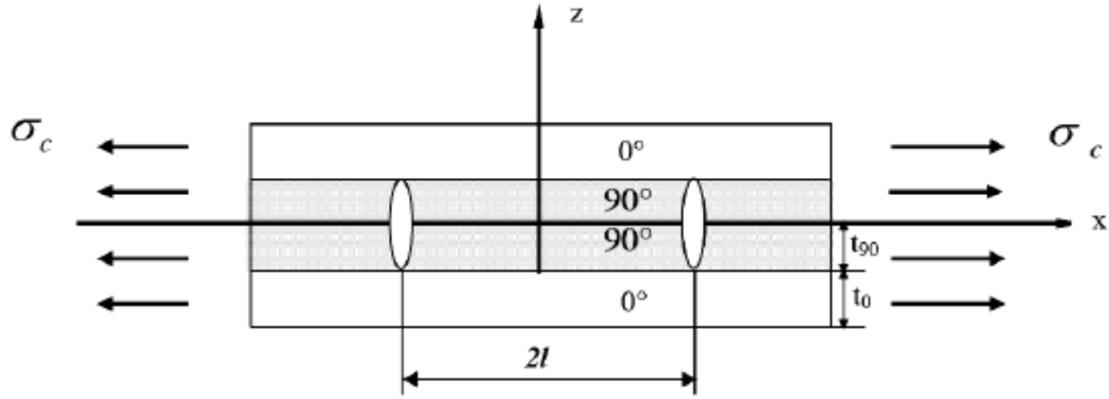


Figure 2.4 : Cellule élémentaire et fissuration transverse.

La déformation longitudinale moyenne est donnée par :

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_c &\approx \bar{\varepsilon}_{xx}^0 = \frac{1}{l} \int_0^l \frac{\bar{\sigma}_{xx}^0}{E_0} dx \\
 &= \frac{1}{l} \int_0^l \sigma_c \frac{1}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) dx \\
 &= \sigma_c \frac{1}{E_x^0} + \sigma_c \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0 E_x^0} \frac{1}{\eta a} \tanh \eta a \quad (2.76)
 \end{aligned}$$

Nous avons également la relation suivante :

$$\sigma_c = E_x \varepsilon_c \quad (2.77)$$

D'où le modèle longitudinal du stratifié endommagé (fissuré) est donné par :

$$\begin{aligned}
 E_x &= \frac{\sigma_c}{\varepsilon_c} \\
 &= \frac{1}{\frac{1}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0 E_x^0} \frac{1}{\eta a} \tanh \eta a} \quad (2.78)
 \end{aligned}$$

La densité de fissure transversale est donnée par :

$$\rho = \frac{1}{2l} \quad (2.79)$$

D'où :

$$l = \frac{1}{2\rho} \quad (2.80)$$

En remplaçant (2.80) dans (2.53) on obtient :

$$a = \frac{1}{2\rho t_{90}} \quad (2.81)$$

En introduisant (2.81) dans (2.78) nous obtenons l'expression suivante :

$$E_x = \frac{1}{\frac{1}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0 E_x^0} \frac{2\rho t_{90}}{\eta} \tanh \eta \frac{1}{2\rho t_{90}}} \quad (2.82)$$

Le modèle Shear-Lag parabolique donne l'expression de la rigidité pour un stratifié fissuré sous la forme :

$$\frac{E_x}{E_x^0} = \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{2\rho t_{90}}{\eta} \tanh \eta \frac{1}{2\rho t_{90}} \right)^{-1} \quad (2.83)$$

2.2.3 Modèle parabolique de diffusion de cisaillement (Shear-Lag) contenant des fissurations transverse avec délaminage :

Dans le même stratifié cité précédemment, lorsque la charge uni axiale est augmentée, le nombre de fissures croît jusqu'à atteindre un état de saturation de la fissuration. Les fissures transverses créent en pointes de fissures, entre les couches orientées à 90° et à 0°, des concentrations de contraintes qui conduisent à l'apparition et la propagation du délaminage à l'interface entre les couches.

Un modèle analytique d'un stratifié endommagé par des fissurations transverses avec délaminage est représenté dans la figure (2.5) :

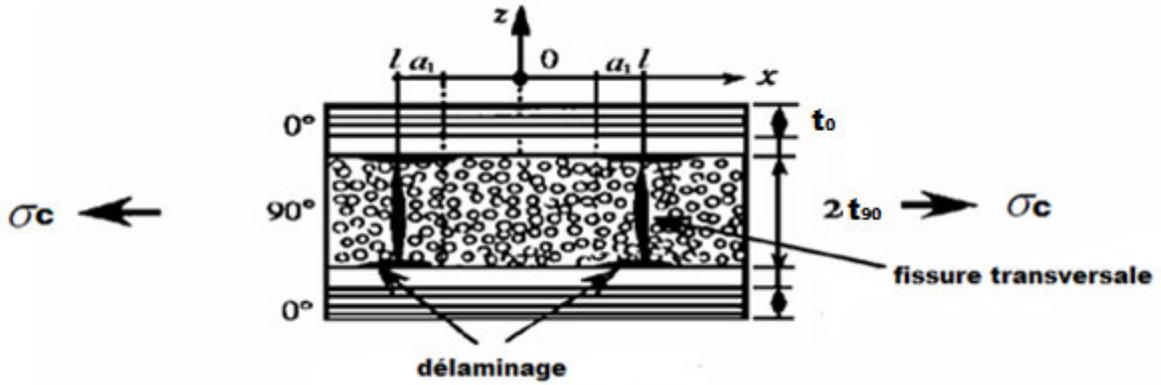


Figure 2.5 : Modèle analytique d'un stratifié avec fissurations transverses et délaminage.

2.2.3.1 Equation de réduction de rigidité :

Comme la déformation longitudinale n'est pas la même dans le champ délaminé et le champ non-délaminé, on prend la déformation longitudinale moyenne comme suit [81] :

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_c &\approx \bar{\varepsilon}_{xx}^0 = \frac{1}{l} \int_0^l \frac{\bar{\sigma}_{xx}^0}{E_0} dx \\
 &= \frac{1}{l} \int_{l-a_1}^l \frac{t_0+t_{90}}{E_0 t_0} \sigma_c dx + \frac{1}{l} \int_0^{l-a_1} \sigma_c \frac{1}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) dx \\
 &= \frac{a_1}{l} \frac{t_0+t_{90}}{E_0 t_0} \sigma_c + \frac{l-a_1}{l} \frac{\sigma_c}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0 E_x^0 \cosh(\eta a)} \frac{\sigma_c}{\eta a} \sinh \eta a \left(1 - \frac{a_1}{l} \right) \quad (2.84)
 \end{aligned}$$

On définit N comme étant le taux de propagation du délaminage, a_1 est moitié de la longueur du délaminage.

$$a_1 = Nl \quad (2.85)$$

En combinant les expressions (2.77), (2.80), (2.84) et (2.85), on obtient l'équation de réduction de rigidité suivante :

$$\frac{E_x}{E_x^0} = \left\{ E_x^0 \left(N \frac{t_0 + t_{90}}{E_0 t_0} + \frac{1-N}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90} \left[\frac{2\rho}{N\eta} \sinh\left(\frac{(1-N)\eta}{2\rho}\right) \right]}{t_0 E_0 E_x^0 \cosh\left(\frac{N\eta}{2\rho}\right)} \right) \right\}^{-1} \quad (2.86)$$

CHAPITRE 3

SIMULATION ET RÉSULTATS DES STRATIFIÉS FISSURÉS ET DELAMINES AVEC CHARGEMENT MÉCANIQUE

3.1 Introduction :

Dans cette partie nous nous intéressons à l'évaluation quantitative du comportement mécanique d'un stratifié $[\theta_m/90_n]_s$ endommagé par fissuration transverse avec délaminage sous sollicitation. Pour cela il est nécessaire de connaître l'évolution du module de Young, module de cisaillement et coefficient de Poisson. Or nous nous intéressons à la fissuration et délaminage des stratifiés croisés et non croisés.

Une étude du module de Young longitudinal en fonction de la densité des fissures transverses pour le modèle cité précédemment dans le cas des stratifiés croisés et non croisés et une représentation comparative entre ce modèle avec l'expérimental seront établies.

La méthode de diffusion de cisaillement semble la plus adéquate pour représenter le comportement mécanique d'un stratifié croisé et non croisé.

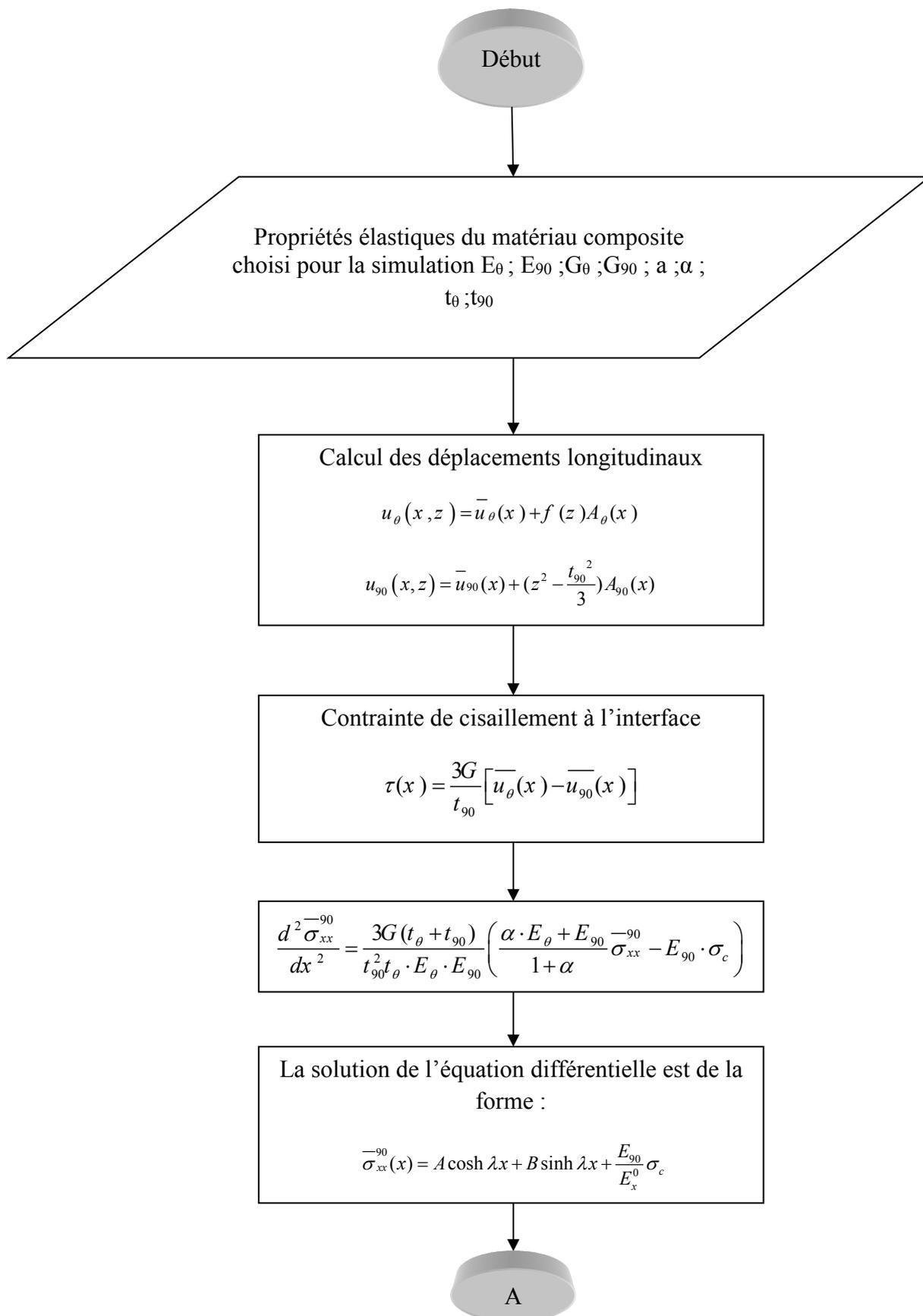
Les résultats obtenus par simulation analytique et numérique du comportement mécanique d'un composite fissuré avec délaminage et sous sollicitation sont représentés. Le code MAPLE est utilisé pour la simulation numérique.

Finalement, une conclusion est faite sur le comportement du matériau composite croisé et non croisé, en fonction de la densité de fissuration et sous l'effet d'une traction uni axiale.

3.2 Organigramme :

Pour représenter le comportement du matériau composite fissuré avec délaminage soumis à une traction uni axiale, on a élaboré le programme **AEROSHEAR** en se basant sur le modèle

parabolique de diffusion de cisaillement (Shear-Lag) cité précédemment. Notre programme est décrit à travers l'organigramme présenté ci-dessous :



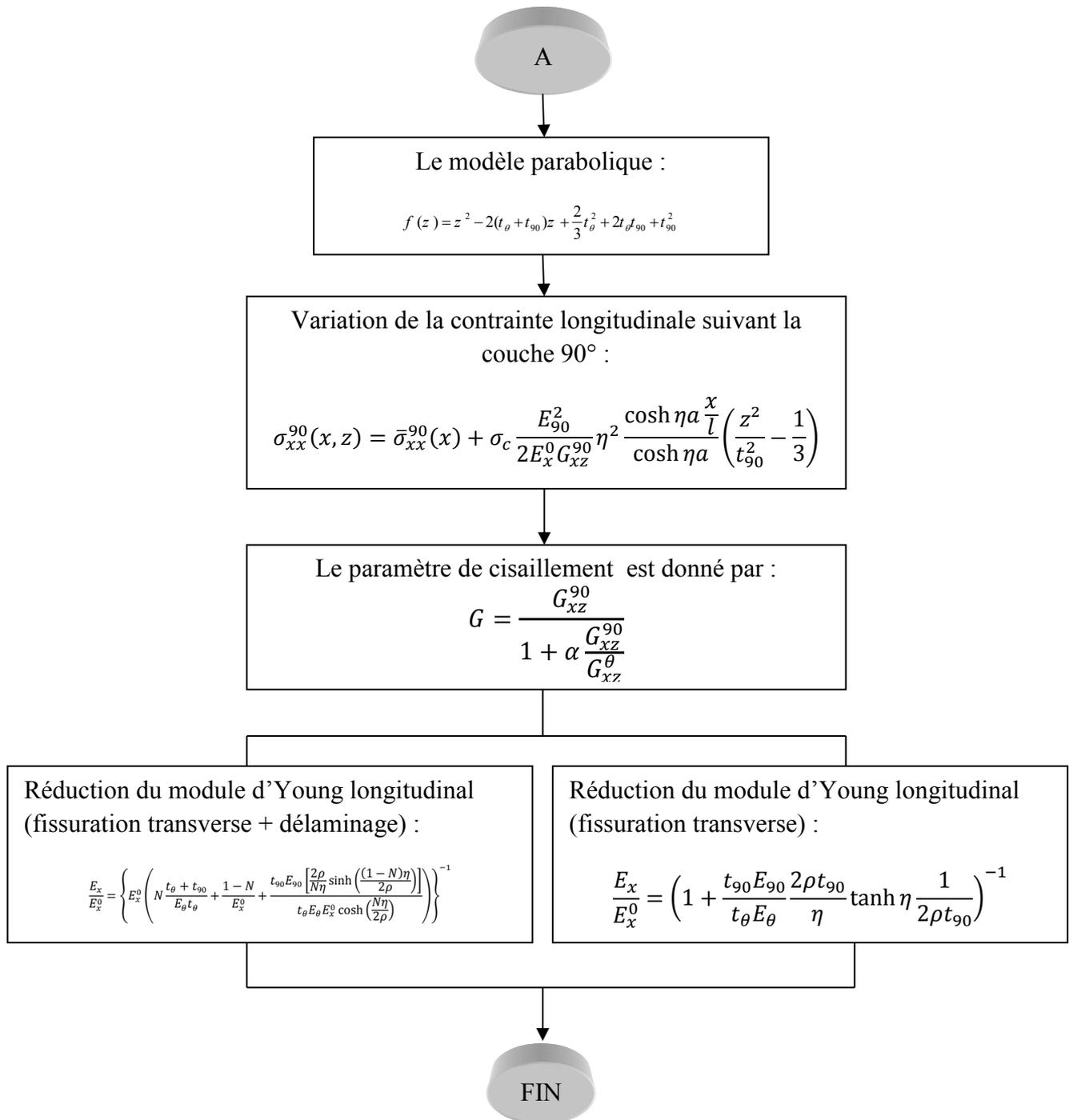


Figure 3.1 : Organigramme du AEROSHEAR.

Remarque :

Pour la modélisation de la fissuration transverse avec ou sans délaminage dans le cas d'un stratifié croisé ou non croisé, les équations sont exactement les mêmes, il suffit juste de remplacer dans les formules l'indice 0 par l'indice θ , ainsi on introduit E_θ et G_{xz}^θ à la place de E_0 et G_{xz}^0 tel que:

$$E_\theta = \frac{1}{\frac{1}{E_l} \cos^4 \theta + \frac{1}{E_t} \sin^4 \theta + \left(\frac{1}{G_{lt}} - 2 \frac{\nu_{lt}}{E_l} \right) \sin^2 \theta \cos^2 \theta} \quad (3.1)$$

$$G_{xz}^\theta = \frac{1}{2 \left(\frac{2}{E_l} + \frac{2}{E_t} + 4 \frac{\nu_{lt}}{E_l} - \frac{1}{G_{lt}} \right) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + \frac{1}{G_{lt}} \sin^4 \theta \cos^4 \theta} \quad (3.2)$$

3.3 Etude de la réduction du module d'Young longitudinal pour un stratifié croisé (0/90_n/0) :

3.3.1 Procédure expérimentale :

Trois différentes séquences d'empilement d'un stratifié croisé, (0/90_n/0), où n= 4, 8 et 12, ont été employés pour un CFRP durci, le T800H/3631, systèmes composite conventionnel fourni par Toray Inc. La taille du spécimen était de 100 mm de long et de 3 mm de large [30]. L'épaisseur de chaque pli était approximativement 0.132 mm. La fraction volumique des fibres était environ 0.6. T800H sont des fibres de carbone à haute résistance, elle se caractérise aussi par un module, une rigidité et une contrainte de rupture élevées. Le système de résine 3631 est un système époxyde modifié avec une rigidité améliorée. Des tablettes de GRP ont été collées sur le spécimen, qui ont eu comme conséquence une longueur de mesure de spécimen de 30 millimètres. Le spécimen a été stocké dans un dessiccateur pour faire les essais dans des conditions de teneur en eau moins de 1 wt% (milieu sec).

Des essais de tension charge/décharge ont été effectués à température ambiante (20°C) et à 80°C [82]. La technique de reproduction (replica) a été également utilisée pour l'observation du procédé d'endommagement. Cette technique consiste à reproduire sur un film d'acétate de cellulose la surface polie du bord du spécimen avec du méthyle acétate comme solvant.

L'avantage le plus important de cette technique est que l'état d'endommagement d'un grand secteur à chaque niveau de chargement peut être préservé après un essai.

Les cycles de la procédure charge/décharge ont été répétés plusieurs fois avec enregistrement continu des courbes contrainte/déformation, c'est à partir de la combinaison de ces dernières avec l'observation par la technique de reproduction que la réduction du module d'Young est déduite.

3.3.2 Les propriétés du matériau choisi :

Le matériau composite choisi pour la simulation numérique, le composite carbone époxyde T800H/3631 a les propriétés élastiques suivantes :

$E_0(\text{GPa}) = (\text{R.T}) 152.2$ (80°) 144.2	$E_{90}(\text{GPa}) = (\text{R.T}) 9.57$ (80°) 8.09	$G_{xz}^0(\text{GPa}) = (\text{R.T}) 4.5$ (80°) 4.26	$G_{xz}^0(\text{GPa}) = (\text{R.T}) 3.21$ (80°) 2.75
$\nu_{xz} = 0.349$	$\nu_{yz} = 0.49$		

Tableau 3.1 : Propriétés élastiques du matériau T800H/3631.

3.3.3 Résultats :

Les figures (3.2) et (3.3) montrent la réduction du module d'Young comme fonction de la densité de fissuration transverse déduite de la combinaison des tests charge/décharge avec la technique d'observation par reproduction (replica) appliqués au stratifié T800H/3631 à la température ambiante et à 80°C, respectivement.

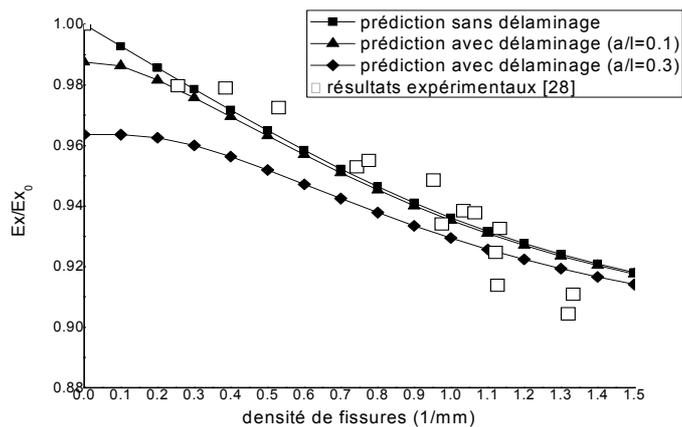
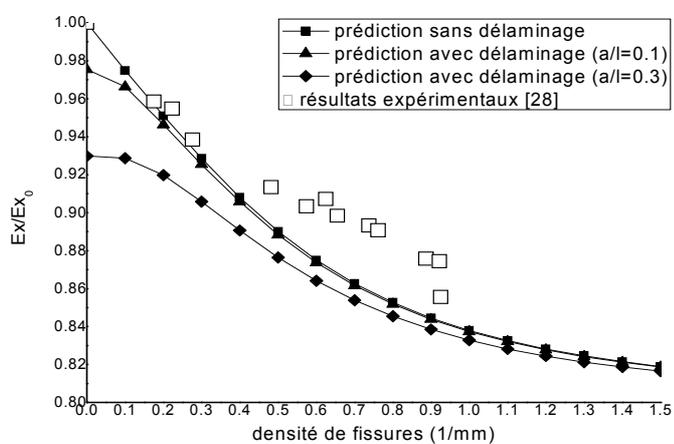
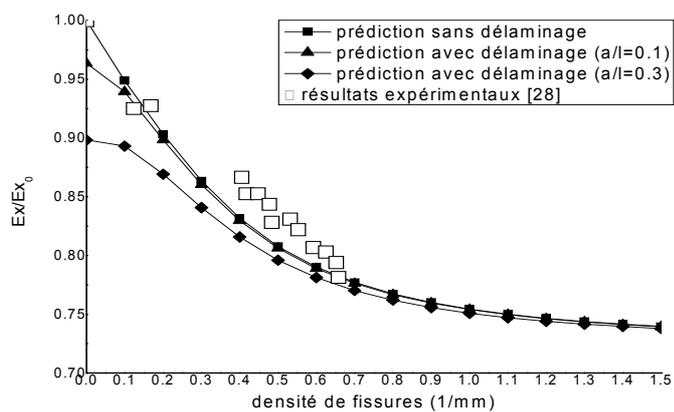
(a) $n=4$ (b) $n=8$ (c) $n=12$

Figure 3.2 : La réduction du module d'Young en fonction de la densité de fissuration transverse pour T800H/3631 (0/90_n/0) à température ambiante (20°C) :

(a) $n=4$; (b) $n=8$; (c) $n=12$

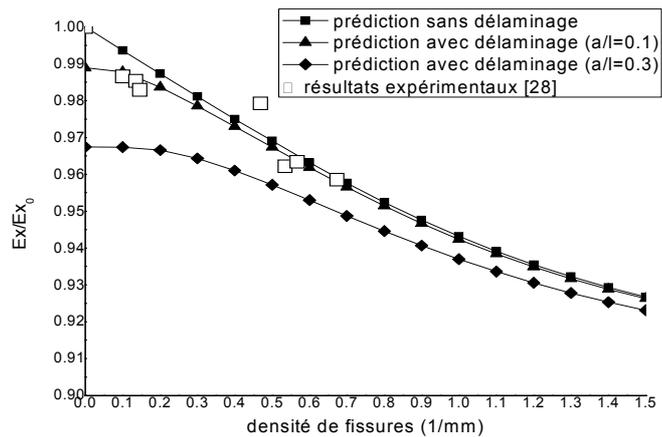
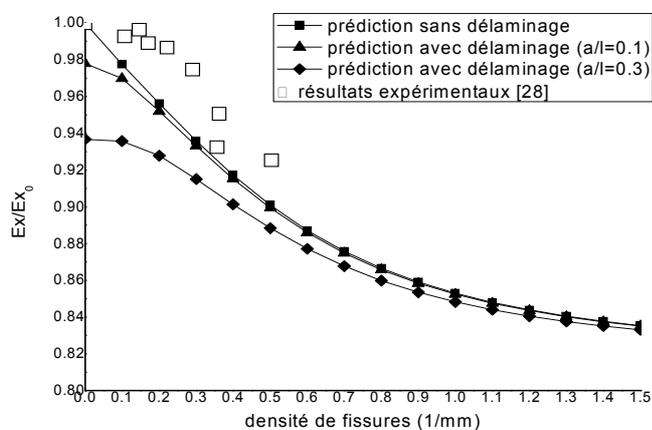
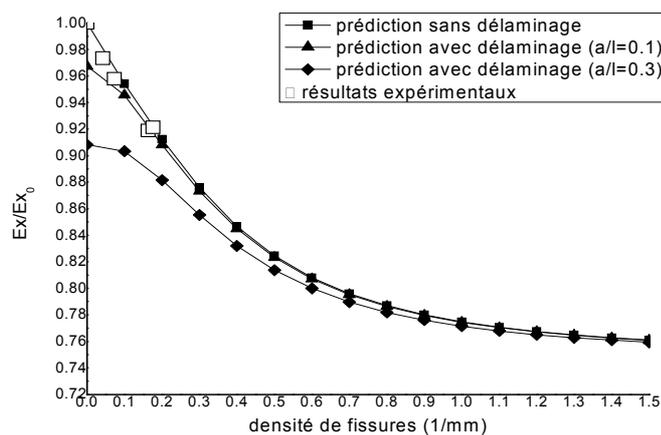
(a) (0/90₄/0)(b) (0/90₈/0)(c) (0/90₁₂/0)

Figure 3.3 : La réduction du module d'Young en fonction de la densité de fissuration transverse pour T800H/3631 (0/90_n/0) à 80°C :

(a) n=4 ; (b) n=8 ; (c) n=12

3.3.4 Discussion :

Dans cette section, la prédiction de la réduction du module d'Young est comparée avec les résultats expérimentaux [28]. En utilisant les équations (2.71), (2.78), le module d'Young peut être prédit pour le stratifié croisé avec fissurations transverses uniquement. Pour les stratifiés avec délaminage en bout de fissures transverses, les équations (2.79), (2.81) sont utilisées. Les figures (3.2) et (3.3) montrent une comparaison avec les données expérimentales [28] à la température ambiante et à 80°C. Les propriétés du matériau utilisées dans le calcul sont données par le tableau (3.1).

Pour les stratifiés (0/90₄/0) et (0/90₈/0), où le délaminage augmente moins extensivement que dans (0/90₁₂/0), les prévisions sont montrées pour les stratifiés avec fissurations transverses uniquement et avec délaminage ($\frac{a}{l} = 0.1$). Les prévisions pour les stratifiés avec seulement des fissures transversales semblent être précises pour (0/90₄/0) à de faibles densités de fissures. Mais pour (0/90₄/0) et (0/90₈/0) à des densités de fissures plus importantes, une prévision pour stratifiés avec fissuration transverse uniquement est inadéquate et la considération du délaminage devient nécessaire. Pour un stratifié (0/90₁₂/0) où le délaminage augmente jusqu'à des valeurs importantes, les prévisions sont valables uniquement avec les fissurations transverses et le délaminage ($\frac{a}{l} = 0.1$ et $\frac{a}{l} = 0.3$). Pour ces stratifiés, l'analyse par diffusion de cisaillement Shear-Lag avec fissuration transverses uniquement n'est plus un outil utile pour prédire la réduction du module d'Young. Pour les stratifiés où le délaminage évolue d'une manière considérable une extension de l'analyse Shear-Lag s'avère être importante pour la compréhension de la dégradation des propriétés du matériau dans le procédé d'endommagement. L'observation simultanée des fissures transverses et délaminage est nécessaire pour une prévision meilleure de la réduction du module d'Young. En d'autres termes l'analyse de la réduction du module d'Young en incluant les effets de délaminage est nécessaire pour un stratifié qui contient un nombre important de couches à 90° par rapport aux couches à 0°. En outre, les prévisions considérant la croissance de dommages ont montré un excellent accord avec les résultats expérimentaux [28].

3.4 Etude de la réduction du module d'Young longitudinal pour un stratifié $[0_m/90_n]_s$:

Pour mettre en évidence la perte de rigidité causée par fissuration transverse et délaminage, on a étudié la variation du module de Young longitudinal en fonction de la densité des fissures transverses, pour le modèle de diffusion de cisaillement parabolique. Nos résultats représentés dans les figures (3.4), (3.5), (3.6) et (3.7) sont comparés avec les résultats expérimentaux publiés par Joffe [83].

3.4.1 Choix du matériau :

La simulation numérique est effectuée pour le composite GF/EP verre /époxy [83] dont les propriétés élastiques sont :

$E_L = 44.73 \text{ GPa}$	$E_T = 12.76 \text{ GPa}$	$G_{LT} = 5.8 \text{ GPa}$	$G_{TT} = 4.49 \text{ GPa}$
$\nu_{LT} = 0.297$	$\nu_{TT} = 0.42$	Epaisseur de chaque couche de 0.144mm.	

Tableau 3.2 : Propriétés élastiques du matériau GF/EP.

3.4.2 Résultats :

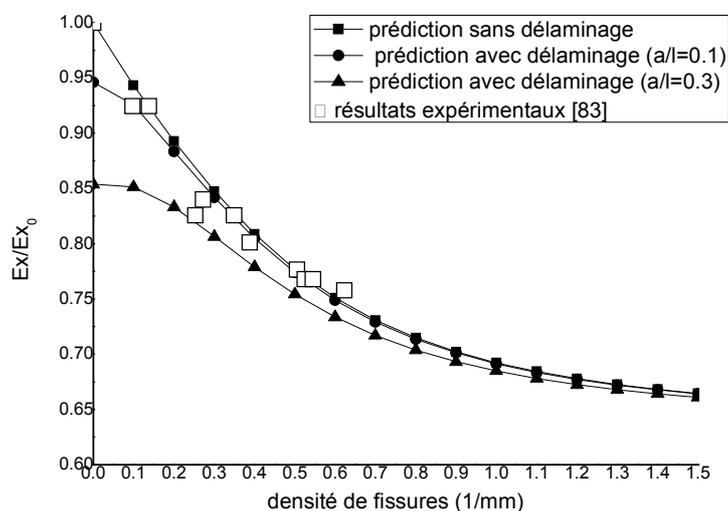


Figure 3.4 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP $[0_2/90_4]_s$.

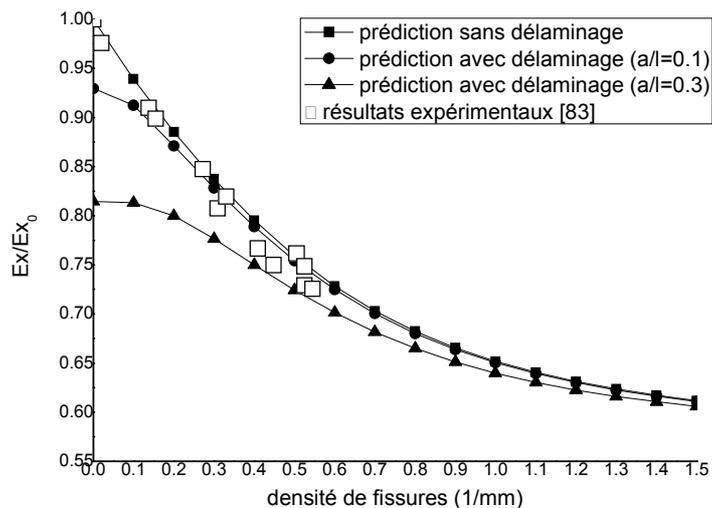


Figure 3.5 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP [$\pm 15/90_4$]_s.

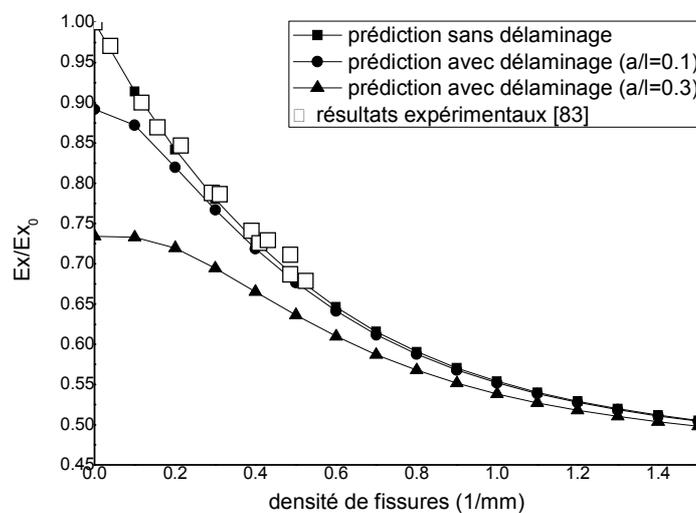


Figure 3.6 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP [$\pm 30/90_4$]_s.

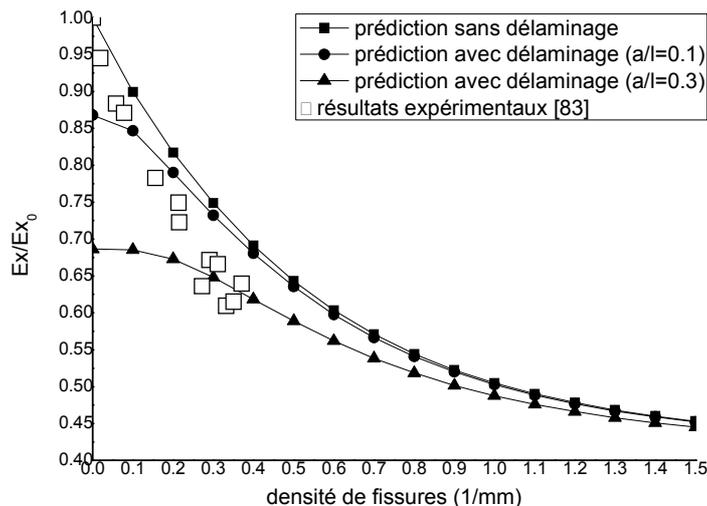


Figure 3.7 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissurations pour le stratifié GF/EP $[\pm 40/90_4]_s$.

3.4.3 Discussion :

La réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissurations pour un stratifié GF/EP verre /époxy $[\theta_m/90_n]_s$ est représentée dans les figures (3.4 au 3.7) et comparé avec l'expérimental publié par Joffe [83].

Pour un stratifié croisé $[0_2/90_4]_s$ le modèle diffusion de cisaillement parabolique avec fissuration transverse uniquement, sans délaminage donne des résultats (Fig. 3.4) assez proche de l'expérimental [83], par contre le modèle avec délaminage est un peu loin. Les mêmes résultats ont été remarqué pour $[\pm 15/90_4]_s$ (Fig. 3.5) et $[\pm 30/90_4]_s$ (Fig. 3.6). Cependant Le modèle sans délaminage donne des résultats (Fig. 3.4, 3.5 et 3.6) présentant un écart à partir d'une densité de fissures supérieure à 0.4 mm^{-1} à peu près par rapport aux résultats expérimentaux car à partir de cette densité le modèle sans délaminage n'est plus adéquat.

Par contre pour le cas d'un stratifié $[\pm 40/90_4]_s$ (Fig. 3.7) on remarque que seul le modèle prenant en compte l'interaction de la fissuration transverse avec le délaminage présente des résultats plus proches à l'expérimental [83]. En effet, en augmentant le θ c'est comme si on augmentait le nombre de couches à 90° ce qui veut dire que le matériau devient plus fragile ce qui engendre une augmentation de la densité de fissure. Comme résultat à cette augmentation, le délaminage commence à ce développer en bout de fissure, c'est pour cela qu'à partir d'un

certain angle θ et d'une certaine densité de fissure le modèle sans délaminage n'est plus valable pour l'étude du comportement du stratifié et l'introduction de ce dernier se voie nécessaire.

3.5 Comparaison de la réduction de la rigidité longitudinale pour différents angles θ dans le stratifié $[\theta_m/90_n]_s$:

Dans cette partie et pour le même stratifié cité dans le paragraphe précédent GF/EP verre /époxy $[\theta_m/90_n]_s$, nous allons comparer la variation du module de Young longitudinal en fonction de la densité des fissures transverses pour quatre valeurs différentes de l' angle de fibre θ ($0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 40^\circ$) dans la couche non fissurée pour trois modèles paraboliques de diffusion de cisaillement différents (Fig. 3.8, 3.9, 3.10) :

- Sans délaminage.
- Avec délaminage ($a/l=0.1$).
- Avec délaminage ($a/l=0.3$).

3.5.1 Résultats :

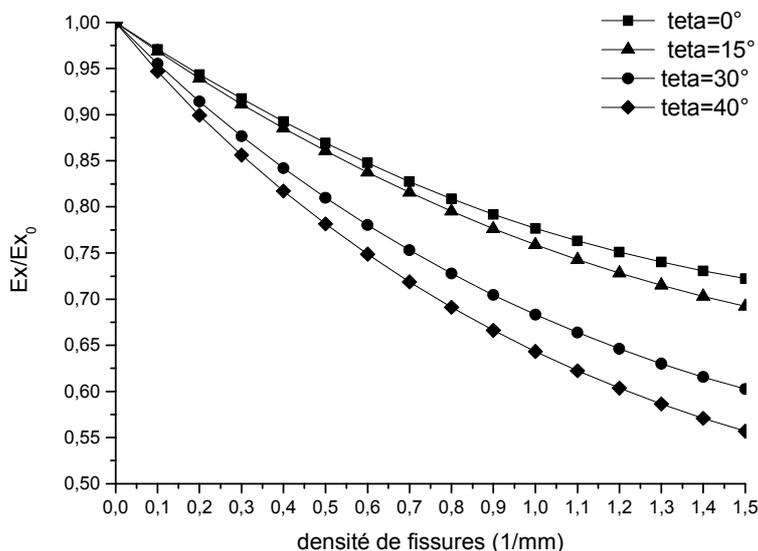


Figure 3.8 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différents angle θ (hors fissure) pour le stratifié GF/EP $[\theta_2/90_4]_s$ fissuré sans délaminage.

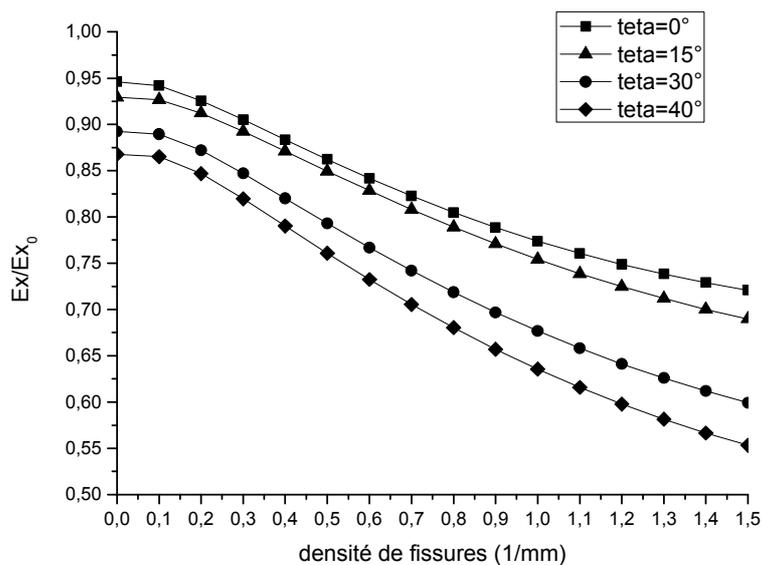


Figure 3.9 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différents angle θ (hors fissure) pour le stratifié GF/EP $[\theta_2/90_4]_s$ fissuré avec délaminage ($\frac{a}{l} = 0.1$).

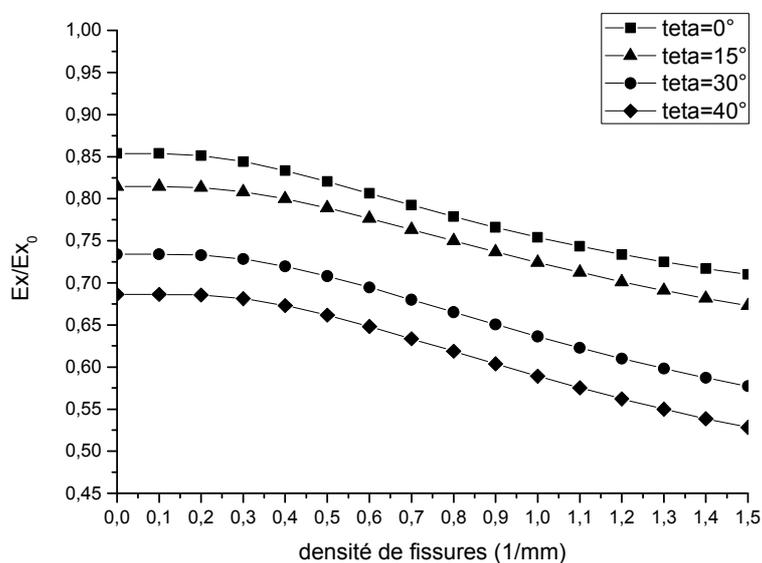


Figure 3.10 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différents angle θ (hors fissure) pour le stratifié GF/EP $[\theta_2/90_4]_s$ fissuré avec délaminage ($\frac{a}{l} = 0.3$).

3.5.2 Discussion :

La réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différents angles θ (hors fissure) pour le stratifié $[\theta_2/90_4]_s$ avec fissurations transverses sans délaminage est représenté dans la figure (3.8) ou on note une réduction plus importante avec l'augmentation de l'angle de fibre θ (hors fissure) et de la densité de fissuration car par exemple pour un angle $\theta=0^\circ$ le taux de réduction est de 27,5% tandis que pour un angle de 15° , 30° , à 40° il augmente jusqu'à 42.5%. La même influence est clairement représentée dans les figures (3.9) et (3.10) pour le cas d'une réduction de la rigidité en fonction d'angles de fibre θ (hors fissuration) en introduisant le délaminage avec des taux de propagation différents $\frac{a}{l} = 0.1$ et 0.3 respectivement. En effet, la fragilité du matériau augmente en augmentant le θ (\approx augmentation du nombre de couches à 90°), fibres désorientées par rapport à la direction de sollicitation, ce qui engendre l'apparition de fissures dans ces couches également, donc la densité de fissure augmente, par conséquent le délaminage aussi ce qui entraîne la détérioration des propriétés du matériau donc une réduction plus importante du module d'Young longitudinal.

3.6 Conclusions :

Un modèle analytique basé sur la diffusion du cisaillement (parabolique), a été utilisé pour mettre en évidence l'influence de la fissuration transversale et le délaminage sur la réduction des propriétés mécaniques des stratifiés.

Une réduction du module de Young longitudinal, caractérise le comportement du matériau composite croisé et non croisé, soumis à des sollicitations en fonction de la densité de fissurations avec la variation de différents paramètres comme le rapport d'épaisseur, et l'angle d'orientation des fibres pour les couches non fissurées.

La comparaison entre les prévisions de la réduction du module de Young et les résultats expérimentaux ont montré l'intérêt de l'analyse décrite dans notre étude qui prend en considération le délaminage surtout dans le cas des stratifiés où il se développe extensivement.

Il s'est avéré important de comprendre l'interaction des fissures transversales et du délaminage afin de prévoir la réduction du module de Young induit par le développement de l'endommagement.

CHAPITRE 4

SIMULATION ET RÉSULTATS DES STRATIFIÉS FISSURÉS ET DELAMINES AVEC CHARGEMENT MÉCANIQUE ET CONDITIONS HYGROTHERMIQUE

4.1 Introduction :

Dans ce chapitre nous nous intéressons à l'influence couplée du vieillissement hygrothermique et de l'endommagement par fissuration transverse et délaminage sur le comportement mécanique d'un matériau composite croisé et non croisé soumis à une traction uni axiale. Les effets de paramètres tels que le volume des fibres ainsi que le rapport d'épaisseur sont pris en considération dans l'analyse afin d'établir un lien entre le changement des conditions hygrothermiques et l'évolution de la rigidité en fonction de la densité de fissures.

Nous représenterons l'influence de la température et l'humidité sur le module de Young longitudinal dans les stratifiés $[\theta/90_n]_s$.

Une comparaison des évolutions du module d'Young longitudinal avec l'influence hygrothermique pour différents angles d'orientation des fibres dans les couches non fissurées θ , sera établie.

Notre approche pour résoudre le problème reste évidemment la simulation numérique par code MAPLE. Le modèle qui nous permettra d'introduire le vieillissement et son évolution sur ces propriétés est le modèle de Tsai [17], qui tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité. Dans ce chapitre nous désignerons le modèle de Tsai par « Tsai simplifié », car la concentration utilisée dans le modèle n'est pas fonction du temps.

4.2 Modélisation du vieillissement hygrothermique :

4.2.1 Caractérisation du matériau :

Un matériau est caractérisé principalement par ses modules mécaniques qui peuvent être déterminés expérimentalement. Par exemple plusieurs essais de traction sont nécessaires pour déterminer les différents modules d'élasticité du pli élémentaire d'un composite à fibres continues. Le module d'Young ou module d'élasticité longitudinal et le coefficient de Poisson sont mesurés par un essai de traction monotone sur un unidirectionnel pour un empilement à 0°. Le module d'élasticité transversal est mesuré par un essai de traction monotone sur un unidirectionnel pour un empilement à 90°. Enfin le module de cisaillement est mesuré par un essai de traction monotone sur un unidirectionnel pour un empilement à 45°[84].

Nous allons devoir choisir les modèles des différents modules qui nous permettront de faire la caractérisation de notre matériau. Le module de Young longitudinal et le coefficient de Poisson sont pris d'après les modèles correspondant à ceux issus de la loi des mélanges. Le module de Young transversal et le coefficient de Poisson, sont pris selon le modèle correspondant à celui de la loi des mélanges modifiée par Hahn décrit en référence [17]. Ce modèle a également été adopté dans les travaux de Sereir et autres [85].

Soit ci-dessous le choix du modèle semi-empirique pour l'évaluation des propriétés du composite en fonction des volumes des fibres [86].

4.2.2 Le module de Young dans la direction des fibres :

$$E_x = E_m \cdot V_m + E_{fx} \cdot V_f \quad (4.1)$$

$$V_m + V_f = 1 \quad (4.2)$$

D'où :

$$E_x = E_m \cdot (1 - V_f) + E_{fx} \cdot V_f \quad (4.3)$$

4.2.3 Le module de Young transversal :

$$E_y = \frac{1+0.516\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{\frac{1}{E_{fy}} + \frac{0.516\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{E_m}} \quad (4.4)$$

$$E_y = \frac{1+0.516\left(\frac{1-V_f}{V_f}\right)}{\frac{1}{E_{fy}} + \frac{0.516\left(\frac{1-V_f}{V_f}\right)}{E_m}} \quad (4.5)$$

4.2.4 Le module de cisaillement longitudinal :

De même la relation micromécanique modifiée par Hahn [17] pour le graphite époxy T300/5208 du module de Young transversal est :

$$G_{xy} = \frac{1+0.316\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{\frac{1}{G_{fx}} + \frac{0.316\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{G_m}} \quad (4.6)$$

$$G_{xy} = \frac{1+0.316\left(\frac{1-V_f}{V_f}\right)}{\frac{1}{G_{fx}} + \frac{0.316\left(\frac{1-V_f}{V_f}\right)}{G_m}} \quad (4.7)$$

Avec :

$$G_m = \frac{E_m}{2(1+\nu_m)} \quad (4.8)$$

4.2.5 Le module de cisaillement transversal :

$$G_{yx} = 0.5 \cdot G_{xy} \quad (4.9)$$

4.2.6 Le coefficient de Poisson :

$$\nu_{xy} = \nu_m \cdot V_m + \nu_{fx} \cdot V_f \quad (4.10)$$

$$\nu_{xy} = \nu_m \cdot (1 - V_f) + \nu_{fx} \cdot V_f \quad (4.11)$$

La comparaison des valeurs des modules obtenues par ces modèles avec ceux donnés par Tsai [17], donne d'excellents résultats voir tableau 4.3.

4.3 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau et le modèle de Tsai :

Cette partie est fondamentale dans notre recherche. En effet le but à travers ce qui suit est la quantification du vieillissement puis l'observation de ses effets sur les propriétés mécaniques du matériau.

Le modèle qui nous permettra d'introduire le vieillissement et son évolution sur ces propriétés est celui décrit par Tsai [17] et qui tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité, puis l'évolution des propriétés élémentaires des fibres et de la matrice en fonction de la température et de l'humidité.

L'avantage du modèle est que le vieillissement des fibres est bien pris en considération par rapport à la plupart des études qui le négligent par rapport par rapport à la dégradation de la matrice et de l'interface.

L'établissement d'une loi globale à toutes les conditions de vieillissement, permet de relier la baisse des constantes élastiques du matériau composite aux propriétés physico-chimiques du matériau. L'aspect relationnel décrivant les mécanismes physiques à l'origine de ces évolutions est décrit ci-dessous.

4.3.1 Evolution de Tg au cours du vieillissement :

Le paramètre Tg est un paramètre quantitatif du phénomène de vieillissement, c'est aussi une caractéristique importante des polymères et représente la transition entre le domaine vitreux et le domaine caoutchoutique du matériau [87]. La technique qui permet de suivre l'évolution de la température de transition vitreuse au cours du vieillissement hygrothermique est la DMTA (Differential Mechanical Thermal Analysis), Mercier [70]. Evidemment cette technique est souvent utilisée dans les études expérimentales de vieillissement, pour le suivi de Tg.

La transition vitreuse est une des caractéristiques les plus importantes des polymères, pendant laquelle le matériau passe progressivement d'un état vitreux (rigide) à un état caoutchouteux. Cette transition du second ordre s'étale sur un domaine de température de 10°C à 20°C. La température de transition vitreuse Tg est fortement influencée par la composition, l'état de cuisson de la résine mais aussi par des facteurs extérieurs telle que la présence de liquide dans le réseau moléculaire.

L'application de notre étude se fera sur le graphite époxyde T300/5208. La température de transition vitreuse à une température de référence de 22°C est de Tg=160°C, Tsai [16]. On sait que l'absorption d'humidité entraîne la diminution de la température de transition. Les observations de nombreux auteurs tel que Ghorbel [87], confirment une baisse de la Tg d'environ 20°C en humidité relative et de 30°C en immersion. Cette température est d'autant plus décalée vers des températures plus faibles que les conditions de vieillissement sont sévères. La première partie d'analyse doit permettre de suivre l'évolution de la température de transition vitreuse Tg au cours du vieillissement. Tsai [88] assume qu'une absorption d'humidité induit une diminution de la température de transition d'une quantité g.C:

$$T_g = T_g^0 - g \cdot C \quad (4.12)$$

4.3.2 Température adimensionnelle :

Tsai [88] propose la notion de la température adimensionnelle T^* , qui est un élément essentiel pour l'évaluation des caractéristiques du composite :

$$T^* = \frac{T_g - T_{opr}}{T_g - T_{rm}} \quad (4.13)$$

On voit l'effet de la température à travers T_{opr} qui est la température d'utilisation ainsi que l'effet de la concentration à travers la température de transition. T_{rm} étant la température de référence.

4.3.3 Prise en compte du vieillissement dans les propriétés de la matrice :

Tsai [17] relie la température adimensionnelle T^* , pour déterminer empiriquement les expressions des propriétés de la matrice, en fonction de la température et de l'humidité avant et après le vieillissement, pour le carbone époxyde T300/5208.

$$\frac{E_m}{E_m^0} = (T^*)^a \quad (4.14a)$$

$$\frac{G_m}{G_m^0} = G_m^0 (T^*)^a \quad (4.14b)$$

$$\frac{\nu_m}{\nu_m^0} = \nu_m^0 (T^*)^a \quad (4.14c)$$

a : étant une constante semi empirique [17], donnée dans le tableau 4.2

4.3.4 Prise en compte du vieillissement dans les propriétés des fibres :

Les propriétés des fibres en fonction de la température et de la concentration s'expriment aussi en fonction de la température adimensionnelle.

$$\frac{E_{fx}}{E_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (4.15a)$$

$$\frac{E_{fy}}{E_{fy}^0} = (T^*)^f \quad (4.15b)$$

$$\frac{G_{fx}}{G_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (4.15c)$$

$$\frac{\nu_{fx}}{\nu_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (4.15d)$$

f : étant une constante semi-empirique [17], donnée dans le tableau 4.2

4.4 Organigrammes :

On a élaboré notre programme de simulation numérique en se basant sur les organigrammes présenté ci-dessous :

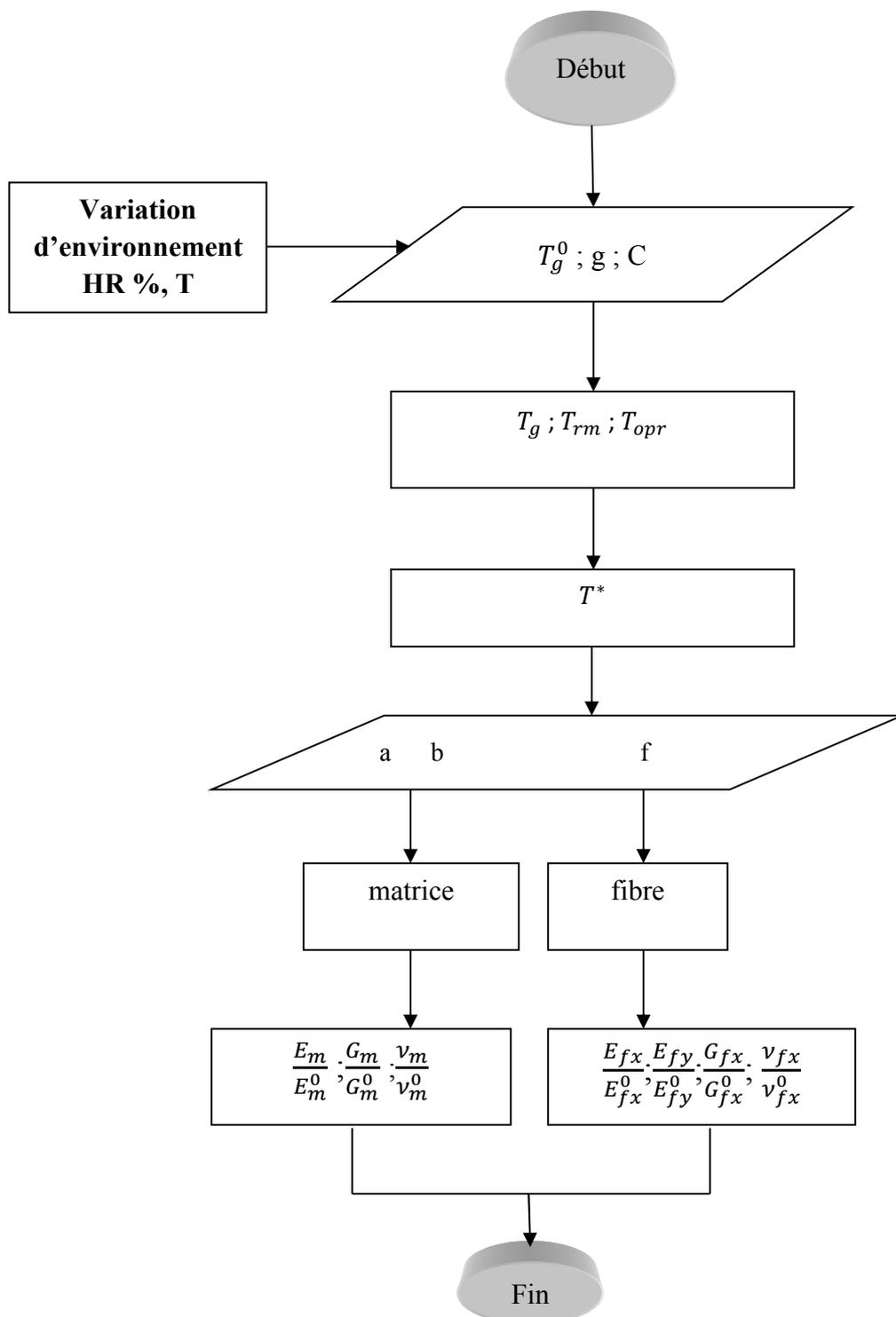
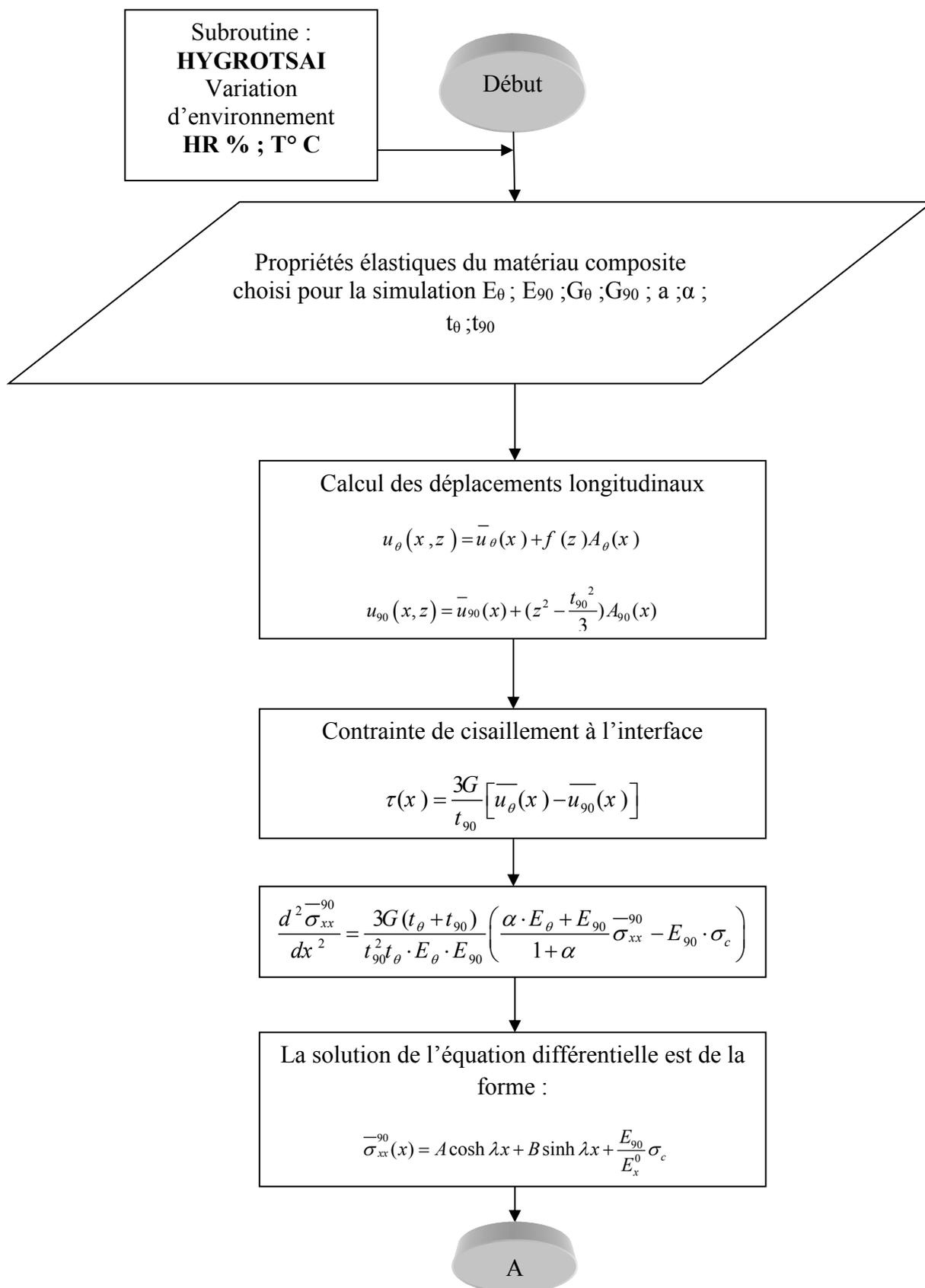


Figure 4.1 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles par modèle de Tsai [17] (HYGROTSAI).

Pour modéliser la réduction de la rigidité dans un matériau composite croisé ou non croisé avec fissurations transverses et délaminage soumis à une traction uni axiale, en fonction de la densité de fissuration et sous conditions hygrothermiques il suffit d'introduire le modèle de vieillissement précédent (HYGROTSAI) au modèle parabolique de diffusion de cisaillement (Shear-Lag) cité précédemment. A cette issue un organigramme (SHEARTSAI) a été établi comme suit :



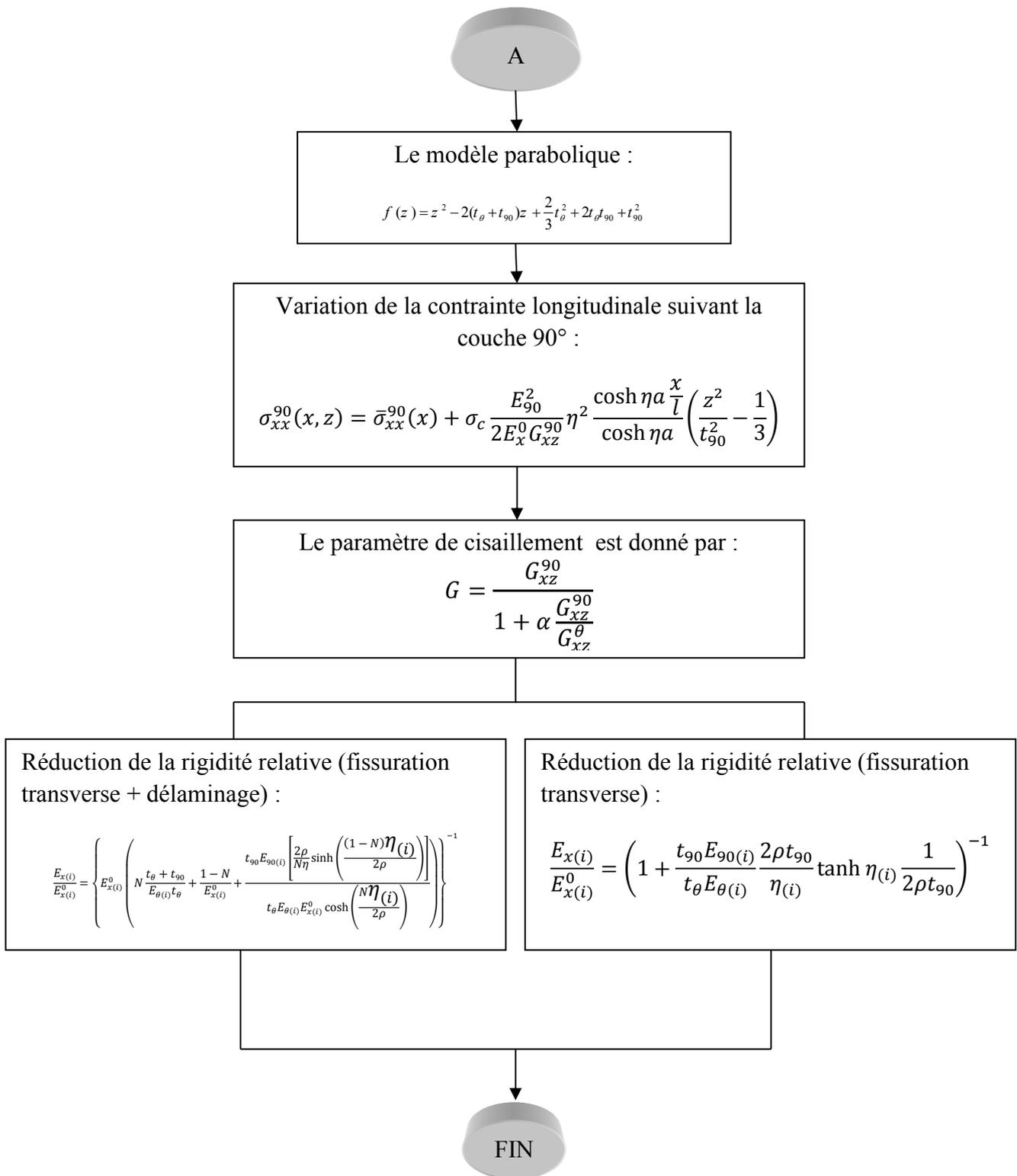


Figure 4.2 : Organigramme du SHEARTSAI.

L'indice « i » représente les différents types de conditions d'environnement considéré.

4.5 Propriétés du T300/5208 [46] :

L'application de notre étude se fera sur le T300/5208. Le T300 est la fibre de carbone et le N5208 est la résine. Nous présentons ci-dessous sous forme de tableaux les caractéristiques de ce type de matériau, ainsi que les caractéristiques de la matrice époxyde et des fibres de carbone :

E_{fx} (Gpa)	E_{fy} (Gpa)	ν_{fx}	E_m (Gpa)	ν_m	G_m (Gpa)	G_{fx} (Gpa)	Vf
259	18.69	0.25	3.4	0.35	1.26	19.69	0.7

Tableau 4.1 : Caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208, [17]

T_g (°C)	T_{rm} (°C)	g (°C/c)	a	b	c	f	h	e
160	22	2000	0.5	0.2	0.9	0.04	0.04	0.2

Tableau 4.2 : Caractéristiques de variation de température et d'humidité, [17]

	E_x (Gpa)	E_y (Gpa)	ν_{xy}	G_{xy} (Gpa)
Tsai	181	10.3	0.28	7.17
Loi des mélanges	182.32	10.301	0.212	8.1

Tableau 4.3 : Propriétés du T300/5208 $T_r=22^\circ\text{C}$, [17]

4.6 Conditions de simulation :

Nous choisissons trois environnements différents en termes d'humidité et de température :

Environnement.	Température opérationnelle. (°C)	Concentration de l'humidité. (%)
ENV 1	22	0
ENV 2	60	0.5
ENV 3	120	1.5

Tableau 4.4 : Choix des environnements.

4.7 Réduction de la rigidité relative :

Dans cette section, on calcul la perte de rigidité du stratifié croisé et non croisé soumis à un vieillissement hygrothermique déjà endommagé initialement par fissurations transverses sans et avec délaminage.

Nous allons présenter l'influence des conditions hygrothermiques sur la réduction du module d'Young longitudinal dans un stratifié $[\theta/90_n]_s$, ($\theta = 0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 40^\circ$) avec le modèle parabolique, pour le T300/5208 avec rapports d'épaisseur des couches « $\alpha = 1, 1/2, 1/3$ ».

4.7.1 Réduction de la rigidité relative dans un stratifié $[0/90_n]_s$ avec fissurations transverses uniquement sans délaminage :

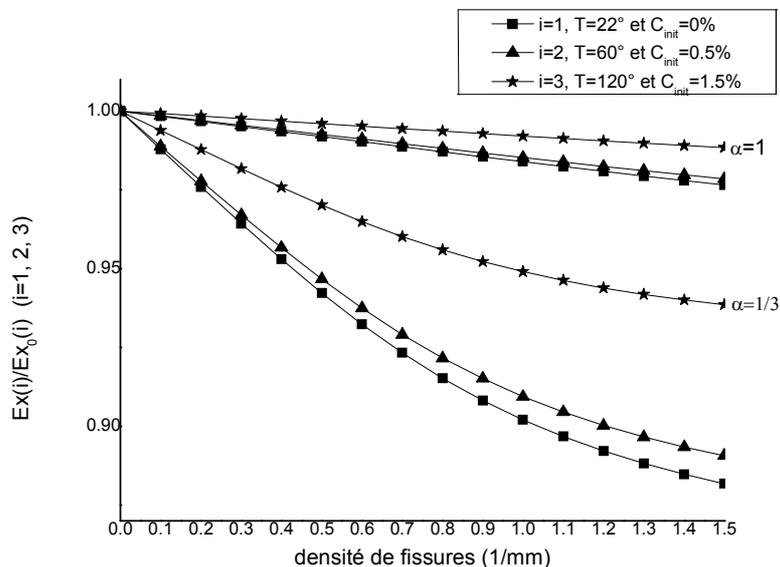


Figure 4.3 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour deux cas : $[0/90]_s$ ($\alpha = 1$) et $[0/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

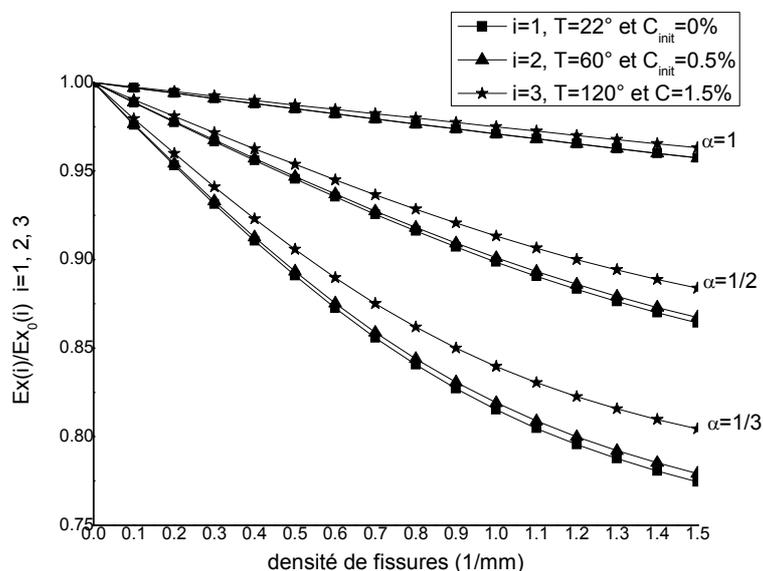


Figure 4.4 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[15/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[0/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[15/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

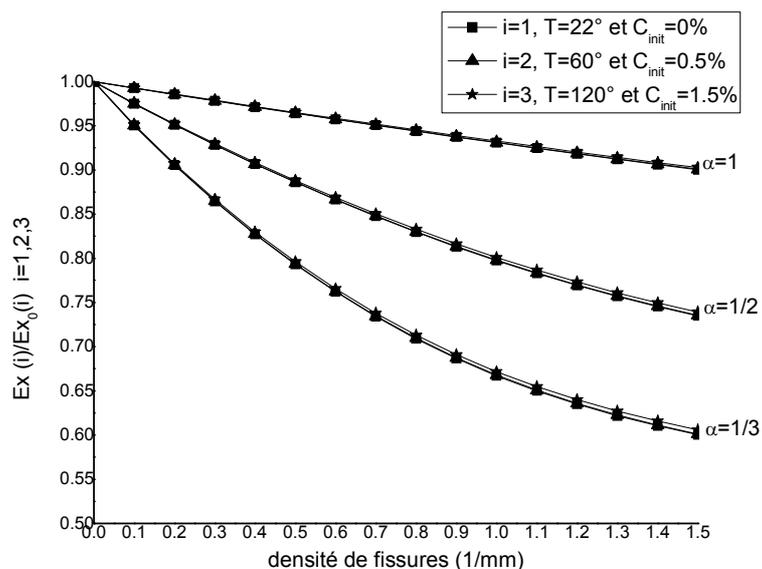


Figure 4.5 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[30/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[30/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[30/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

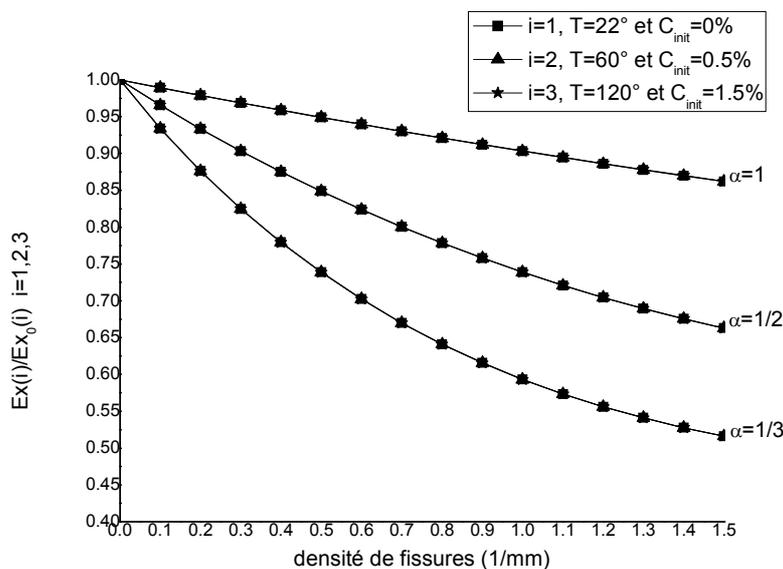


Figure 4.6 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[40/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[40/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[40/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

Les figures (4.3, 4.4, 4.5, 4.6) représente la réduction du module de Young longitudinal relative pour le T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[\theta/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[\theta/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[\theta/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$) ($\theta=0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 40^\circ$).

Les résultats obtenus dans les figures précédentes sont les mêmes que ceux obtenus par E. Adda et autres [72-73]. On remarque toujours que la rigidité relative sera réduite lorsque α est de plus en plus faible. Les effets de température et d'humidité réduisent d'avantage la rigidité à α faible. On peut dire que plus le nombre de couche à 90° est important par rapport au nombre de couche à 0° , plus la réduction de la rigidité relative est importante. Le stratifié est alors moins résistant.

Les effets hygrothermiques (température et humidité) sont en proportionnalité inverse avec la réduction de la rigidité relative longitudinale dans le stratifié $[\theta/90_n]_s$, quand la température et l'humidité augmentent la réduction de la rigidité relative diminue. Effectivement avec une température de 120°C assez élevée, on a une accélération de la diffusion, le composite cède de l'humidité à l'extérieur, la distension est vite dépassée, donc la rigidité n'est pas beaucoup affectée. On note aussi que cette influence hygrothermique est significative lorsque l'angle d'orientation des fibres dans la couche non fissuré θ° est petit.

4.7.2 Réduction de la rigidité relative dans un stratifié $[\theta/90_n]_s$ avec fissurations transverses et délaminage :

Les figures (4.7, 4.8, 4.9, 4.10) suivantes représente la réduction de la rigidité longitudinale relative pour le T300/5208 fissuré avec délaminage ($N=0.1$) en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[\theta/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[\theta/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[\theta/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$) ($\theta=0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 40^\circ$).

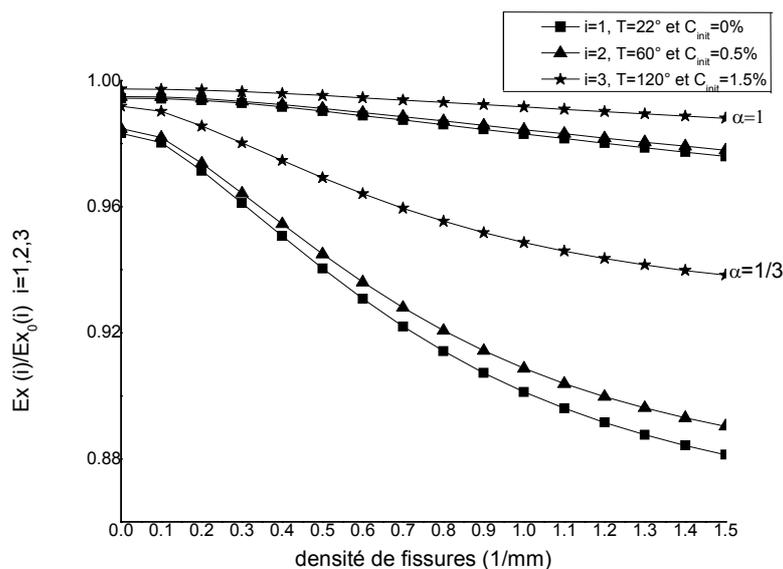


Figure 4.7 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour deux cas : $[0/90]_s$ ($\alpha = 1$) et $[0/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

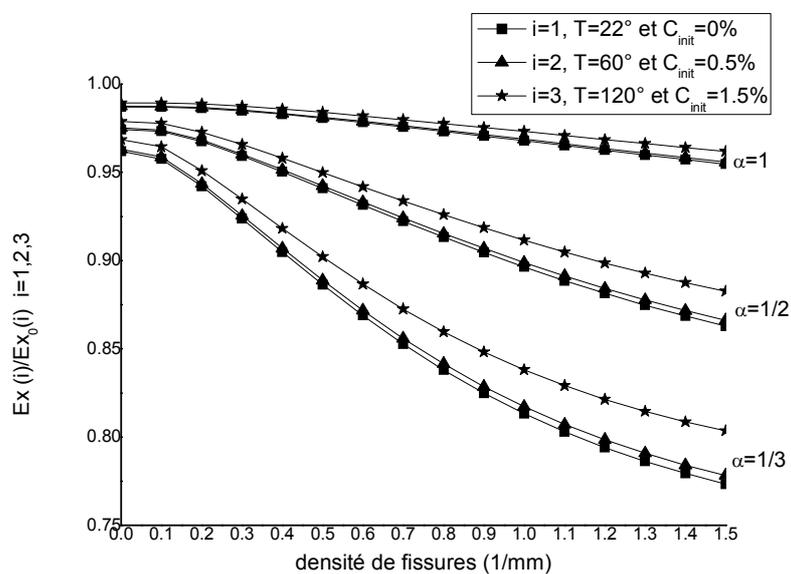


Figure 4.8 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[15/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[15/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[15/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

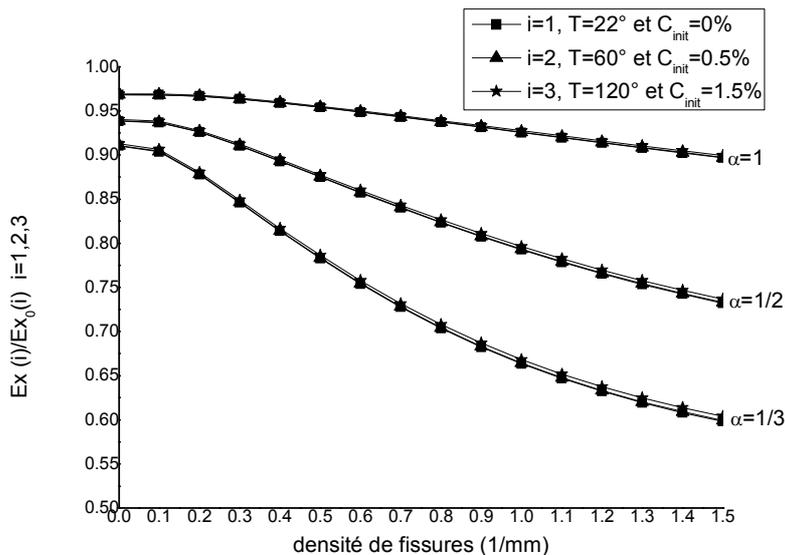


Figure 4.9 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[30/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[30/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[30/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

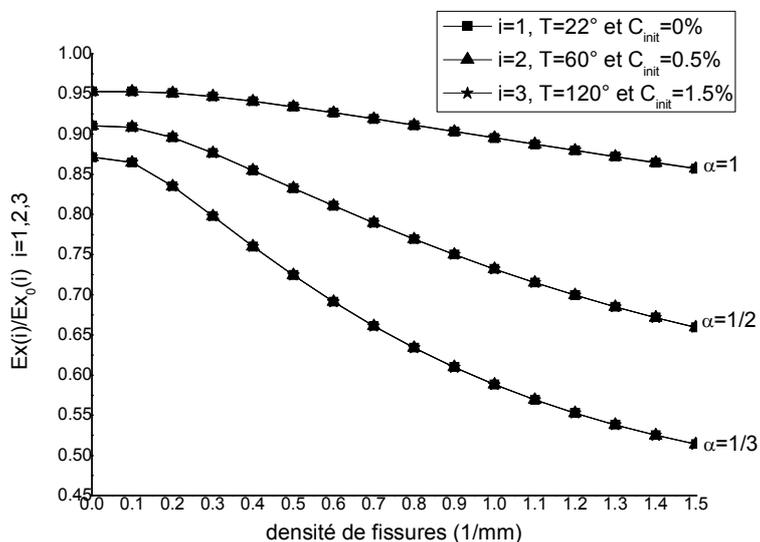


Figure 4.10 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[40/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[40/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[40/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

Les résultats obtenus sont les mêmes que ceux obtenus dans le cas sans délaminage et sont en parfaite concordance avec ceux obtenus par M. Khodjet-Kesba [89, 90, 91], car ils montrent qu'on a une réduction de la rigidité longitudinale moins importante le long du stratifié avec la diminution de l'angle d'orientation des fibres et l'augmentation de la température et l'humidité et cela pour un angle inférieur ou égale 15° . Cependant une petite ou faible réduction du module d'Young longitudinal est observée avec l'augmentation de la température et de l'humidité quand l'angle θ est supérieur à 15° . On remarque également qu'en introduisant le délaminage au modèle, la réduction de la rigidité relative est plus importante.

4.8 Comparaison de la réduction de la rigidité relative dans un stratifié $[\theta/90_n]_s$ fissuré avec et sans délaminage pour différents angles θ :

Nous allons comparer entre les résultats obtenus pour le carbone/époxyde T300/5208, $[\theta/90_n]_s$ pour différentes valeurs de θ ($0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 40^\circ$), dans deux cas :

- Stratifié endommagé par fissuration transverse.
- Stratifié avec fissurations transverses et délaminage ($N=0.1$).

Pour cela nous avons choisis le milieu aux conditions hygrothermiques les plus extrêmes (ENV 3) à une température $T=120^\circ\text{C}$ et une concentration d'humidité $C=1.5\%$ et le rapport d'épaisseur le plus faible ($\alpha=1/3$) c'est-à-dire $[\theta/90_3]_s$ pour lequel la réduction de rigidité est la plus importante afin d'avoir une vision plus claire.

Les figures (4.11, 4.12, 4.13, 4.14) résument graphiquement la comparaison souhaitée.

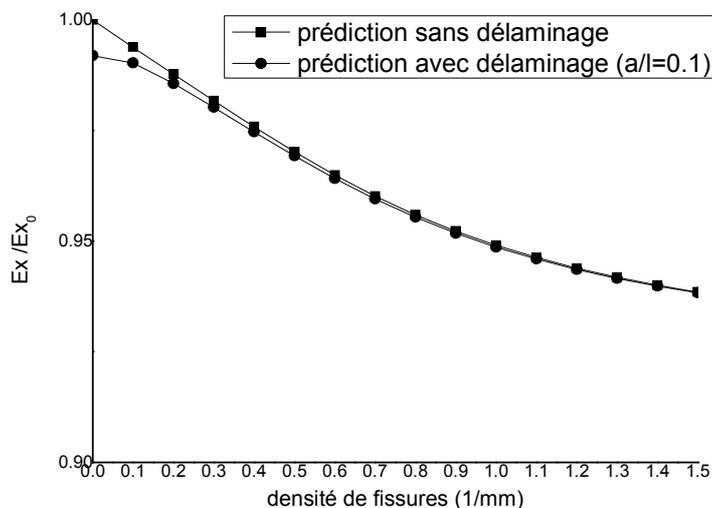


Figure 4.11 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas $[0/90_3]_s$ ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$.

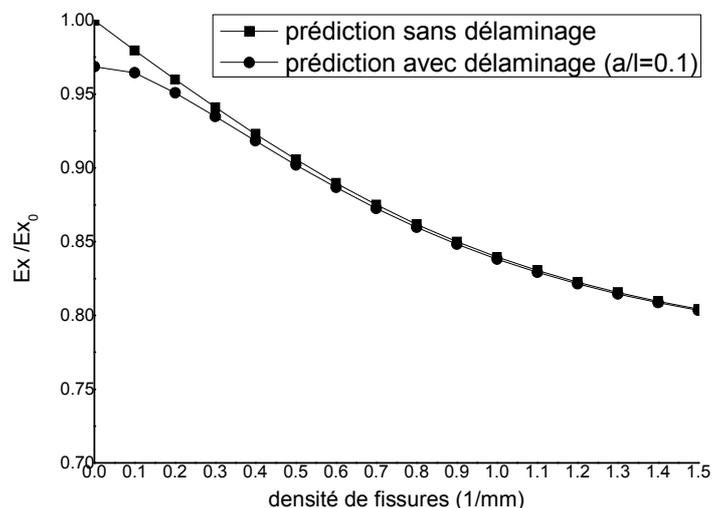


Figure 4.12 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas $[15/90_3]_s$ ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$.

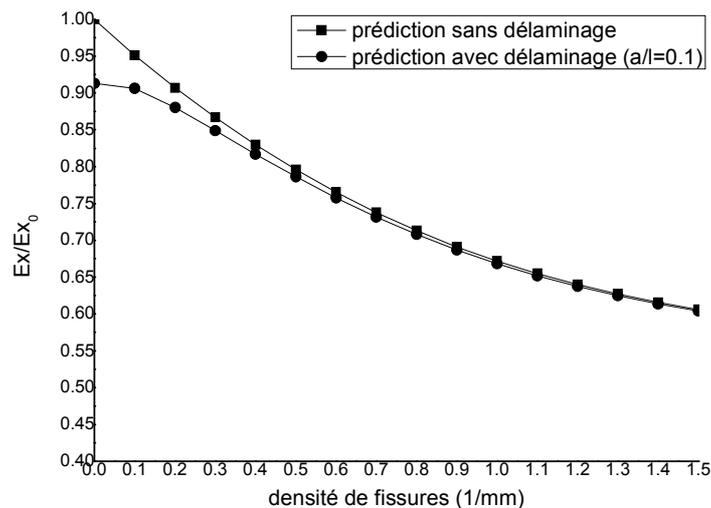


Figure 4.13 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas [30/90₃]_s ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$.

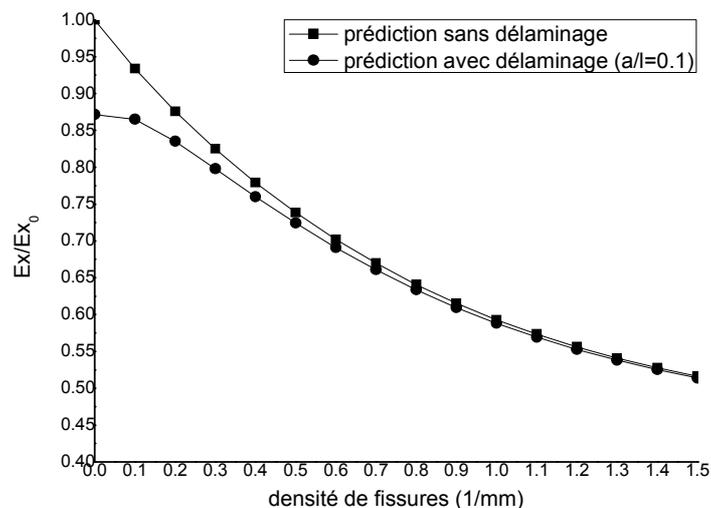


Figure 4.14 : Comparaison de la réduction de la rigidité relative longitudinale pour T300/5208 fissuré sans et avec délaminage en fonction de la densité de fissures pour le cas [40/90₃]_s ($\alpha=1/3$) à $T=120^\circ\text{C}$ et $C=1.5\%$.

On remarque que les courbes (fig. 4.11, 4.12, 4.13, 4.14) ont la même allure, la réduction de la rigidité longitudinale augmente en fonction que la densité de fissures transversales et l'angle d'orientation des fibres dans la couche non fissurée θ augmentent car par exemple

entre $\theta=0^\circ$ et $\theta=15^\circ$ le taux de réduction a augmenté de 11,75 % et pour $\theta=0^\circ$ et $\theta=40^\circ$ il atteint 41,25 % que se soit pour le cas avec ou sans délaminage.

La réduction de la rigidité dans le cas avec délaminage est plus importante que dans le cas sans délaminage pour de faibles densités de fissures, en effet pour le cas $\theta=40^\circ$ avec délaminage la réduction a augmenté de 12.5 % par rapport à celle sans délaminage.

A partir d'une certaine densité de fissure 0.5 mm^{-1} les deux courbes avec et sans délaminage commencent à se rapprocher jusqu'à devenir confondues pour des densités de fissures importantes car à partir de cette densité le modèle sans délaminage n'est plus adéquat. En effet l'augmentation de la densité de fissures provoque l'apparition et l'évolution rapide du délaminage en bout de fissures donc le modèle avec délaminage est le plus valable et donnent des résultats plus fiables.

4.9 Conclusions :

Nous avons étudié l'influence des conditions hygrothermiques sur le comportement mécanique d'un matériau composite $[\theta_m/90_n]_s$ soumis à une traction uni axiale et endommagé par des fissurations transversales avec délaminage.

Pour cela, nous avons utilisé un le modèle de Tsai simplifié pour simuler le vieillissement hygrothermique. Effectivement les résultats obtenus avec le modèle parabolique sont en bon accord avec les publications citées.

Nous avons comparé la réduction de la rigidité relative dans un stratifié $[\theta/90_n]_s$ fissuré avec et sans délaminage pour différents angles θ . En effet, quand ce dernier est assujetti à des conditions hygrothermiques, la réduction du module d'Young longitudinal relatif dépend largement de l'angle d'orientation des fibres dans les couches extérieures.

En conclusion le modèle de Tsai simplifié semble donner des résultats satisfaisants, et indique néanmoins qu'il faudrait confronter ces résultats avec les résultats expérimentaux pour valider le modèle le plus adéquat pour le vieillissement.

CONCLUSION GENERALE

Au cours de ce travail de recherche, nous avons procédé à une étude quantitative sur le comportement des matériaux composites stratifiés de type $[\theta_m/90_n]_s$ fissurés avec délaminage inter laminaire. L'intérêt a porté essentiellement sur l'étude de l'évolution de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration à travers le stratifié.

Tout d'abord les équations déterminant le champ des déplacements, contraintes et déformations dans le composite endommagé, ainsi que celles donnant la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissurations, ont été établies.

Dans un deuxième lieu, la modélisation de la fissuration transverse avec délaminage est proposée par un schéma appelé modèle de transfert du chargement par cisaillement, schéma qui est en fait l'application à la fissuration transverse et délaminage, de l'analyse de transfert de charge entre fibres et matrice. Cette modélisation nous permet de voir le comportement de la contrainte longitudinale et le module de Young longitudinal en adoptant un modèle parabolique, par simulation numérique.

La modélisation du vieillissement a été établie à travers le modèle de Tsai qui prend en considération l'effet de la concentration d'humidité et de la température sur les propriétés des fibres et de la matrice. Ceci a permis de quantifier l'évolution des propriétés mécaniques.

En prenant en considération l'exposition des structures à des environnements externes souvent très agressifs pendant leur service, le comportement de la rigidité dans un matériau composite $[\theta_m/90_n]_s$ endommagé par fissurations transverses avec délaminage, soumis à des sollicitations de traction couplées aux conditions de vieillissement hygrothermiques, a été étudié par simulation numérique.

L'originalité du travail réside dans le fait de prendre en considération le délaminage induit par les fissurations transverses et que les propriétés mécaniques des matériaux composites fissurés, sont déterminées à partir d'un environnement variable à travers le modèle de Tsai.

Les résultats obtenus peuvent être résumés comme suit :

- Lorsque les fissures transverses s'initient, le module d'Young longitudinal se réduit et la prédiction par le modèle de variation parabolique est en bonne concordance avec les résultats expérimentaux.
- Le module de Young longitudinal dépend de plusieurs paramètres à savoir : le rapport géométrique, la densité de fissures, le nombre de couches, l'angle d'orientation des fibres, température et humidité.
- Une réduction du module de Young longitudinal caractérise le comportement du matériau composite, soumis à des sollicitations en fonction de la densité de fissures.
- Le modèle de Tsai simplifié utilisé pour modéliser le comportement du composite vieillis hygrothermiquement semble satisfaisant pour représenter le comportement de la rigidité en fonction de la densité de fissures, sous différents environnements. Il serait intéressant de confronter les résultats obtenus aux résultats expérimentaux afin de valider le model.
- L'influence de la température et l'humidité a un effet significatif sur la variation de la rigidité longitudinale et de cisaillement dans les stratifiés fissurés avec délaminage soumis à une traction uni axiale, spécialement à de faibles angles d'orientation des fibres.

Comme perspective, nous proposons d'étudier l'influence des conditions hygrothermique sur le comportement mécanique d'un matériau composite $[\theta_m/\beta_n]_s$ soumis à une traction uni axiale et endommagé par fissuration transverse, longitudinale et délaminage par deux types d'approche : approche analytique et une analyse numérique et comme adition établir une modélisation pour le cas de fatigue.

LISTE DES SYMBOLES

- σ_{mu} : La contrainte à la rupture de la matrice (GPa)
- σ_m : La contrainte en traction dans la matrice (GPa)
- τ_m : La contrainte de cisaillement dans la matrice (GPa)
- τ_{mu} : La contrainte en cisaillement à la rupture de la matrice (GPa)
- τ_d : La contrainte de décohésion (GPa)
- σ_f : La contrainte de traction dans une fibre (GPa)
- σ_{fu} : La contrainte à la rupture de la fibre (GPa)
- d_{sat} : densité de fissures transverses à la saturation (mm^{-1})
- n : Nombre de couches à 90°
- m : Nombre de couches orientées à 0° ou à un angle θ
- θ : Angle de la couche (degré)
- T : Température ($^\circ C$)
- HR : Degré hygrométrique ou humidité relative (%)
- T_g : Température de transition vitreuse ($^\circ C$)
- M : Teneur en eau (%)
- D : Niveau d'endommagement (%)
- l : Demi distance entre deux fissures consécutives (mm)
- t_0 : Epaisseur de la couche 0° (mm)
- t_{90} : Demi-épaisseur de la couche 90° (mm)
- $u_0(x, z)$: Déplacement longitudinal dans la couche à 0° (mm)
- $\bar{u}_0(x)$: Déplacement longitudinale moyen dans la couche à 0° (mm)
- $u_{90}(x, z)$: Déplacement longitudinal dans la couche à 90° (mm)
- $\bar{u}_{90}(x)$: Déplacement longitudinal moyen dans la couche à 90° (mm)

$u_\theta(x, z)$: Déplacement longitudinal dans la couche à θ° (mm)

$\bar{u}_\theta(x)$: Déplacement longitudinale moyen dans la couche à θ° (mm)

x : Coordonnée longitudinale

z : Coordonnée transversale

x, y, z : Repère du pli

G_{xz}^0 : Module de cisaillement longitudinal (GPa)

G_{xz}^{90} : Module de cisaillement transversal (GPa)

σ_{xz}^i : Contrainte de cisaillement dans une couche ($0^\circ, 90^\circ, \theta^\circ$), (GPa)

γ_{xz}^i : Déformation relative dans une couche ($0^\circ, 90^\circ, \theta^\circ$)

w_i : Déplacement transverse (mm)

$\bar{\sigma}_{xx}^0$: La contrainte moyenne longitudinale dans la couche à 0° (GPa)

$\bar{\sigma}_{xx}^{90}$: La contrainte moyenne longitudinale dans la couche à 90° (GPa)

$\bar{\sigma}_{xx}^\theta$: La contrainte moyenne longitudinale dans la couche à θ° (GPa)

$\tau(x)$: La contrainte de cisaillement à l'interface entre les couches (GPa)

σ_c : Contraintes de traction appliquée (GPa)

$\sigma_{zz}^i(x, z)$: Contrainte normale transverse (GPa)

G : Paramètre de cisaillement (GPa)

a, c, f, h, b, e : constantes empiriques.

a : Rapport géométrique de fissuration.

a_1 : La demi-longueur du délaminage (mm)

C : Concentration de l'humidité (%)

E_{fx}^0 : Module de Young longitudinal dans la direction des fibres avant vieillissement (GPa)

E_{fy}^0 : Module d'Young transversal dans la direction des fibres avant vieillissement (GPa)

E_{fx} : Module longitudinal de Young dans la direction de la fibre après le vieillissement (GPa)

E_{fy} : Module transversal de Young dans la direction de la fibre après le vieillissement (GPa)

G_{fx}^0 : Module de cisaillement de la fibre avant vieillissement (GPa)

G_{fx} : Module de cisaillement de la fibre après vieillissement (GPa)

ν_{fx}^0 : Coefficient de Poisson de la fibre avant vieillissement

ν_{fx} : Coefficient de Poisson de la fibre après vieillissement

E_x : Module longitudinal de Young dans le pli fissuré (GPa)

E_x^0 : Module longitudinal de Young dans le pli non fissuré (GPa)

E_y : Module transversal de Young dans le pli (GPa)

G_m^0 : Module de cisaillement de la matrice avant vieillissement (GPa)

G_m : Module de cisaillement de la matrice après vieillissement (GPa)

G_{xy} : Module de cisaillement dans le pli (GPa)

N : Le taux de propagation du délaminage.

T_{opr} : Température d'utilisation (°C)

T_g^0 : Température de transition vitreuse à la température de référence (°C)

g : Température par unité de concentration (°C/C)

T_{rm} : Température de référence (°C)

α : Rapport d'épaisseur

σ_c : Contraintes de traction appliquée (GPa)

ε_c : Déformation longitudinale moyenne

ν_{xy} : Coefficient de poisson longitudinal

ν_{yz} : Coefficient de poisson transverse

η : Paramètre de transfert de charge (TN)

V_m : Volume de la matrice (mm³)

V_f : Volume des fibres (mm^3)

T^* : Température adimensionnelle

E_m^0 : Module de Young de la matrice avant le vieillissement (GPa)

E_m : Module d'Young de la matrice après vieillissement (GPa)

ν_m^0 : Coefficient de Poisson de la matrice avant vieillissement

ν_m : Coefficient de poisson de la matrice après vieillissement

$\bar{\varepsilon}_{xx}^0$: La déformation longitudinale moyenne dans la couche à 0°

ρ : La densité de fissurations transverses (mm^{-1})

λ : Coefficient de Lamé (GPa)

E_0 : Module d'Young de la couche à 0° (GPa)

E_{90} : Module d'Young de la couche à 90° (GPa)

E_θ : Module d'Young de la couche à θ° (GPa)

G_θ : Module de cisaillement de la couche à θ° (GPa)

E_L : Module de Young longitudinal du matériau (GPa)

E_T : Module de Young transversal du matériau (GPa)

G_{LT} : Module de cisaillement longitudinal du matériau (GPa)

G_{TT} : Module de cisaillement transversal du matériau (GPa)

ν_{LT} : Coefficient de Poisson longitudinal du matériau

ν_{TT} : Coefficient de Poisson transversal du matériau

$u(x, y, z), v(x, y, z), w(x, y, z)$: Déplacements en tout point $M(x, y, z)$ d'une plaque (mm)

u_0, v_0, w_0 : Déplacements champ de déplacement du point $M_0(x, y, 0)$ (mm)

$\phi_i, \psi_i, \varphi_i$: Coefficients dépendant de (x, y)

h_k : Cote algébrique de la face supérieure d'une couche

h_{k-1} : Cote algébrique de la face inférieure d'une couche

BIBLIOGRAPHIE

- [1] E. Urwald, M.C. Lafarie-Frenot & C. Henaff-Gardin
"Couplage entre les différents modes d'endommagement par fatigue dans les stratifiés croisés carbone/époxyde", C.R. des JNC 8, Palaiseau, 1992, pp. 449-459.
- [2] E. Urwald
"Influence de la géométrie et de la stratification sur l'endommagement par fatigue de plaque composites carbone/époxyde", Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers, 1992.
- [3] L. Boniface & S.L. Ogin
"Application of the Paris equation to the fatigue growth of transverse ply cracks", Journal of Composite Materials, Vol. 23, 1989, pp. 735-754.
- [4] A.L. Highsmith & K.L. Reifsnider
"Stiffness-Reduction mechanisms in composite laminates", Damage in Composite Materials, ASTM STP 775, K.L. Reifsnider, Ed., ASTM, 1982, pp. 103-117.
- [5] K.L. Reifsnider & A. Talug
"Analysis of fatigue damage in composite laminates", Int. Journal of Fracture, 1980, pp. 3-11.
- [6] R.D. Jamison, Kschulte, K.L. Reifsnider & W.W. Stinchcomb
"Characterization and analysis of damage mechanisms in tension-tension fatigue of graphite/epoxy laminates", Defects in Composite Materials, ASTM STP 836, 1984, pp.21-55.
- [7] W.W. Stinchcomb
"Nondestructive evaluation of damage accumulation process in composite laminates", Composite Science and Technology, Vol. 25, 1986, pp. 103-118.
- [8] J. J. Bikerman, "Causes of poor adhesion : Weak boundary layers," *Industrial & Engineering Chemistry*, vol. 59, no. 9, pp. 40-44, 1967.

- [9] Reifsnider, K.L. "Some fundamental aspect of the fatigue and fracture response of composite materials" *Processing of 14th annual society of engineering science meeting*, Lehigh University, Bethlehem, Pa (USA), pp 14-16 Nov, 1977.
- [10] J. Mercier, A. Bunsell, P. Castaing, J. Renard, « prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites », *Thèse de Doctorat*, Mines Paris, France, 20 septembre 2006.
- [11] Henaff-Gardin C. *Influence de la séquence d'empilement sur la fissuration par fatigue des plis transverses de stratifiés à fibres longues*. Thèse, Université de Poitiers, 1990, Poitiers, France
- [12] Lafarie-Frenot MC, Hénaff-Gardin C, Gamby D. *Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates*. *Composites Science and Technology* 2001; 61: 2327-2336
- [13] G. A. SCHOEPPNER, N. J. PAGANO. *3-D thermoelastic Moduli and Saturation Crack Density for Cross-Ply Laminates with Transverse Cracks*. *International Journal of Damage Mechanics*; Vol. 8, No. 3, 273-309 (1999)
- [14] L. A. Dharani, J. Wei and F. S. Ji. *Saturation of Transverse Cracking with Delamination in Polymer Cross-ply Composite Laminates*. *International Journal of Damage Mechanics*, Vol.12, No. 2, 89-114 (2003)
- [15] M. Peters et C.P. Chou "Practical Issues in Structural Modeling" *Sociological Methods & Research*, pp 78-117, 1987.
- [16] Aussedat-Yahia E., "Comportement et endommagement du composite tissé carbone/PMR15 soumis a des chargements mécaniques et thermiques", *Thèse de doctorat*, Ecole des Mines de Paris, 1997.
- [17] S. W. Tsai, « Composites Design » *Think Composites*, Dayton, Paris, Tokyo, 1987.

- [18] O'Brien, T. K., Analysis of local delaminations and their influence on composite laminate behavior. *Delamination and Debonding of Materials*, ASTM STP 876, ed. W. S. Johnson. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1985, pp. 282-97.
- [19] Dharani, L. A. & Tang, H., Micromechanics characterization of sublaminar damage. *Int. J. Fract*, 46 (1990) 123-140.
- [20] M.Caslini, C.Zanotti & T.k O'Brien, study of matrix cracking and delamination in glass/epoxy laminates", *Journal of Composites Technology & Research*, Vol. 9 (4), 1987, pp. 121-130.
- [21] P.S. Steif
"Parabolic shear-lag analysis of a [0/90]_s laminate". In "Transverse ply crack growth and associated stiffness reduction during the fatigue of a simple cross-ply laminate", Eds. S.L. Ogin, P.A.Smith & P.W.R. Beaumont, Report CUED/C/MATS/TR 105, Cambridge University, 1984.
- [22] K.W. Garetr & J.E. Bailey
"Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyster", *Journal of Materials Science*, vol. 12,1977, pp. 157-168.
- [23] A.S.D. Wang
"Fracture mechanics of sublaminar cracks in composite materials", *Composite Technology Review*, Vol. 6 (2), 1984, pp. 45-62.
- [24] R.P. Hanison & M.G. Bader
"Damage development in CFRP laminates under monotonic and cyclic stressing", *Fibre Science and Technology*, Vol. 18, 1983, pp. 163-180.
- [25] D.L. Flaggs & M. H. Kural
"Experimental determination of the in laminates", *Journal of Composite Materials*, Vol.16, 1982, pp. 103-116.

[26] Kim, T. W., Kim, Y. J. & Im, S., Delamination cracks originating from transverse cracking in cross-ply laminates under various loadings. *Proc. ZCCM/8*, 28-H, 1991.

[27] N. Takeda & S. Ogihara

"Initiation and growth of delamination from the tips of transverse cracks in CFRP cross-ply laminates", *Composite Science and Technology*, Vol. 52, 1994, pp. 309-318.

[28] S. Ogihara & N. Takeda

"Interaction between transverse cracks and delamination during damage process in CFRP cross-ply laminates", *Composite Science and Technology*, Vol. 54, 1995, pp. 395-404.

[29] S.G. Lim & C.S. Hong

"Effect of transverse cracks on the thermomechanical properties of cross-ply laminated composites", *Composite Science and Technology*, Vol. 34, 1989, pp. 145-162.

[30] Takeda, N. & Ogihara, S., *In situ* observation and probabilistic prediction of microscopic failure process in CFRP cross-ply laminates. *Comp. Sci. Technol.*, 52 (1994) 183-95.

[31] A.L. Highsmith & K.L. Reifsnider

"Internal load distribution effects during fatigue loading of composite laminates", *Composite Materials: Fatigue and Fracture*, ASTM STP 907, H.T. Hahn, Ed., Philadelphia, 1986, pp. 233-251

[32] A.S.D. Wang & F.W. Crossman

"Initiation and growth of transverse cracks and edge delamination in composite laminates. Part I : An energy method", *J. Comp. Mat.*, Vol. 14 Supplement, 1980, pp. 71-87.

[33] F.W. Crossman, W.J. Walren, A.S.D. Wang & G.E. Law Jr

"Initiation and growth of transverse cracks and edge delamination in composite laminates. Part II: Experimental correlation", *J. of Comp. Mat.*, Vol. 14, 1980, pp. 88-108.

[34] Nairn, J. A. & Hu, S., The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites. *Znt. J. Fract.*, 57 (1992) 1-24.

- [35] Wang, A. S. D., Kishore, N. N. & Li, C. A., Crack development in graphite-epoxy cross-ply laminates under uniaxial tension. *Comp. Sci. Technol.*, 24 (1985) 1-31.
- [36] Salpekar, S. A. & O'Brien, T. K., Combined effect of matrix cracking and stress-free edge on delamination. NASA TM 102591, 1990.
- [37] A.S.D. Wang, N.N. Kishore & C.A. Li
"Crack development in graphite-epoxy cross-ply laminates under uniaxial tension", *Composite Science and Technology*, Vol. 24, 1985, pp. 1-31
- [38] W.K. Binienda, A. Hong & G.D. Roberts
"Influence of material parameters on strain energy release rates for cross-ply laminates with pre-existing transverse crack", *Comp. Engineering*, Vol. 4 (12), 1994, pp. 1167-1210.
- [39] R. Talreja
"Stiffness properties of composite laminates with matrix cracking and interior delamination", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 25 (5/6), 1986, pp. 751-762.
- [40] R. Talreja, S. Yalvac, L.D. Yats & D.G. Wetters
"Transverse cracking and stiffness reduction in cross ply laminates of different matrix toughness", *Journal of Composite Materials*, Vol. 26 (11), 1992, pp. 1644-1663.
- [41] C.E. Huris & D.H. Allen
"A continuum damage model of fatigue-induced damage in laminated composites", *SAMPE Journal*, 1988, W. 43-51.
- [42] J. Renad, J.P. Favre & T. JeggY
"Influence of transverse cracking on ply behavior introduction of a characteristic damage variable", *Composites Science and Technology*, Vol. 46, 1993, pp.29-37
- [43] A. Thionnet
"Prévision d'endommagement sous chargements quasi statiques et cycliques des structures composites stratifiées", Thèse de doctorat de l'Université de Paris 6, 1991.

[44] P. Ladevèze, O. Allix & A. Gasser

"Damage mechanics modelling for ceramic composites', special issue on Micromechanics of Composites, Journal of Engineering Material and Technology, Vol.11, 1994, pp.331-336

[45] P. Ladevèze & E. Le Dantec

“Damage modelling of the elementary ply for laminated composites”, composites science and Technology, vol. 43, 1992, pp. 257-267.

[46] A. Benkhedda, « Etude hygrothermique des matériaux composites à matrice polymère avec la prise en compte de l'effet de vieillissement lors de la désorption transitoire », *thèse de doctorat* obtenu au département d'aéronautique de Blida, 2008.

[47] C.H.Shen et G.S.Springer « Moisture absorption and desorption of composite materials », C.H.Shen, G.S. Springer, *Environmental effects on composites materials*, ed. G.S. Springer, Technomic Publishing Co., Lancaster, PA, 1981.

[48] S. Bistac, M. F. Vallat, and J. Schultz, International Journal of Adhesion and Adhesives 18, 365-369 (1998).

[49] : J.Verdu, « Traité des matières plastiques : vieillissement physique », Techniques de l'ingénieur, A3151, 1990.

[50] J. Zhou, J. Lucas, “Hygrothermal effects of epoxy resin. Part I : nature of water in epoxy”, Polymer 40, p.5505-5512, 1999.

[51] E. Morel, V. Bellenger, and J. Verdu, in Relations Structure-Hydrophilie des Réticulats Epoxyde-Amine, edited by Pluralis, Paris, 598-614 (1984).

[52] D.G. Lee, J. W. Kwon, and D. H. Cho, Journal of Adhesion Science and Technology 12, 1253-1275 (1998).

[53] M. J. Adamson, Journal of Materials Science 15, 1736-1745 (1980).

[54] K. A. Hodd, C. H. Lau, and W. W. Wright, in *The Water Absorption of Model Epoxy resin Networks Cured with Aromatic Amines*, Prague, Republique Tchèque, 391-406 (1986).

[55] P. Peyser and W. D. Bascom, *Journal of Materials Science* 16, 75-83 (1981).

[56] M. E. R. Shanahan, *Journal of Applied Polymer Science* 69, 363-369 (1997).

[57] B. De'Neve and M. E. R. Shanahan, *Journal of Adhesion* 49, 165-176 (1995).

[58] : *Les applications industrielles des matériaux composites*, Editions du moniteur, Paris 1989.

[59] O. Ishai, U. Arnon, "The effect of hygrothermal history on residual strength of glass fiber reinforced plastic laminates", *J. of Testing and Evaluation*, JTEVA, vol.5, N°4, 1997, pp.320-326.

[60] K. Ashbee, "Water damage in glass fibre/resin composites", *Proc. Roy. Soc.A312*, 553-564, 1969.

[61] A. Benkeddad, «Conception d'un Logiciel d'Analyse des Plaques stratifiées avec Prise en Compte des Contraintes Hygrothermiques transitoires», Thèse de l'Université de Bourgogne, 1994.

[62] J. Jedidi, F. Jacquemin, A. Vautrin, « Design of accelerated hygrothermal cycles on polymer matrix composites in the case of a supersonic aircraft »;*Composite Structures* 68, 429-437, 2005.

[63] E.A. Adda bedia et autres "Prediction of stiffness degradation in hygrothermal aged [0m/90n]s composite laminates with transverse cracking" *Journal of Materials processing*, vol 199, pp 199-205, 2008.

[64] A. Megueni, A. Tounsi, E. Adda Bedia, « Evolution of the stress intensity factor for patched crack with bonded hygrothermal aged composite repair », *Materials and Design*, Volume 28, Issue 2007, Pages 287-293, June 2005.

[65] C. Suri, "Etude du couplage des phénomènes d'absorption et d'endommagement dans un composite verre-époxyde", Thèse de doctorat, LMARC, Université de Franche-Comte, 1995.

[66] S.R. Patel, "Durability of hygrothermally aged graphite/epoxy woven composite under combined hygrothermal conditions", *International Journal of Fatigue* 24 (2002), pp. 1295-1301.

[67] V. Lietard, « étude des effets séparés et couplés d'un environnement hygrothermique et d'un chargement mécanique sur la déformabilité et la ténacité à long terme de composites verre/résine », *thèse de doctorat* obtenu à l'institut des sciences et technologie de Lille ; 1998

[68] M.H. Han and J. A. Nairn « Hygrothermal aging of polyimide matrix composite laminates » *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Volume 34, Issue 10, Pages 979-986 October 2003.

[69] H.S. Kim, X. M. Wang and N.A.H Nik Abdulah, « Effect of temperature on fatigue crack growth in the polymer ABS » , *J fatigue & fracture of engineering materials & structures* , vol 17.n°3, pp361-367, 1994.

[70] J. Mercier, A. Bunsell, P. Castaing, J. Renard, « prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites », *Thèse de Doctorat*, Mines Paris, France, 20 septembre 2006.

[71] M. Bouazza, A. Tounsi, A. Benzair, E.A. Adda-bedia « Effect of transverse cracking on stiffness reduction of hygrothermal aged cross-ply laminates » *Materials and Design*, Vol 28, pp 1116-1123, 2007.

[72] K. Amara, A. Tounsi, A. Megueni, E. Adda Bedia « Evolution de la fissuration transverse dans les stratifiés croisés vieilliss », Laboratoire des matériaux et hydrologie, Sidi bel Abbés, 2003.

[73] A. Tounsi, K.H. Amara, E.A. Adda Bedia, « Analysis of transverse cracking and stiffness loss in cross-ply laminates with hygrothermal conditions », *Computational Materials Science*, Volume 23, Issue 2005, Pages 167-174, June 2004.

[74] A. Benzair et autres “Effect of transverse cracks on the elastic properties of high temperature angle-ply laminated composites” *Computational Materials Science*, vol 37, pp 470-475, 2006.

[75] E.A. Adda bedia et autres “Prediction of stiffness degradation in hygrothermal aged [0m/90n]s composite laminates with transverse cracking” *Journal of Materials processing*, vol 199, pp 199-205, 2008.

[76] A. Tounsi, K.H. Amara, A. Benzair, A. Megueni « On the transverse cracking and stiffness degradation of aged angle-ply laminates » *Materials Letter*, Vol 60, pp 2561-2564, 2006.

[77] El Meiche Nourdeddine, « Analyse des champs de contraintes dans les matériaux composites croisées en présence des fissures transversales », Thèse de magister obtenu au département de génie civil de Sidi Bel Abbas, 2000.

[78] LAWS, N., DVORAK, G., « Progressive transverse cracking in composite laminate », *J.Composite. Mater*, No 22, pp 900-916, 1988.

[79] BERTHELOT.JM, LEBLONB.P, EL MAHI, LE CORE J.F. « Transverse cracking of cross ply laminates : part Analysis », *Composites*, 27A, pp 989-1001, 1996.

[80] BERTHELOT.JM, « Analysis of the transverse cracking of cross ply laminates: a Generalized Approach », *Journal of Composite Materials*, Vol 31, No 18, pp 1780-1805, 1997.

[81] Ma Yupu, Lin Xinzhi1, Li Qingfen, Li Zhen, “A Damage Model Containing Delamination in Composite Laminates”, *Key Engineering Materials Vols 324-325 (2006)* pp 43-46.

[82] Takeda, N., Miyasaka, C. & Nakata, K., In-situ scanning acoustic microscopy for damage progress characterization in thermoplastic composites. *Nondestr. Test. Eval.*, 8-9 (1992) 813-24.

[83] Joffe, R., Krasnikovs, A., Varna, J., COD-based simulation of transverse cracking and stiffness reduction in [S/90n]_s laminates. *Compos. Sci.Technol.* 61, 2001, pp. 637–656.

[84] M. khodjet-kesba « effet et analyse des fissurations dans les materiaux composites vieilliss», thèse de magister obtenu au département d'aéronautique de Blida , Avril 2011.

[85] Z. Sereir, E. Adda Bedia , A. Tounsi, « Effect of the accelereed moisture diffusivity on the hygrothermal behavior laminated plate with symmetrical environmental conditions », *Journal of thermal stresses*, Taylor & Francis Edition, Vol 28, pp 889- 908, 2005.

[86] X. Wang et autres “Hygrothermal effect on dynamic interlaminar stresses in laminated plates with piezoelectric actuators” *Composite Structure*, vol 71, pp 220-228, 2005.

[87] I. Ghorbel, “ Mecanismes d’endommagement des tubes verre-resine pour le transport d’eau chaude” influence de la ductilite de la matrice, *thèse de doctorat* Ecole des Mines de Paris, Juillet 1990.

[88] R. Byron Pipes, J. R.Vinson and T.W. Chou; “On the hygrothermal response of laminated composite systems”, *J,Composite Materials*, vol 10 April pp.129-149, 1976.

[89] M. Khodjet-kesba, E.A Adda Bedia, A. Benkhedda, B. Boukert, “Hygrothermal effect in [0m/90n]_s cracked composite laminates - desorption case”, *Procedia Engineering* 114 (2015) 110 – 117.

[90] Mohamed Khodjet-Kesba, El Abbas Adda Bedia, Amina Benkhedda, Billel Boukert and Tahar Rezoug. “The influence of hygrothermal effects on the cross-ply composite laminate with transverse cracking in transient mode”, *Mechanics & Industry* 18, 102 (2016).

[91] M. Khodjet-Kesba, E.A. Adda bedia, A. Benkhedda et B. Boukert, “Prediction of Poisson’s ratio degradation in hygrothermal aged and cracked [0m/90n]_s composite laminates”, *Steel and Composite Structures*, Vol. 21, No. 1 (2016) 57-72

[92] Love A. E. H. On the small free vibrations and deformations of elastic shells. *Philosophical trans. of the Royal Society (London)*, 1888, Vol. série A, N0 17 p. 491– 549.

[93] Jean-Marie Berthelot, Mécanique des Matériaux et Structures Composites, Institut Supérieur des Matériaux et Mécaniques Avancés (ISMANS), Le Mans, France. Septembre 2013, 263-266

[94] R.D. Mindlin (1951). Influence of rotatory inertia and shear on flexural motions of isotropic, elastic plates. *J. Appl. Mech.*, **18**, 336-343.