

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE



UNIVERSITÉ SAAD DAHLAB DE BLIDA
INSTITUT D'AÉRONAUTIQUE ET DES ETUDES
SPATIALES



Mémoire de MASTER

Présenté par :

Rahamani Aicha

en vue de l'option du diplôme de Master en :

Filière : Aéronautique

Option : structure Aéronautique

Thème

**« Effet de l'orientation des fibres sur le comportement
hygrothermique d'un matériau composite fissuré »**

Proposé et encadré par :

Mme. Benkhedda Amina (Docteur à l'université de Blida)

Devant le jury composé de :

Mr. Boukert Billel.

Mr. Khoudjet Kesba Mohamed.

Blida, Décembre 2020

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 leur rigidité. Le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transversale 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 présentent 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 composites laminates, composed of unidirectional fibers and organic matrix under mechanic loads. Laminates are subjected to variable condition 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 the delamination at the interface between 90° and 0° layers. The Shear-Lag model was used to estimate the loss of 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° أما النوع الثاني فهو التبتطين 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 je tiens exprimer ma profonde reconnaissance pour mon professeur et encadreur Mme BENKHEDDA Amina, Docteur à l'université de Blida qui a consacré à l'encadrement de mon mémoire un temps et une disponibilité d'esprit considérable, m'ouvrant ainsi les portes du monde de la recherche.

Je suis également reconnaissant aux professeurs et l'équipe pédagogique de l'institut d'aéronautique et des études spatiales de Blida, qui mon fourni les outils nécessaires à la réussite de mes études.

Enfin, je tiens à remercier profondément toute ma famille qui m'a toujours encouragé et poussés à donner le meilleur, mes amis et collègues qui ayant contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce travail.

TABLE DE MATIERES

RESUME.....	
REMERCIEMENTS.....	
TABLE DE MATIERES.....	
LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUE ET TABLEAUX.....	
INTRODUCTION.....	11
CHAPITRE1 : RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE.....	
1.1 Introduction	13
1.2 Endommagement d'un matériau composite	13
1.3 Les échelles d'observation de l'endommagement	14
1.4 Mécanisme d'endommagement	14
1.4.1 Fissuration transverse	14
1.4.2 Fissuration longitudinale	14
1.4.3 Délaminage entre couches	15
1.4.4 Rupture des fibres	15
1.5 Problématique	15
1.6 Méthodes de modélisation.....	16
1.7 Travaux effectués	16
CHAPITRE 2 : MODELISATION DE LA FISURATION TRANSVERSE POUR UN MATERIAU HYBRIDE.....	
2.1 Introduction	20
2.2 Méthode de diffusion de cisaillement.....	20
2.2.1 Champs de déplacements.....	21
2.2.2 Contraintes de cisaillement.....	22

2.2.3 Détermination des contraintes longitudinales moyennes et de la contrainte de cisaillement à l'interface.....	24
2.2.4 Détermination du champ des déplacements et du champ des contraintes.....	26
2.2.5 Estimation du déplacement longitudinal dans les couches à 0°.....	28
2.2.6 Prise en compte d'un cisaillement progressif dans la couche à 0°.....	29
2.2.7 Equation de réduction du module de Young.....	31
2.3 Modèle parabolique de diffusion de cisaillement (Shear-lag) contenant des fissurations transverses avec délaminage.....	32
2.3.2 Réduction de la rigidité.....	33
CHAPITRE 3 : MODELISATION DU VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE.....	
3.1 Introduction	34
3.2 Phénomène hygrothermique	34
3.3 vieillissement hygrothermique	35
3.3.1 vieillissement physique-plastification	35
3.3.2 Vieillissement chimique	35
3.3.3 Effet de l'humidité sur les fibres de verre	35
3.4 Caractérisation du matériau	36
3.4.1 Le module de Young dans la direction des fibres	37
3.4.2 Le module de Young transversal	37
3.4.3 Le module de cisaillement longitudinal.....	37
3.4.4 Le coefficient de Poisson	37
3.5 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau et le modèle de TSAI	37
3.5.1 Evolution de Tg à la cour du vieillissement	38
3.5.2 Température adimensionnelle	39
3.5.3 Prise en compte du vieillissement dans les propriétés de la matrice	39

3.5.4	Prise en compte du vieillissement dans les propriétés des fibres	39
3.5.5	Organigramme	40
3.5.6	Propriétés du T300/5208. Le T300/5208	42
3.5.7	Conditions de simulation	43
3.5.8	Variation des modules mécaniques	44
3.6	Interprétations	45
3.6.1	Effets de la température	45
3.6.2	Effet de la concentration	46
3.7	Validation des résultats	47
CHAPITRE 4 : SIMULATION ET RESULTATS DES STRATIFIES HYBRIDES FISSURES AVEC CHARGEMENT MECANIQUE.....		
4.1	Introduction.....	48
4.2	Organigramme.....	48
4.3	Choix du matériau de simulation.....	51
4.4	Réduction du module de Young longitudinal	51
4.4.1	Effet de variation du rapport des épaisseurs de la couche à 0° et la couche à 90° (α).....	51
4.4.1	Interprétation des graphes	53
4.5	Etude de la réduction du module d'Young longitudinal pour un stratifié [0m/90n]s.....	53
4.5.1	Résultats.....	53
4.5.2	Discussion.....	55
4.6	Comparaison de la réduction de la rigidité longitudinale pour différents angles θ dans le stratifié [0m/90n]s	56
4.6.1	Discussion.....	57
4.7	Conclusions.....	57

Chapitre 5 : Simulation et résultats des stratifiés hybrides fissurés avec chargement mécanique et conditions hygrothermiques.....	
5.1 Introduction.....	58
5.2 Organigramme.....	58
5.3 Réduction de la rigidité relative	61
5.3.1 Réduction de la rigidité relative dans un stratifié [0/90 _{as} avec fissurations transverses	61
5.3.2 Interprétation des graphes.....	62
5.4 Conclusion.....	63
Conclusion générale.....	64
BIBLIOGRAPHIE.....	66

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUE ET TABLEAUX

Figure 1.1. mode d'endommagement dans un stratifié croisé.....	15
Figure 2.1 : fissuration transverse et cellule élémentaire.....	21
Figure 2.2 : Contraintes exercées sur un élément de la couche à 90°.....	24
Figure 2.3 : Cellule élémentaire et fissuration transverse.....	31
Figure 2.4 : Représentation des contraintes dans les différentes couches.....	33
Figure 3.1 : organigramme du calcul des propriétés vieilles par MICATSAI.....	41
Figure 3.2 : Effet de variation de température sur le module de Young longitudinal pour T300/5208 à différents niveaux de concentration.....	44
Figure 3.3 : Effet de variation de température sur le module de Young transversal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.....	44
Figure 3.4 : Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinale pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.....	44
Figure 3.5 : Effet de la variation de température sur le coefficient de poisson longitudinale pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.....	45
Figure 4.1 : Organigramme du AEROSHEAR	50
Figure 4.2 : La réduction du module de Young en fonction de la densité de fissuration pour AS4-3502 [0/90]s	51
Figure 4.3 : La réduction du module de Young en fonction de la densité de fissuration pour AS4-3502 [0/90]s	52
Figure 4.4 : La réduction du module de Young en fonction de la densité de fissuration pour AS4-3502 [0/90]s	52
Figure 4.5 : Comparaison des évolution de rigidité E_x/E_{x0} entre les stratifiés [0/90]s, [0/90]s, [0/90]s, en fonction de la densité de fissures.....	52
Figure 4.6 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissuration pour le stratifié AS4-3505 [0/90]s	54

Figure 4.7 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de -fissuration pour le stratifié AS4-3505 [$\pm 15/90$] _s	54
Figure 4.8 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissuration pour le stratifié AS4-3505 [$\pm 30/90$] _s	55
Figure 4.9 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissuration pour le stratifié AS4-3505 [$\pm 40/90$] _s	55
Figure 4.10 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différentes angle θ pour le stratifié AS4-3502 [$\theta/90$] _s fissuré	56
Figure 5.1 Organigramme de SHEARTSAI.....	60
Figure 5.2 : Réduction de la rigidité relative pour AS4-3502 fissuré en fonction de la densité de fissures pour deux cas : [$0/90$] _s ($\alpha = 1$) et [$0/90_3$] _s ($\alpha = 1/3$).....	61
Figure 5.3 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré 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 ($\alpha = 1/3$).....	61
Figure 5.4 : 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 ($\alpha = 1/3$).....	62
Figure 5.5 : 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 , ($\alpha = 1/3$).....	62
Tableau 3.1 : caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208,	42
Tableau 3.2 : caractéristiques de variation de température et d'humidité,	42
Tableau 3.3 : propriétés du T300/5208 $T_r=22^\circ\text{C}$	42
Tableau 3.4 : caractéristiques de diffusion du T300/5208,	42
Tableau 3.5 : choix des environnements.....	43
Tableau 3.6 : Taux de réduction des propriétés mécaniques $T=60^\circ\text{C}$, $C=0\%$, $C=0.15\%$, $C=1\%$, 1.5%	46

Tableau 3.7 : Taux de réduction des propriétés mécaniques T=120°C, C=0%, C=0.15%, C=1% ,1.5%.....	47
Tableau 4.1 : Propriétés élastiques du matériau AS4-3502.....	51

Liste des symboles

σ_m : La contrainte en traction dans la matrice (GPa)

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 ($^\circ\text{C}$)

HR : Degré hygrométrique ou humidité relative (%)

T_g : Température de transition vitreuse ($^\circ\text{C}$)

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 0° (mm)

$\bar{u}_\theta(x)$: Déplacement longitudinale moyen dans la couche à 0° (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)

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

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

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

σ_C : Contraintes de traction appliquée (GPa)

G : Paramètre de cisaillement (GPa)

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

a : Rapport géométrique de fissuration

C : Concentration de l'humidité (%)

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

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

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

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

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

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

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 : Module de cisaillement de la matrice (GPa)

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

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

V_m : Volume de la matrice (mm³)

V_f : Volume des fibres (mm³)

T^* : Température adimensionnelle

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

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

INTRODUCTION :

Dans l'industrie aéronautique et spatiale, la conception des structures, qu'ils s'agissent d'aéronefs, de lanceurs, de véhicules spatiaux, doit se conformer à des conditions de légèreté présentant une meilleure résistance mécanique et une bonne rigidité, et de parfaite sécurité. La possibilité d'une rupture étant totalement exclue. L'apparition de fissures au cœur de matériau peut devenir de plus en plus importante en s'amplifiant sous de différentes conditions sollicitant les structures. Ce qui conduit progressivement en fonction de temps à un phénomène d'endommagement pouvant être particulièrement dangereux.

Grace aux excellentes propriétés mécaniques du matériau composite, leur légèreté, la bonne résistance chimique, la meilleure tenue en fatigue et la souplesse de mise en forme offrent le meilleur compromis dans le secteur aéronautique.

Les composites permettent la réalisation des structures légères présentant des caractères d'anti corrosion et d'isolation thermique et électrique.

Les structures aérospatiales en composites, changent en température et en humidité durant leur usage structural. Le changement de température engendre des effets : le matériau se dilate lorsqu'il est chauffé et se contracte lorsqu'il est refroidi, la chaleur cause la réduction de température de transition, d'où une sévère dégradation de la rigidité.

Lors de leur exposition à des environnements variables en termes de température et humidité, ces matériaux sont souvent soumis à des états de contraintes complexes, qui peuvent être engendrées par des déformations de nature hygrothermique, due à l'absorption d'humidité par la matrice polymère, favorisant une chute considérable de la résistance du matériau.

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. Lors d'une sollicitation de traction monotone ou cyclique, la dégradation de matériaux homogène et isotropes est généralement localisée et se produit selon trois stades : l'amorçage, la propagation d'une fissure principale et la ruine finale. Le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transverse des couches orientées à 90°, beaucoup de recherches ont été développées [1-2] tentent d'évaluer la répartition

des contraintes et la dégradation de la rigidité due à des micros fissures dans les stratifiés.

L'esprit dans lequel s'inscrit cette recherche, doit tenir compte dans un premier temps des 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 à travers le modèle de Tsai [3]. Le comportement des structures est ensuite étudié à travers l'étude des propriétés élastiques et l'évolution de la rigidité en fonction du temps. Les structures étudiées sont considérées fissurées, soumises à des efforts de traction et compression et sous l'effet de conditions environnementales différentes, en fonction du temps.

L'étude accomplie utilise la méthode de diffusion de cisaillement qui s'intéresse à l'étude du champ de déplacement.

Pour l'accomplissement de cette étude, les étapes successives suivantes ont été suivies :

1. Une étude bibliographique sur les différentes modes de fissurations, qui sont générées par les effets de vieillissement hygrothermique des stratifiés était nécessaire. Cette étude nous a permis d'orienter notre recherche.
2. Il est judicieux de comprendre le processus hygrothermique au niveau microscopique de la matrice et des fibres. Le deuxième chapitre présente une synthèse générale concernant l'influence de la reprise de l'humidité et les effets de vieillissement qui sont dus à la température et à l'humidité, sur les composites à matrice polymère. Le modèle de Tsai modélisant le vieillissement est aussi donné ainsi les caractéristiques mécanique vieillis.
3. Le troisième 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.
4. Dans le quatrième chapitre, nous représentons les résultats obtenus par la simulation du comportement mécanique d'un composite fissurée et sous sollicitation.
5. Dans ce dernier chapitre, on donne les représentations du comportement de la rigidité dans un matériau composite fissurée, soumis à des sollicitations de traction et sous différentes conditions hygrothermique.

Nous terminerons par une conclusion générale et des perspectives futures.

CHAPITRE 1

RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Introduction :

Un matériau composite résulte de l'association de deux matériaux différents aussi bien par leur forme que par leurs propriétés mécaniques ou chimiques pour tenter d'accroître leurs performances. Les deux constituants du composite sont la matrice et le renfort, qui ont se combinant donnent un matériau hétérogène souvent anisotrope. C'est à dire dont les propriétés différentes suivant la direction.

Les matériaux constituant le composite sont généralement choisis en fonction de l'application que l'on souhaite en faire par la suite. Les critères de choix peuvent être, par exemple, les propriétés mécaniques requises, la résistance à la chaleur ou à l'eau, ou même la méthode de mis en œuvre.

Les structures aéronautiques sont réalisées en grandes parties par des composites à matrice polymère, et elles évoluent dans des conditions d'environnement variables, en terme d'altitude, de vitesse, de température et d'humidité. En effet, il s'est avéré que les propriétés mécaniques de certaines matrices polymères pouvaient être modifiées, suite à une exposition prolongée dans une atmosphère humide et à température variable. L'évolution de ces propriétés avec le temps sous différentes conditions d'utilisation, conditions auxquelles les structures seront confrontées durant leur service, a grandement attiré la curiosité de nombreuses études et recherches scientifiques, en vue de connaître avec précision la durabilité de la structure composites et de garantir ainsi sa fiabilité.

1.2 Endommagement d'un matériau composite :

L'inhomogénéité et l'anisotropie des matériaux composites rendent leurs mécanismes d'endommagement plus nombreux et plus complexe. Au sein d'une structure composite, on peut voir apparaître endommagement constitué de micro-décohésion et de microfissures, ruptures du plis, rupture des fibres et des matrices, décohésion de l'interface, glissement et flottement des fibres dans la matrice ...

Les mécanismes d'endommagement sont nombreux et difficiles à décrire, particulièrement la propagation des délaminages et des ruptures de plis.

1.3 Les échelles d'observation de l'endommagement :

Il existe plusieurs types d'endommagement dans une structure stratifiée unidirectionnelle ou tissées, 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 fibre, 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 intra laminaires (le plan de la fissure est perpendiculaire ou parallèle aux couches de renfort à l'intérieur des couches) mais également la rupture de fibre qui intervient au stade ultime de la ruine du matériau, qui sont parallèle à la direction des fibres.

1.4 Mécanisme 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 :

1.4.1 Fissuration transverse :

Il s'agit de fissures qui traversent toute l'épaisseur des couches les plus désorientées par rapport à l'axe de sollicitation. Des micro-défauts au sein du matériau (comme des vides, des fibres cassées, le décollement fibre/matrice ou des microfissures de la matrice) peuvent être à l'origine de ces fissures amorcées par une forte concentration de contrainte locale. Ces fissures sont assez rectilignes et généralement perpendiculaires aux interfaces entre les couches adjacentes.

1.4.2 Fissuration longitudinale :

Il s'agit de fissures qui sont analogues aux précédentes, apparaissent toujours dans la matrice et sont perpendiculaires aux interfaces des couches, mais qui traversent toute l'épaisseur des couches orientées à 0° par rapport à l'axe de sollicitation.

1.4.3 Délaminage entre couches :

C'est un mécanisme de décohésion entre les couches qui apparaît sur le bord libre ou/et à l'intérieur de l'éprouvette. A cause des contraintes inter laminaires élevées près des bords, le délaminage s'amorce généralement à cet endroit, puis progresse en séparant les couches.

1.4.4 Rupture des fibres :

C'est un dernier mécanisme qui va généralement conduire à la rupture finale de l'éprouvette.

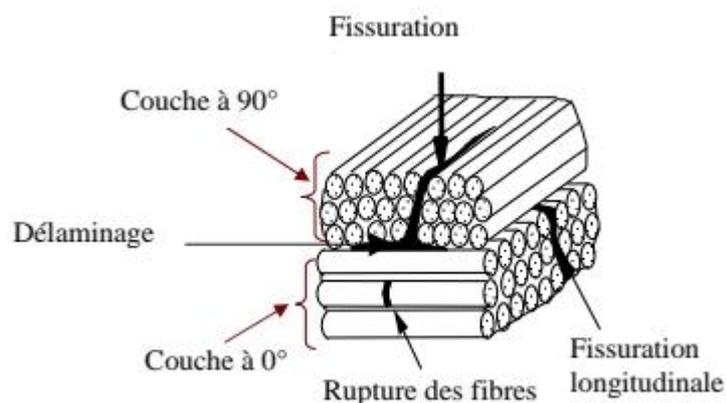


Figure1.1. mode d'endommagement dans un stratifié croisé

1.5 Problématique :

Afin d'évaluer quantitativement le comportement mécanique d'un composite sous sollicitations, il est important de connaître le champ de contraintes dans le composite endommagé. Le problème à résoudre en premier lieu est de l'élasticité et de la rigidité en fonction de la densité de fissuration sur un stratifié fissuré. 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 sous l'effet de la température et l'humidité. Le modèle de Tsai [3] est utilisé pour déterminer le comportement mécanique du stratifié sous l'effet

hygrothermique. Ce modèle tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité.

Enfin, la dernière étape est de résoudre l'équation de diffusion qui gère le processus d'absorption et désorption transitoire, appliqué au matériau composite fissuré. Le même modèle de Tsai [3] cité précédemment est utilisé pour simuler les effets hygrothermiques avec une variation de concentration transitoire en fonction de la densité de fissuration. Les propriétés mécaniques du matériau composite fissuré en fonction du temps ont été étudiées pour ce cas.

1.6 Méthodes de modélisation :

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.

Le procédé d'endommagement des stratifiés 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'autre 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.

1.7 Travaux effectués :

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, que ceux des matériaux classiques. 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.

E.A Adda-Bedia, Bouazza, Tounsi et Benzair [4], 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

[0m/90n]s, engendre une perte de rigidité considérable surtout pour une densité de fissuration supérieure à 1/mm.

A. Megueni, Tounsi et Adda Bedia [1], ont étudié l'évolution du facteur de contrainte sous différentes conditions hygrothermiques pour un composite vieillis. Dans un premier temps, les résultats montrent que les caractéristiques mécaniques des stratifiés 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.

V. Lietard (1998) [5], 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 autre [6] soumettent deux stratifiés composites à matrice polymère, [0/90₂], utilisées en construction supersonique par Boeing, le Dupont Avimid K3B polymer/M7 à fibres de carbone et le PET15/IM7 à fibre 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 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 [7], considéra l'effet de température sur la propagation des fissure dans les polymères, puis examina [8] l'effet de température et d'humidité sur un système graphite/époxy AS4-3502. L'expérience a été faite sur les trois stratifiés suivantes : [0₂/±45]₂s, et [0/±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 ç sec, l'effet d'humidité et de température combiné. A une influence sur la dégradation de la rigidité dans les stratifiés.

Mercier [9] a traité le vieillissement en milieu humide et l'endommagement par fissuration, de matériau composite à matrice organiques (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 [10] 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 [11], ont suivi l'évolution de la fissuration transverse dans les stratifiés croisés vieilliss, vu que l'évolution et l'État saturé des fissures transverses dépendent de plusieurs paramètres comme, les épaisseurs des couches, la nature de 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 du fissures. Une partie aussi importante à été visée par cette étude, elle concerne l'analyse des fissures transverses dans les stratifié croisé vieilliss. Les propriétés mécaniques de ces matériaux sont bien affectées par les variations de température et d'humidité.

L'évolution de la rigidité en fonction de la densité de fissuration dans les composites stratifiés croisés constitués de plis unidirectionnels à fibres longues et à matrice organique soumis à des conditions de température et d'humidité variables dans le temps a été étudié par M. Khodjet-Kesba [12]. Deux approches analytiques ont été utilisées pour évaluer la perte de la rigidité, la Shear-Lag et le modèle d'HASHIN. Les résultats obtenue montrent la dépendance de la réduction des caractéristiques mécaniques en fonction de la densité de fissuration et aux conditions d'environnement.

La méthode Shear-Lag modifié qui prend en considération le transfert des contraintes de cisaillement et normale inter laminaire a été utilisée par El Meiche et autres [13] pour évaluer l'effet de la fissuration transverse sur la réduction de la rigidité pour le composite hybride verre/époxy and graphite/époxy. Les résultats ont montrés la distribution des contraintes et la réduction de la rigidité relative du composite hybride dépend largement des propriétés des couches à 90° et 0° .

CHAPITRE 2

MODELISATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE

2.1 Introduction :

La fissuration transverse se manifeste dans les couches dont les fibres sont désorientées par rapport à la direction de sollicitation. Les fissures apparaissent dans la matrice ou à l'interface entre fibre matrice, et se propagent parallèlement aux fibres. En conséquence, la qualité de l'interface fibre matrice joue un rôle important dans le développement de la fissuration transverse. 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.

La modélisation de la fissuration transverse est proposée par un schéma appelé modèle de transfert du chargement par cisaillement (Shear-Lag), schéma qui est en fait l'application à la fissuration transverse 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 l'analyse, mais elle n'est pas très réaliste puisque les modules de cisaillement transverses des couches à 0° et 90° sont du même ordre de grandeur. [14]

Dans ce chapitre, nous avons étudié pour analyser la fissuration transverse des composites à couches croisées, un modèle de diffusion de cisaillement (Shear-Lag).

2.2 Méthode de diffusion de cisaillement :

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. [14].

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 $2-t_0$ entre deux fissures consécutives (figure 2.1)

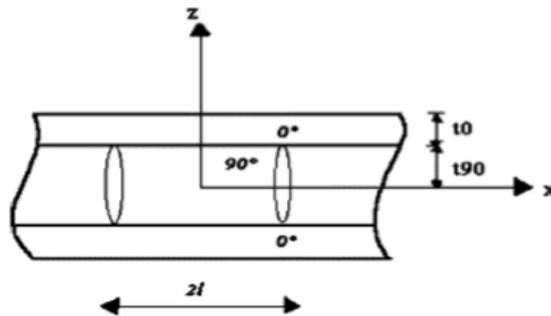


Figure 2.1 : fissuration transverse et cellule élémentaire

Ainsi nous avons exprimé les déplacements longitudinaux sous la forme [14] :

$$u_0(x,z) = \bar{u}_0(x) + f(z) A_0(x) \quad (2.1)$$

$$u_{90}(x,z) = \bar{u}_{90}(x) + \left(z^2 - \frac{t_{90}^2}{3}\right) A_{90}(x) \quad (2.2)$$

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 :

$$\bar{u}_0(x) = \frac{1}{t_0} \int_{t_{90}}^{t_0+t_{90}} u_0(x,z) . dz, \quad (2.3)$$

$$\bar{u}_{90}(x) = \frac{1}{t_{90}} \int_{-t_{90}}^{t_{90}} u_{90}(x,z) . dz, \quad (2.4)$$

La relation (2.4) 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 [15] 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 (2.2) de $u_{90}(x,z)$ alors que la relation (2.3) impose que la fonction $f(z)$ vérifie la relation :

$$\int_{t_0}^{t_0+t_{90}} f(z). dz = 0 \quad (2.5)$$

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

$$u_0(x, \pm t_{90}) = u_{90}(x, \pm t_{90}) \quad (2.6)$$

Impose la relation :

$$\bar{u}_0(x) + f(t_{90}). A_0(x) = \bar{u}_{90}(x) + \frac{2}{3} t_{90}^2. A_{90}(x) \quad (2.7)$$

2.2.2 Contraintes de cisaillement :

Les contraintes de cisaillement dans les deux couches sont données par :

$$\sigma_{xz}^0 = G_{xz}^0. \gamma_{xz}^0 \quad (2.8)$$

Avec

$$\sigma_{xz}^{90} = G_{xz}^{90}. \gamma_{xz}^{90} \quad (2.9)$$

$$\gamma_{xz}^i = \frac{\partial u_i}{\partial z} + \frac{\partial w_i}{\partial x}, i=0,90 \quad (2.10)$$

Où G_{xz}^0 et G_{xz}^{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, conduisant à :

$$\gamma_{xz}^i \approx \frac{\partial u_i}{\partial z} \quad (2.11)$$

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

$$\sigma_{xz}^0 = G_{xz}^0. f'(z). A_0(x) \quad (2.12)$$

$$\sigma_{xz}^{90} = 2. z. G_{xz}^{90}. A_{90}(x) \quad (2.13)$$

Où

$$f'(z) = \frac{\partial f}{\partial z} \quad (2.14)$$

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

$$\sigma_{xz}^{90}(x, 0) = 0 \quad (2.15)$$

$$\sigma_{xz}^{90}(x, \pm t_{90}) = \sigma_{xz}^0(x, \pm t_{90}) \quad (2.16)$$

$$\sigma_{zz}^{90}(x, \pm t_{90}) = \sigma_{zz}^0(x, \pm t_{90}) \quad (2.17)$$

$$\sigma_{xz}^0(x, t_0 + t_{90}) = 0 \quad (2.18)$$

$$\sigma_{zz}^0(x, t_0 + t_{90}) = 0 \quad (2.19)$$

$$\sigma_{xx}^{90}(\pm l, z) = 0 \quad (2.20)$$

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

Les conditions (2.18) sur la frontière latérale impose que :

$$f'(t_0 + t_{90}) = 0 \quad (2.22)$$

Et la condition de continuité (2.16) de la contrainte de cisaillement à l'interface entre les couches à 0° et 90° conduit à :

$$A_0(x) = 2 \frac{G_{xz}^{90} t_{90}}{G_{xz}^0 f'(t_{90})} A_{90}(x) \quad (2.23)$$

En combinant les équations (2.7) et (2.23) nous obtenons l'expression des déplacements moyens :

$$\bar{u}_0(x) - \bar{u}_{90}(x) = \left[\frac{2}{3} t_{90}^2 - 2 \frac{G_{xz}^{90} t_{90} f(t_{90})}{G_{xz}^0 f'(t_{90})} \right] A_{90}(x) \quad (2.24)$$

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

$$\tau(x) = \sigma_{xz}^{90}(x, t_{90}) \quad (2.25)$$

$$\tau(x) = 2 \cdot G_{xz}^{90} t_{90} \cdot A_{90}(x) \quad (2.26)$$

En introduisant (2.24) dans (2.26) 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° :

$$\tau(x) = \frac{3G}{t_{90}} [\bar{u}_0(x) - \bar{u}_{90}(x)] \quad (2.27)$$

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

$$G = \frac{G_{xz}^{90}}{G_{xz}^{90} f(t_{90}) - G_{xz}^0 t_{90} f'(t_{90})} \quad (2.28)$$

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

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 2.2) conduit à la relation :

$$\frac{d\bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx} = -\frac{1}{t_{90}} \tau(x) \quad (2.29)$$

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

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) = \frac{1}{2t_{90}} \int_{-t_{90}}^{t_{90}} \sigma_{xx}^{90}(x, z) dz \quad (2.30)$$

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 :

$$\alpha \bar{\sigma}_{xx}^0(x) + \bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) = (1 + \alpha) \cdot \sigma_c \quad (2.31)$$

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

$$\alpha = \frac{t_0}{t_{90}} \quad (2.32)$$

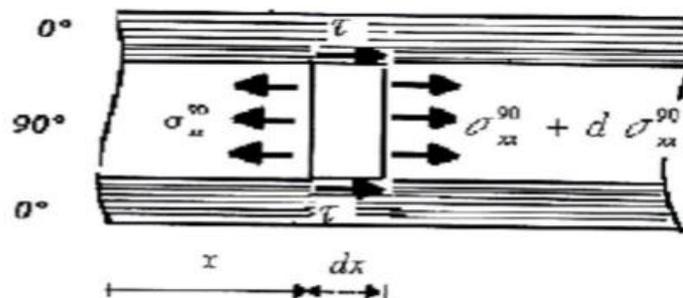


Figure 2.2 : Contraintes exercées sur un élément de la couche à 90°

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 :

$$\bar{\sigma}_{xx}^0 = E_0 \cdot \bar{\varepsilon}_{xx}^0 \quad \text{avec} \quad \bar{\varepsilon}_{xx}^0 = \frac{d\bar{u}_0}{dx} \quad (2.33)$$

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90} = E_{90} \cdot \bar{\varepsilon}_{xx}^{90} \quad \text{avec} \quad \bar{\varepsilon}_{xx}^{90} = \frac{d\bar{u}_{90}}{dx} \quad (2.34)$$

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 (2.27) nous obtenons :

$$\frac{d\tau}{dx} = \frac{3G}{t_{90}} \left[\frac{d\bar{u}_0}{dx} - \frac{d\bar{u}_{90}}{dx} \right] \quad (2.35)$$

En tenant compte des expressions ((2.29), (2.33) et (2.34), la relation précédente devient :

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} = -\frac{3G}{t_{90}} \left[\frac{\bar{\sigma}_{xx}^0}{E_0} - \frac{\bar{\sigma}_{xx}^0}{E_{90}} \right] \quad (2.36)$$

Puis, en utilisant (2.31), nous obtenons :

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} = -\frac{3G}{t_{90}^2} \left(\frac{1+\alpha}{\alpha \cdot E_0} \sigma_c - \frac{\alpha \cdot E_{90} + E_{90}}{\alpha \cdot E_0 + E_{90}} \bar{\sigma}_{xx}^{90} \right) \quad (2.37)$$

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} = \frac{3G(t_0 + t_{90})}{t_{90}^2 t_0 \cdot E_0 \cdot E_{90}} \left(\frac{\alpha \cdot E_0 + E_{90}}{1+\alpha} \bar{\sigma}_{xx}^{90} - E_{90} \cdot \sigma_c \right) \quad (2.38)$$

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

$$E_x^0 = \frac{\alpha \cdot E_0 + E_{90}}{1+\alpha} \quad (2.39)$$

La relation (2.38) peut finalement s'écrire sous la forme réduite :

$$\frac{d^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90}}{dx^2} - \lambda^2 \bar{\sigma}_{xx}^{90} = -\frac{E_{90}}{E_x^0} \sigma_c \cdot \lambda^2 \quad (2.40)$$

$$\lambda^2 = \frac{3G(t_0 + t_{90})E_x^0}{t_{90}^2 t_0 \cdot E_0 \cdot E_{90}} \quad (2.41)$$

La solution de l'équation différentielle (2.40) est de la forme :

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) = A \cosh \lambda x + B \sinh \lambda x + \frac{E_{90}}{E_x^0} \sigma_c \quad (2.42)$$

La contrainte de cisaillement à l'interface entre les couches s'écrit d'après (2.29) :

$$\tau(x) = -t_{90} \lambda (A \sinh \lambda x + B \cosh \lambda x) \quad (2.43)$$

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

- Les surfaces des fissures ne supportent aucune contrainte longitudinale :

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(l) = 0 \quad (2.44)$$

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

$$\tau(0) = 0 \quad (2.45)$$

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

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90} = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \left(1 - \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) \quad (2.46)$$

$$\tau(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.47)$$

La contrainte longitudinale moyenne dans la couche à 0° est ensuite déduite de la relation (2.31) :

$$\bar{\sigma}_{xx}^0 = \sigma_c \frac{E_0}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) \quad (2.48)$$

Les expressions (2.46), (2.47) et (2.48) introduisent le rapport géométrique de fissuration :

$$a = \frac{l}{t_{90}} \quad (2.49)$$

Et le paramètre transfert de charge :

$$\eta^2 = \lambda^2 t_{90}^2 = 3 \left(1 + \frac{1}{\alpha} \right) \frac{G E_x^0}{E_0 E_{90}} \quad (2.50)$$

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

La comparaison des équations (2.26) et (2.47) nous permet de trouver l'expression de la fonction $A_{90}(x)$:

$$A_{90}(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^{90} t_{90}} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.51)$$

Puis la relation (2.23) nous donne la fonction $A_0(x)$:

$$A_0(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{G_{xz}^0 f'(t_{90})} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.52)$$

En reportant ces expressions dans les expressions (2.1) et (2.2) puis (2.12) et (2.13) nous obtenons les déplacements longitudinaux et les contraintes de cisaillement transverse dans les couche à 0° et à 90° :

$$u_0(x, z) = \bar{u}_0(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{G_{xz}^0 f'(t_{90})} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} f(z) \quad (2.53)$$

$$u_{90}(x, z) = \bar{u}_{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^0 t_{90}} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} (z^2 - \frac{t_{90}^2}{3}) \quad (2.54)$$

$$\bar{\sigma}_{xz}^0(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{f'(z)}{f'(t_{90})} \quad (2.55)$$

$$\bar{\sigma}_{xz}^{90}(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{z}{t_{90}} \quad (2.56)$$

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

$$\sigma_{xz}^i(x, z) = E_i \frac{\partial u_i}{\partial x} \quad i=0,90 \quad (2.57)$$

Ce qui nous donne :

$$\bar{\sigma}_{xx}^0(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^0(x) + \sigma_c \frac{E_0 E_{90}}{E_x^0 G_{xz}^0 t_{90} f'(t_{90})} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} f(z) \quad (2.58)$$

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}^2}{2E_x^0 G_{xz}^0} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} (\frac{z^2}{t_{90}^2} - \frac{1}{3}) \quad (2.59)$$

Enfin les contraintes normales transverses $\sigma_{xz}^i(x, z)$ peuvent être déduites des équations d'équilibre :

$$\frac{\partial \sigma_{xz}^i}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xx}^i}{\partial z} = 0 \quad i=0,90 \quad (2.60)$$

Soit :

$$\frac{\partial \sigma_{zz}^0}{\partial z} = -\sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{\eta^2 a}{l} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{f'(z)}{f'(t_{90})} \quad (2.61)$$

$$\frac{\partial \sigma_{zz}^{90}}{\partial z} = -\sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{\eta^2 a}{l} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{z}{t_{90}} \quad (2.62)$$

En intégrant ces expressions et en considérant les conditions aux limites et à l'interface données par les relations (2.17) et (2.19) nous obtenons :

$$\sigma_{zz}^0(x, z) = -\sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l} f(t_{90}) - f(t_0 - t_{90})}{\cosh \eta a t_{90} f'(t_{90})} \quad (2.63)$$

$$\sigma_{zz}^{90}(x, z) = -\sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l} \left(\frac{z^2}{2t_{90}^2} - \frac{1}{2} + \frac{f(t_{90}) - f(t_0 - t_{90})}{t_{90} f'(t_{90})} \right)}{\cosh \eta a} \quad (2.64)$$

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 [16] 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 [17-18] :

$$f(z) = z^2 + Bz + C \quad (2.65)$$

En tenant compte des conditions (2.5) et (2.22), la fonction $f(z)$ s'écrit de la façon suivante :

$$f(z) = z^2 - 2(t_0 + t_{90})z + \frac{2}{3}t_0^2 + 2t_0t_{90} + t_{90}^2 \quad (2.66)$$

Le paramètre de cisaillement (2.28) est alors donné par :

$$G = \frac{G_{xz}^{90}}{1 + \alpha \frac{G_{xz}^{90}}{G_{xz}^0}} \quad (2.67)$$

Où α est le rapport des épaisseurs de couches, introduit en (2.32).

L'introduction des expressions précédentes dans les relations (2.53) à (2.64), conduit aux expressions des déplacements longitudinaux et des contraintes :

$$u_0(x, z) = \bar{u}_0(x) - \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^0 t_0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - 2(t_0 + t_{90})z + \frac{2}{3}t_0^2 + 2t_0t_{90} + t_{90}^2 \right) \quad (2.68)$$

$$u_{90}(x, z) = \bar{u}_{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2G_{xz}^0 t_{90}} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - \frac{t_{90}^2}{3} \right) \quad (2.69)$$

$$\bar{\sigma}_{xx}^0(x) = \sigma_c \frac{E_0}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) \quad (2.70)$$

$$\bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \left(1 - \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) \quad (2.71)$$

$$\sigma_{xx}^0(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^0(x) - \sigma_c \frac{E_0 E_{90}}{E_x^0 G_{xz}^0} \frac{1}{2t_0 t_{90}} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - 2(t_0 + t_{90})z + \frac{2}{3}t_0^2 + 2t_0 t_{90} + t_{90}^2 \right) \quad (2.72)$$

$$\sigma_{xx}^{90}(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}^2}{2E_x^0 G_{xz}^{90}} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{z^2}{t_{90}^2} - \frac{1}{3} \right) \quad (2.73)$$

$$\sigma_{xz}^0(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{2z - 2(t_0 + t_{90})}{2t_0} \right) \quad (2.74)$$

$$\sigma_{xz}^{90}(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{z}{t_{90}} \quad (2.75)$$

$$\tau(x) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \quad (2.76)$$

2.2.6 Prise en compte d'un cisaillement progressif dans la couche à 0° :

Le développement de l'analyse généralisée introduit seulement deux conditions (2.5) et (2.22) que doit satisfaire la fonction $f(z)$. Ensuite le choix de cette fonction doit être tel que la fonction décrive au mieux le comportement réel du stratifié.

La fonction $f(z)$ qui décrit au mieux le comportement est sous la forme [18] :

$$f(z) = A - \cosh \beta (t_0 + t_{90} - z) \quad (2.77)$$

Où A et β sont des coefficients à déterminer. Cette fonction satisfait la condition (2.22).

Ensuite la condition (3.5) impose :

$$A = \frac{\sinh \beta t_0}{\beta t_0} \quad (2.78)$$

Et la fonction $f(z)$ s'écrit :

$$f(z) = \frac{\sinh \alpha \eta t}{\alpha \eta t} - \cosh \eta t \left(1 + \alpha - \frac{z}{t_{90}} \right) \quad (2.79)$$

Avec η_t

$$\eta_t = \beta \cdot t_{90} \quad (2.80)$$

Le paramètre η_t apparait comme paramètre de transfert du chargement mécanique à travers l'épaisseur de la couche à 0° [19]. En tenant compte des considérations précédentes (effets des paramètres E_0, G_{xz}^0 et α), différentes expressions de η_t ont été considérées. Les meilleurs résultats ont été obtenus en prenant :

$$\eta_t = \frac{E_0}{G_{xz}^0} \frac{1}{a} \quad (2.81)$$

Les choix de $f(z)$ et du paramètre η_t sont associés à une compréhension inspirée du phénomène de transfert mis en jeu [19].

Comme précédemment dans le cas de la variation parabolique, les expressions des déplacements longitudinaux et des contraintes sont obtenues à partir des expressions (3.53) à (3.64) nous obtenons :

$$u_0(x, z) = \bar{u}_0(x) + \sigma_c \frac{E_{90} t_{90}}{E_x^0 G_{xz}^0 \eta_t} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{1}{\alpha \eta_t} - \frac{\cosh \eta_t \left(1 + \alpha - \frac{z}{t_{90}}\right)}{\sinh \alpha \eta_t} \right) \quad (2.82)$$

$$u_{90}(x, z) = \bar{u}_{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \frac{1}{2 G_{xz}^{90} t_{90}} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(z^2 - \frac{t_{90}^2}{3} \right) \quad (2.83)$$

$$\sigma_{xz}^0(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{2z - 2(t_0 + t_{90})}{2t_0} \right) \quad (2.84)$$

$$\sigma_{xz}^{90}(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta \frac{\sinh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{z}{t_{90}} \quad (2.85)$$

$$\sigma_{xx}^0(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^0(x) - \sigma_c \frac{E_0 E_{90}}{E_x^0 G_{xz}^0 \eta_t} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{1}{\alpha \eta_t} - \frac{\cosh \eta_t \left(1 + \alpha - \frac{z}{t_{90}}\right)}{\sinh \alpha \eta_t} \right) \quad (2.86)$$

$$\sigma_{xx}^{90}(x, z) = \bar{\sigma}_{xx}^{90}(x) + \sigma_c \frac{E_{90}^2}{2 E_x^0 G_{xz}^{90}} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{z^2}{t_{90}^2} - \frac{1}{3} \right) \quad (2.87)$$

$$\sigma_{zz}^0(x, z) = \sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \frac{1 - \cosh \eta_t \alpha}{\eta_t \sinh \eta_t \alpha} \quad (2.88)$$

$$\sigma_{zz}^{90}(x, z) = -\sigma_c \frac{E_{90}}{E_x^0} \eta^2 \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \left(\frac{z^2}{2t_{90}^2} - \frac{1}{2} - \frac{1 + \cosh \alpha \eta_t}{\sinh \alpha \eta_t} \right) \quad (2.89)$$

2.2.7 Equation de réduction du module de Young :

Nous considérons un stratifié croisé symétrique de type $[0m/90n]_s$, 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 2.3). 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). [14].

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.

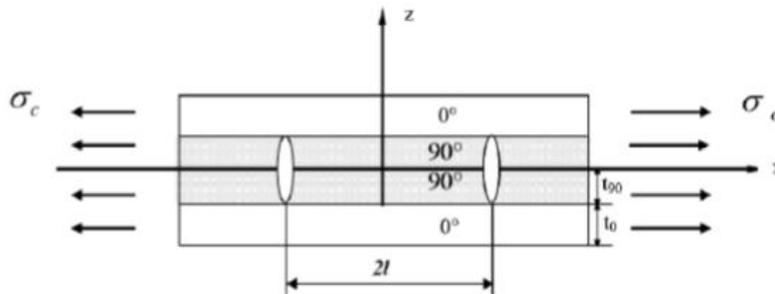


Figure 2.3 : Cellule élémentaire et fissuration transverse

La déformation longitudinale moyenne est donné par :

$$\begin{aligned} \varepsilon_c &\approx \bar{\varepsilon}_{xx}^0 = \frac{1}{l} \int_0^l \frac{\bar{\sigma}_{xx}^0}{E_0} dx \\ &= \frac{1}{l} \int_0^l \sigma_c \frac{1}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) dx \\ &= \sigma_c \frac{1}{E_x^0} + \sigma_c \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{1}{\eta a} \tanh \eta a \end{aligned} \quad (2.90)$$

Nous avons également la relation suivante :

$$\sigma_c = E_x \varepsilon_c \quad (2.91)$$

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

$$E_x = \frac{\sigma_c}{\varepsilon_c} = \frac{1}{\frac{1}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0 E_x^0} \frac{1}{\eta a} \tanh \eta a} \quad (2.92)$$

La densité de fissure transversale est donnée par :

$$\rho = \frac{1}{2l} \quad (2.93)$$

D'où

$$l = \frac{1}{2\rho} \quad (2.94)$$

En remplaçant (2.94) dans (2.49) on obtient :

$$a = \frac{1}{2\rho t_{90}} \quad (2.95)$$

Rn introduisant (2.95) dans (2.92) nous obtenons l'expression suivante :

$$E_x = \frac{1}{\frac{1}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90} 2\rho t_{90}}{t_0 E_0 E_x^0 \eta} \tanh \eta \frac{1}{2\rho t_{90}}} \quad (2.96)$$

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

$$\frac{E_x}{E_x^0} = \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{2\rho t_{90}}{\eta} \tanh \frac{1}{2\rho t_{90}} \right)^{-1} \quad (2.97)$$

2.3 Modèle parabolique de diffusion de cisaillement (Shear-lag) contenant des fissurations transverses avec délaminage :

Dans le même stratifié cité précédemment, lorsque la charge uni axiale est augmentée, le nombre de fissure croit jusqu'à atteindre un état de saturation de la fissuration. Les fissures transverse 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 (2.4) :

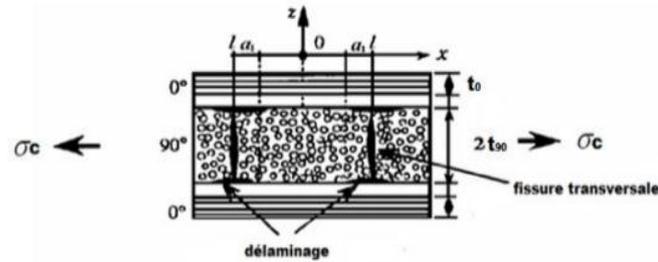


Figure 2.4 : Modèle analytique d'un stratifié avec fissuration transverse et délaminage.

2.3.1 Réduction de la 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 [20] :

$$\begin{aligned} \varepsilon_c &\approx \bar{\varepsilon}_{xx}^0 = \frac{1}{l} \int_0^l \frac{\bar{\sigma}_{xx}^0}{E_0} dx \\ &= \frac{1}{l} \int_{l-a_1}^l \frac{t_0+t_{90}}{E_0 t_0} \sigma_c dx + \frac{1}{l} \int_0^{l-a_1} \sigma_c \frac{1}{E_x^0} \left(1 + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0} \frac{\cosh \eta a \frac{x}{l}}{\cosh \eta a} \right) dx \\ &= \frac{a_1}{l} \frac{t_0+t_{90}}{E_0 t_0} \sigma_c + \frac{l-a_1}{l} \frac{\sigma_c}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0 E_x^0} \frac{\sigma_c}{\cosh(\eta a)} \frac{\sinh \eta a}{\eta a} \left(1 - \frac{a_1}{l} \right) \end{aligned} \quad (2.98)$$

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

$$a_1 = Nl \quad (2.99)$$

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

$$\frac{Ex}{E_0} = \left\{ E_x^0 \left(N \frac{t_0+t_{90}}{E_0 t_0} + \frac{1-N}{E_x^0} + \frac{t_{90} E_{90}}{t_0 E_0 E_x^0} \frac{\left[\frac{2\rho}{N\eta} \sinh\left(\frac{(1-N)\eta}{2\rho}\right) \right]}{\cosh\left(\frac{N\eta}{2\rho}\right)} \right) \right\}^{-1} \quad (2.100)$$

CHAPITRE 3

MODELISATION DU VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE

3.1 Introduction :

Notre étude s'inscrit résolument dans le domaine des fissurations hygrothermiques. Dans ce chapitre nous citerons dans un premier temps les effets du vieillissement hygrothermique sur les matériaux composites à matrice organique. Nous évaluerons par la suite le comportement des propriétés mécaniques, sous l'effet de la température et l'humidité.

Notre approche pour résoudre le problème reste évidemment la simulation numérique. Le modèle qui nous permettra d'introduire le vieillissement et son évolution sur ces propriétés est le modèle de Tsai [3], qui tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité. Le problème en Maple (MICATSAI) est établi qui pour accomplir cette partie.

3.2 Phénomène hygrothermique :

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 [21] :

- a. La matrice polymère : diffusion et absorption physique de l'eau moléculaire.
- b. Les microfissures : transport d'eau liquide par condensation capillaire.
- c. L'interface fibre/matrice : diffusion, absorption et condensation capillaire.

La molécule d'eau étant une molécule de petites dimension (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 polarisées, 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 par sur les chaînes moléculaires a deux conséquences majeures : la diminution de la température de transition vitreuse, et le gonflement du polymère [22].

3.3 vieillissement hygrothermique :

3.3.1 vieillissement physique-plastification :

Les molécules d'eau peuvent s'insérer dans le réseau tridimensionnel en brisant les liaisons secondaires, type van der Waals ou liaison hydrogène, entre les groupes polaires des chaînes macromoléculaires voisines [23]. Les groupes polaires du polymère vont se lier préférentiellement à une molécule d'eau. 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 .

Le phénomène est réversible. La plastification s'accompagne aussi de gonflement, qui dans le cas des composites, peuvent être responsable de décohésion fibre/matrice.

3.3.2 Vieillissement chimique :

Certaines études ont montré que la masse d'un échantillon peut augmenter continuellement lorsque celui-ci est placé dans un environnement très humide. 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 [9].

3.3.3 Effet de l'humidité sur les fibres de verre :

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. 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 de verre est donc rarement mise en évidence lors d'exposition à des environnements humides ou même en immersion. Cependant, certains auteurs mettent en cause les fibres dans la baisse des propriétés mécaniques en immersion dans de l'eau à 80° C.

Les processus de dégradation invoquées sont bien l'hydrolyse des fibres et l'attaque chimique de l'agent de couplage. de même Ashbee[24] 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.

3.4 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 longitudinale 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°.

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 [3]. Ce modèle a également été adopté dans les travaux de Sereir et autres [25].

Soit ci-dessus le choix du modèle semi-empirique pour l'évaluation des propriétés du composite en fonction des volumes des fibres [26].

3.4.1 Le module de Young dans la direction des fibres :

$$E_x = E_m \cdot V_m + E_{fx} \cdot V_f \quad (3.1)$$

3.4.2 Le module de Young transversal :

La relation micromécanique modifiée par Hahn pour le graphite époxy AS4-3502 du module de Young transversal est :

$$E_x = \frac{1+0.516\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{\frac{1}{E_{fy}} + \frac{0.516\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{E_m}} \quad (3.2)$$

3.4.3 Le module de cisaillement longitudinal :

De même la relation micromécanique modifiée par Hahn pour le graphite époxy AS4-3502 du module de Young transversal est :

$$G_{xy} = \frac{1+0.316\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{\frac{1}{G_{fx}} + \frac{0.316\left(\frac{V_m}{V_f}\right)}{G_m}} \quad (3.3)$$

$$\text{Avec } G_m = \frac{E_m}{2 \cdot (1+\nu_m)} \quad (3.4)$$

3.4.4 Le coefficient de Poisson :

$$\nu_{xy} = \nu_m \cdot V_m + \nu_{fx} \cdot V_f \quad (3.5)$$

La comparaison des valeurs des modules obtenues par ces modèle avec ceux donnés par Tsai [3], donne d'excellents résultats voir tableau 3.3.

3.5 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau et le modèle de TSAI :

Cette partie constitue un aspect fondamental de notre recherche. Le but à travers ce qui suit est la quantification du vieillissement puis l'observation de ses effets sur les propriétés mécaniques du matériau. On va devoir présenter le modèle qui nous permettra d'introduire le vieillissement et son évolution sur ces propriétés.

Le modèle correspond à celui décrit par Tsai [3] et 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.

La particularité du modèle est que le vieillissement de la fibre est bien pris en considération. Cependant, la plupart des études considèrent cette dégradation comme négligeable, notamment par rapport à la dégradation de la matrice et de l'interface. L'établissement d'une loi globale à toutes les conditions de vieillissement, particulièrement la quantité d'eau absorbée, permet de relier la baisse des constants élastiques du matériau composite à une propriété physico-chimique du matériau (de la résine époxy) et faire le lien entre différentes échelles d'observations. L'aspect relationnel décrivant les mécanismes physiques à l'origine de ces évolutions est décrit ci-dessous.

3.5.1 Evolution de Tg à la cour 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 caoutchoutière du matériau [27]. 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 [9]. 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 AS4-3502. La température de transition vitreuse à une température de référence de 22°C est de Tg=160°C, Tsai. On sait que l'absorption d'humidité entraîne la diminution de la température de transition. Les observations de nombreux auteurs tel que Ghorbel [27], 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 T_g au cours du vieillissement. Tsai [3] n'assume qu'une absorption d'humidité induit une diminution de la température de transition d'une quantité gc :

$$T_g = T_g^{\circ} - gc \quad (3.6)$$

3.5.2 Température adimensionnelle :

Tsai propose la notion de la température adimensionnelle T^* , qui est un élément essentiel pour l'évaluation des caractéristiques des composites :

$$T^* = \frac{T_g - T_{opr}}{T_g - T_{rm}} \quad (3.7)$$

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.

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

Tsai [3] 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 époxy de AS4-3502.

$$\frac{Em}{E^{\circ}m} = (T^*)^a \quad (3.8a)$$

$$\frac{Gm}{G^{\circ}m} = (T^*)^a \quad (3.8b)$$

$$\frac{vm}{v^{\circ}m} = (T^*)^a \quad (3.8c)$$

a : étant une constante semi empirique [3], donnée dans le tableau 3.2.

3.5.4 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.

$$\frac{Efx}{E^{\circ}fx} = (T^*)^f \quad (3.9a)$$

$$\frac{Efy}{E^{\circ}fy} = (T^*)^f \quad (3.9b)$$

$$\frac{Gfx}{G^{\circ}fx} = (T^*)^f \quad (3.9c)$$

$$\frac{vfx}{v^{\circ}fx} = (T^*)^f \quad (3.9d)$$

f : étant une constante.
dans le tableau 3.2.

a : étant une constante semi-empirique [3], donnée

3.5.5 Organigramme :

On a élaboré notre programme de simulation numérique en se basant sur l'organigramme présenté ci-dessous.

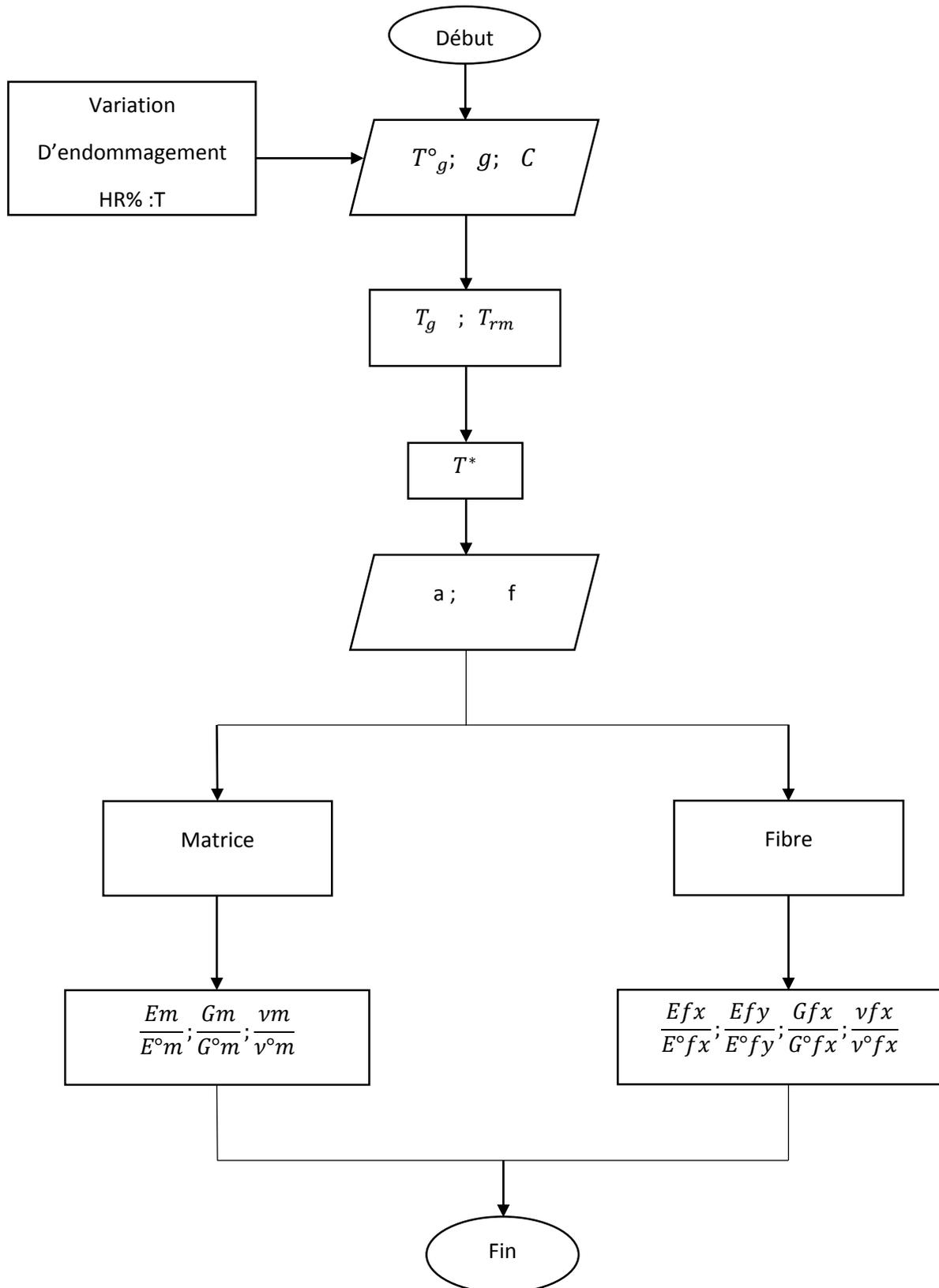


Figure 3.1 : organigramme du calcul des propriétés vieilles par MICATSAI [12]

Après le choix du modèle, nous avons établi un programme en Maple qui permet l'évaluation des propriétés mécaniques lors du vieillissement hygrothermique, appelé MICATSAI .for. Ce programme correspond à l'organigramme en figure 3.1.

3.5.6 Propriétés de l'AS4-3502 :

L'application de notre étude se fera sur AS4-3502. Le AS4 est la fibre de carbone et le N3502 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 :

Tableau 3.1 : caractéristiques de fibres et matrice de l'AS4-3502, [3]

$E_{fx}(Gpa)$	$E_{fy}(Gpa)$	ν_{fx}	$E_m(Gpa)$	ν_m	$G_m(Gpa)$	$G_{fx}(Gpa)$	ν_f
259	18.69	0.25	3.14	0.35	1.26	19.69	0.7

Tableau 3.2 : caractéristiques de variation de température et d'humidité, [3]

$T_g(^{\circ}C)$	$Trm(^{\circ}C)$	$g(\frac{^{\circ}C}{c})$	a	B	C	f	h	E
160	22	2000	0.5	0.2	0.9	0.04	0.04	0.2

Tableau 3.3 : propriétés du AS4-3502 $Tr=22^{\circ}C$, [3]

	$E_x(Gpa)$	$E_y(Gpa)$	ν_{xy}	$G_{xy}(Gpa)$	α_x ($10^{-6}K^{-1}$)	α_y ($10^{-6}K^{-1}$)	β_x	β_y
TSAI	181	10.3	0.28	7.17	0.02	22.5	0	0.6
Loi des mélanges modifiée	181.1	10.305	0.28	7.169	0.023	23.5	0	0.6

Tableau 3.4 : caractéristiques de diffusion de l'AS4-3502, [3]

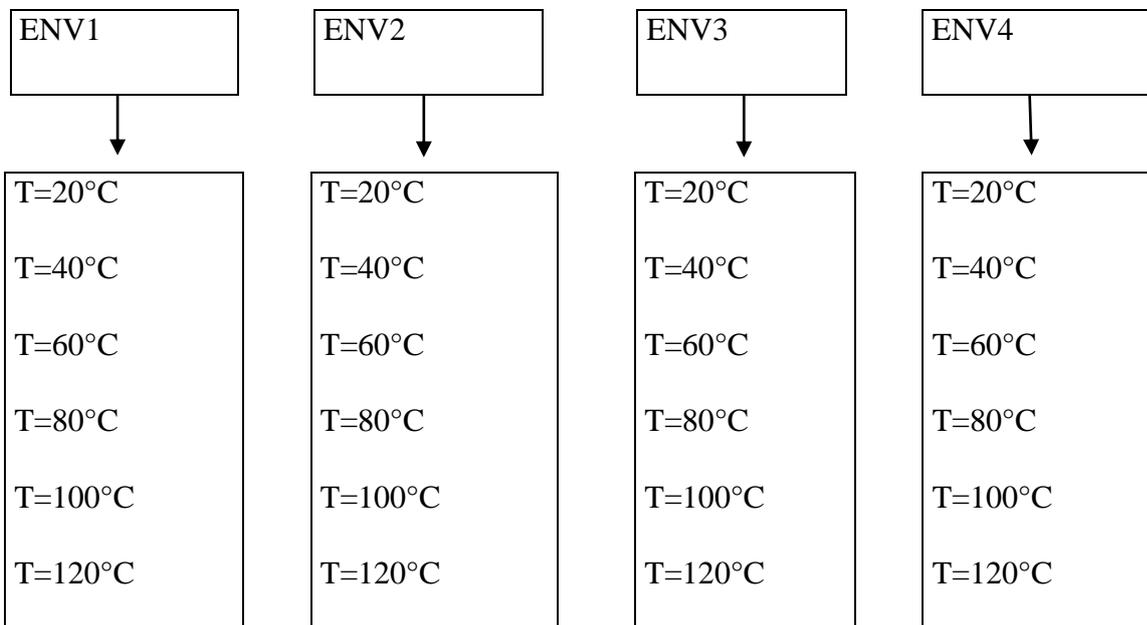
Type de matériau	Température	Humidité relative	D (mm^2/s)	c_{max}
T300/5208	20°	100	$2.27*10^{-8}$	1.5

3.5.7 Conditions de simulation :

Nous choisissons quatre environnements différents en termes d'humidité relative. Chaque environnement considère des températures d'utilisation variables de 20°C à 120°C et cette dernière correspond aussi à la température de post cuisson pris par Tsai.

Tableau 3.5 : choix des environnements

Environnement	Humidité relative	Concentration
ENV1	HR1=0%	C=0
ENV2	HR2=33%	C=0.005
ENV3	HR3=66%	C=0.01
ENV4	HR4=100%	C=0.015



3.5.8 Variation des modules mécaniques :

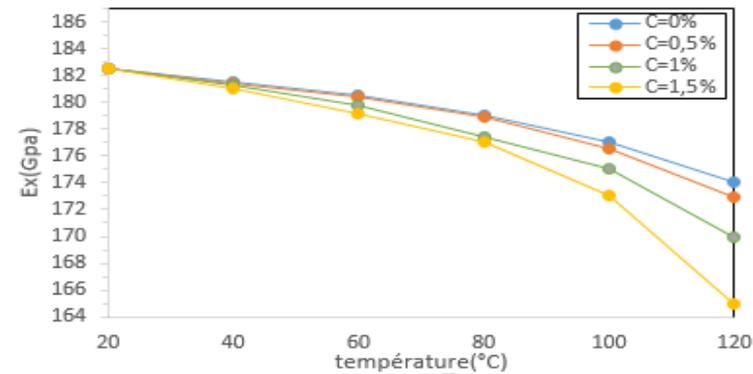


Figure 3.2 : Effet de variation de température sur le module de Young longitudinal pour AS4-3502 à différents niveaux de concentration.

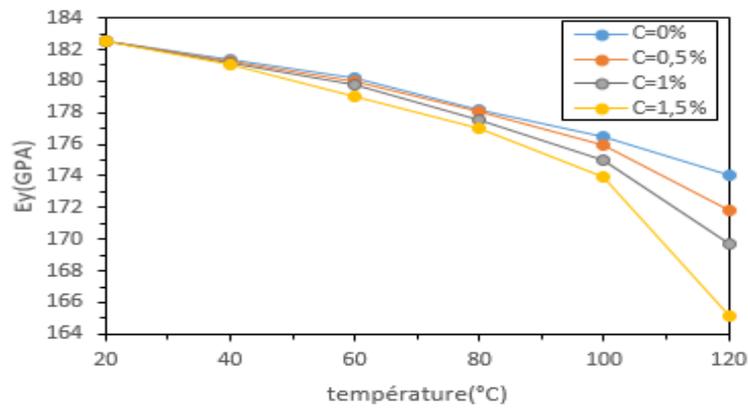


Figure 3.3 : Effet de variation de température sur le module de Young transversal pour l'AS4-3502 à différents niveaux de concentration.

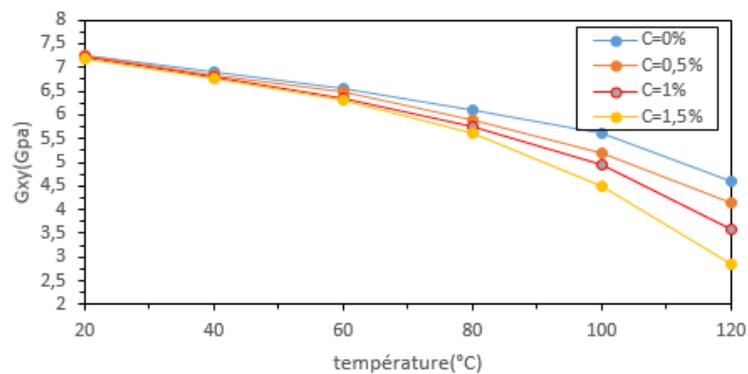


Figure 3.4 : Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinale pour l'AS4-3502 à différents niveaux de concentration.

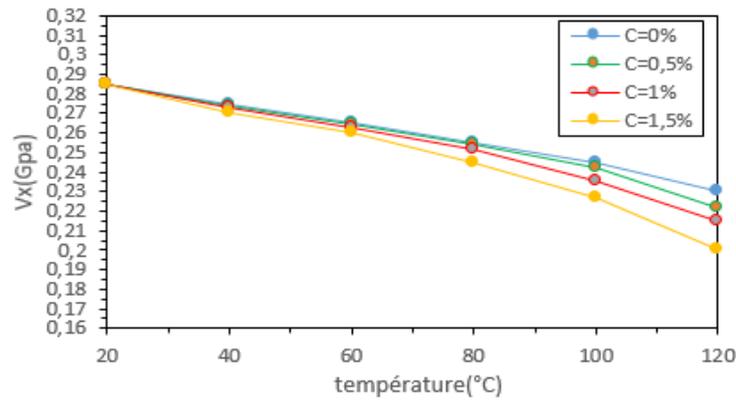


Figure 3.5 : Effet de la variation de température sur le coefficient de poisson longitudinale pour l'AS4-3502 à différents niveaux de concentration.

3.6 Interprétations :

3.6.1 Effets de la température :

Afin d'affiner l'analyse des effets d'humidité et de température, nous avons déterminé le taux de réduction des modules mécaniques à différentes températures pour différentes concentrations. Les figures 3.2 à 3.5 montrent clairement que les réductions du module d'élasticité transversale et le module de cisaillement plan sont amplement plus importantes que les réductions du module d'élasticité longitudinale et du coefficient de Poisson. Le module de Young longitudinale est le moins affecté.

L'augmentation de la température engendre une chute des différents modules d'élasticité ; le module de Young longitudinale, le module de Young transversale, le module de cisaillement et le coefficient de Poisson, voir figures 3.2 à 3.5. Sur les différentes figures nous observons une accélération de la réduction des caractéristiques mécaniques à partir de 80°C. Le module de Young transversale et le module de cisaillement longitudinal sont les plus affectés par l'effet de température.

En fait, ces réductions représentent la chute de rigidité. Nous constatons une réduction de la rigidité transversale de l'ordre de 56% lorsque la température atteint 120°C à une concentration initiale $C=0.015$. La rigidité en cisaillement se réduit considérablement aussi, elle est autour de 61% pour une température de 120°C et une concentration de $C=0.015$. Ces résultats sont en accord avec les obtenus dans la référence [3].

3.6.2 Effet de la concentration :

Pour une même température et à différents niveau de concentration voir tableau 3.6, pour $T=60^{\circ}\text{C}$ et à $C=0\%$, $C=0.05\%$, $C=1\%$, $C=1.5\%$, plus la concentration est élevée, plus le taux de dégradation est élevé, exemple le cisaillement longitudinal chute de 3.58 % lorsque la concentration passe de $C=0\%$ à $C=1.5\%$. Le module de Young transversale quant à lui chute de 3.1% lorsque la concentration passe de $C=0\%$ à $C=1.5\%$.

Le tableau 3.7 montre une comparaison à une température de 120°C des taux de dégradation des modules à différentes concentrations. La combinaison d'une température et d'un haut niveau d'humidité contribuent à réduire les propriétés mécaniques du graphite/époxyde T300/5208. L'effet de température est plus prononcé pour une concentration élevée.

L'influence de la concentration d'humidité et celle de la température sont similaires. Les tableaux des résultats montrent, que pour une concentration d'humidité donnée, plus la température est élevée plus la dégradation est importante. Les caractéristiques mécaniques les plus sensibles sont l'élasticité transversale et le cisaillement longitudinal. Ceci permet de prévoir que l'effet combiné température humidité aura une conséquence visibles sur les contraintes transversales et sur le cisaillement plan.

Tableau 3.6 : Taux de réduction des propriétés mécaniques $T=60^{\circ}\text{C}$, $C=0\%$, $C=0.5\%$, $C=1\%$, 1.5%

Conditions	Ex%	Ey%	Gxy%	vxy%
60°C , $C=0\%$	1.41654513	9.61359376	11.38891074	6.6642201
60°C , $C=0.5\%$	1.54185898	10.45378259	12.36480522	7.21428609
60°C , $C=1\%$	1.69303811	11.46469627	13.53503984	7.86972382
60°C , $C=1.5\%$	1.87915523	12.70499889	14.96465225	8.66453978

Tableau 3.7 : Taux de réduction des propriétés mécaniques T=120°C, C=0%, C=0.5%, C=1% ,1.5%

Conditions	Ex%	Ey%	Gxy%	vxy%
120°C, C=0%	5.12217920	33.31734193	37.76045046	20.57481815
120°C, C=0.5%	5.95285691	38.21068394	42.91190310	23.10510406
120°C, C=1%	7.20129699	45.20230029	50.10431180	26.57025634
120°C, C=1.5%	9.47314897	58.69454191	61.50655874	31.97231014

La matrice et les interfaces fibre matrice sont les plus attaquées par l'eau, alors que les fibres semblent garder la majorité de leur intégrité. Les baisses du module transversal sont donc attribuées au phénomène de plastification de la matrice par les molécules d'eau, d'écrit précédemment. C'est en effet la matrice qui est sollicitée, de même de module de cisaillement GXY qui baisse de manière importante, caractérise la dégradation des liaisons au niveau de l'interface fibre matrice.

3.7 Validation des résultats :

Nos résultats sont en bon accord avec les résultats obtenus par Benkhedda [21] ou il apparaît communément une baisse de rigidité dans le sens transversal et en cisaillement des composites unidirectionnels. Les résultats sont aussi en bon accord avec les expérimentaux de Ghorbel [27] ; Shen et Springer [28].

Nous avons exposé un modèle qui permet la simulation du vieillissement. Les propriétés mécaniques du composite peuvent être obtenue pour n'importe quelle condition de température et d'humidité .l'interprétation physico-chimique des résultats des effets de température et d'humidité sur les propriété mécanique est assez complexe Nous résultat montrent que pratiquement chaque propriété du matériau est susceptible d'être affectée par un vieillissement humide et thermique .ependant l'aspect micro analytique ne pourra déterminer ce qui se passe au cœur du matériau .Les conditions hygrothermiques peuvent elles avoir un effet sur l'évolution des microfissures.

CHAPITRE 4

SIMULATION ET RESULTATS DES STRATIFIES FISSURES AVEC CHARGEMENT MECANIQUE

4.1 Introduction :

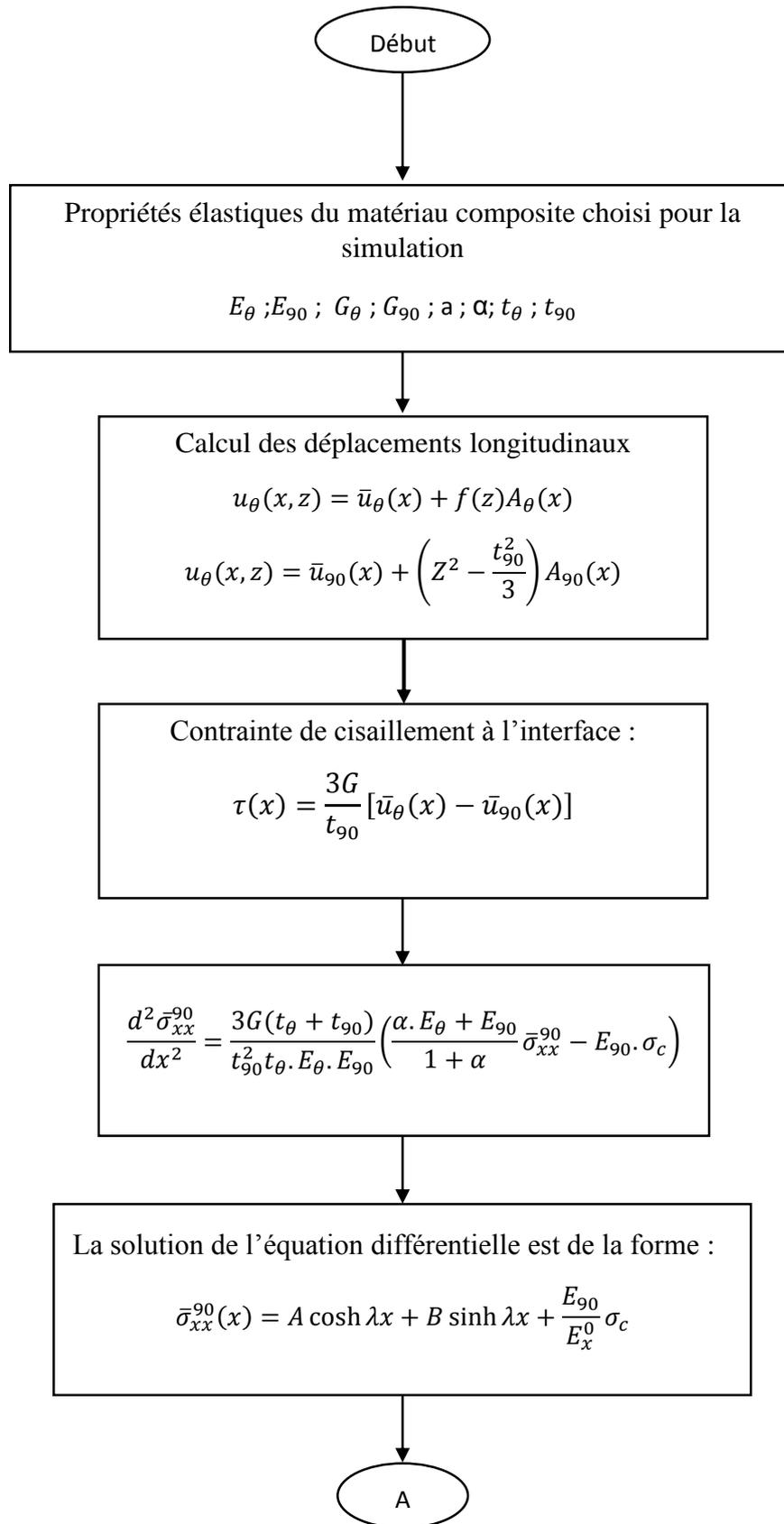
Afin d'évaluer quantitativement le comportement mécanique d'un composite sous sollicitation, il est important de connaître le champ de contrainte et d'évolution du module de Young dans le composite endommagé. Nous nous intéressons à la fissuration des couches transverses représentée par des fissures planes de normales parallèle à la direction de traction.

Premièrement, nous représentons les différents champs de contrainte suivant la longueur des stratifiés en utilisant le modèle Shear-lag modifié proposé par Berthelot [17].

Deuxièmement, une étude du module de Young longitudinal en fonction de la densité des fissures transverses pour les modèles présentés précédemment est faite. Une représentation comparative entre ces modèles avec l'expérimental est établie.

4.2 Organigramme :

Pour représenter le comportement du matériau composite fissuré soumis à une traction semi axiale, on a élaboré le programme MAPLE en se basant sur le modèle cité précédemment. Notre programme est décrit à travers l'organigramme présenté ci-dessous :



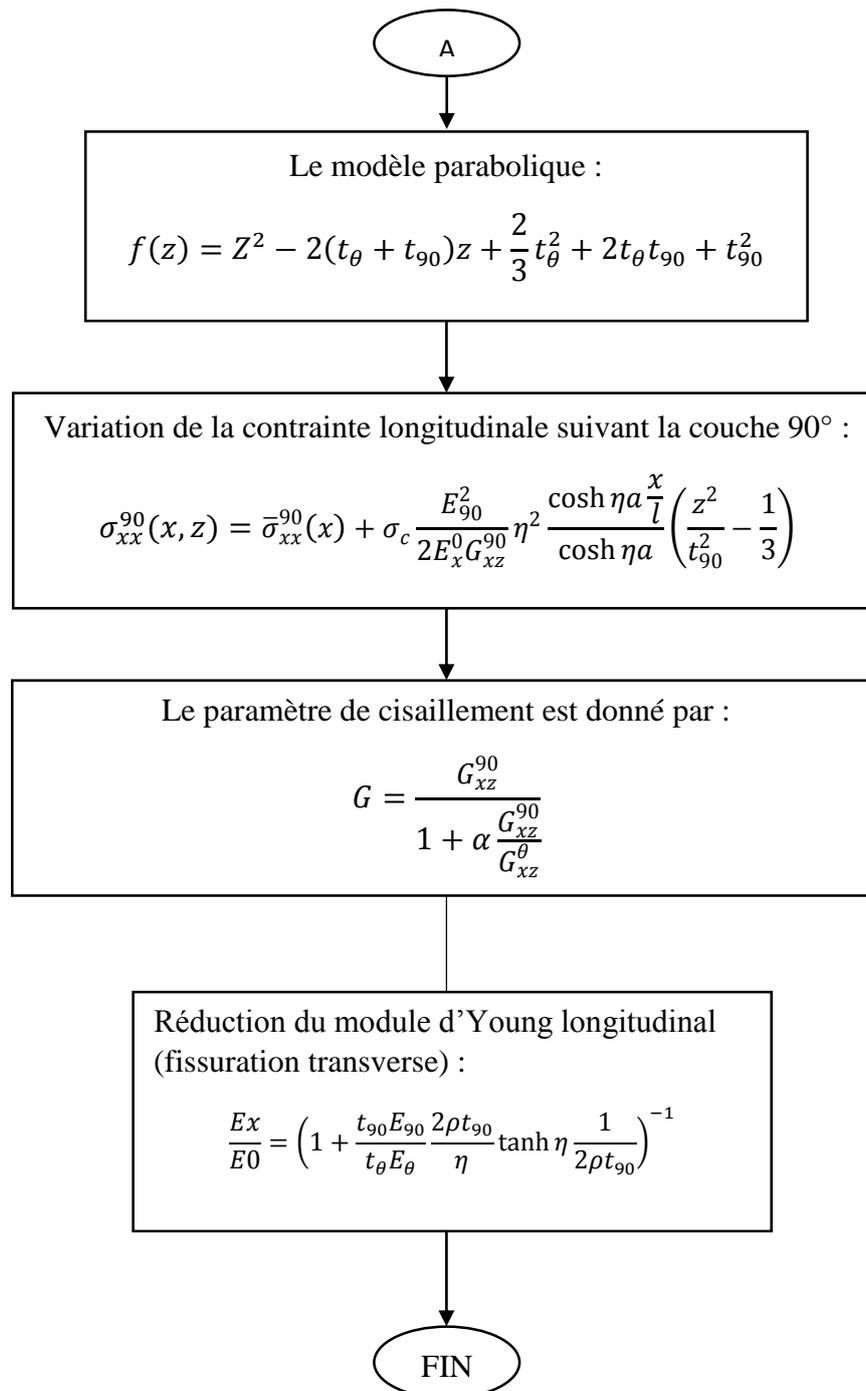


Figure 4.1 : Organigramme du AEROSHEAR

4.3 Choix du matériau de simulation :

Le matériau composite choisi pour la simulation numérique est le composite graphite époxyde AS4-3502 ayant les propriétés élastiques suivantes :

$E_0 = 144.8 \text{ GPa}$	$E_{90} = 9.58 \text{ GPa}$	$G_{xz}^0 = 4.79$	$G_{xz}^{90} = 4.2$
$\nu_{xy} = 0.31$	$\nu_{yz} = 0.4$	$h_0 = 0.127$	

Tableau 4.1 : Propriétés élastiques du matériau AS4-3502 [30].

4.4 Réduction du module de Young longitudinal :

Pour montrer d'une manière explicite la réduction de rigidité due à la fissuration transverse, on a étudié la variation du module de Young longitudinal en fonction de la densité des fissures transverses.

4.4.1 Effet de variation de variation du rapport des épaisseurs de la couche à 0° et la couche à 90° (α) :

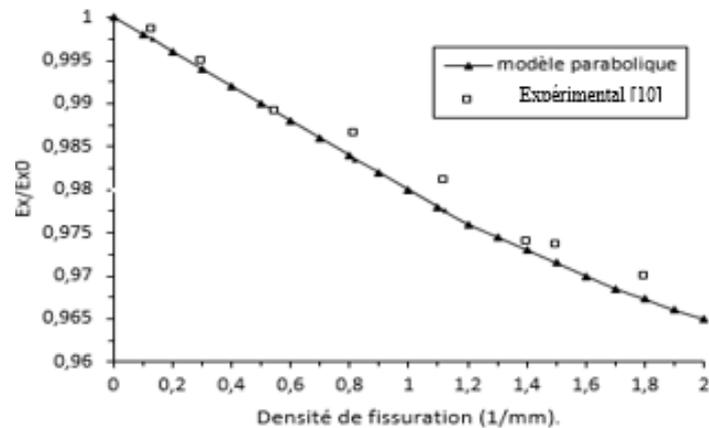


Figure 4.2 : La réduction du module de Young en fonction de la densité de fissuration pour AS4-3502 [0/90]s.

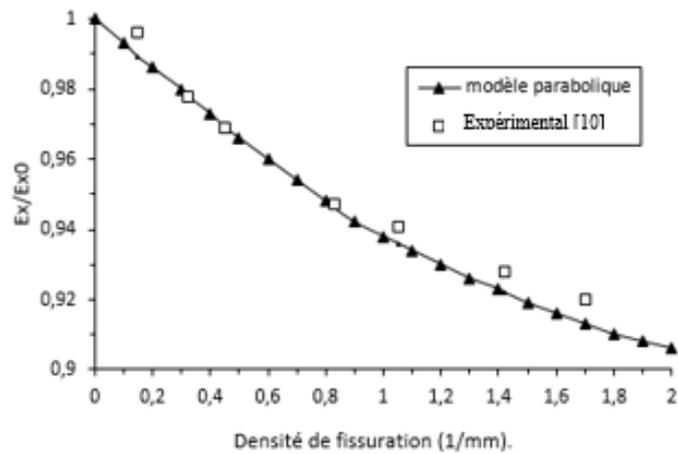


Figure 4.3 : La réduction du module de Young en fonction de la densité de fissuration pour AS4-3502 [0/902]_s.

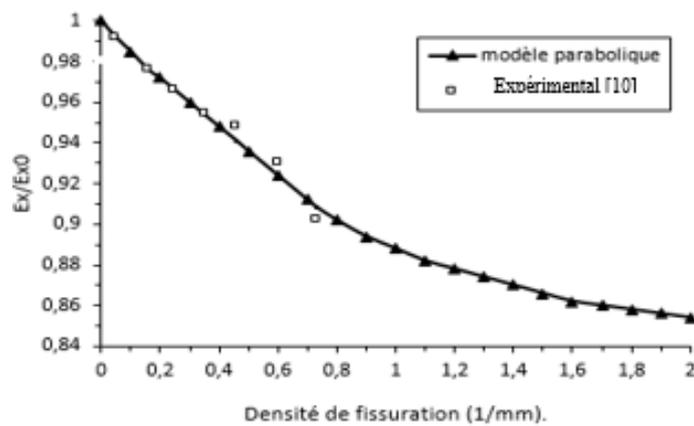


Figure 4.4 : La réduction du module de Young en fonction de la densité de fissuration pour AS4-3502 [0/903]_s.

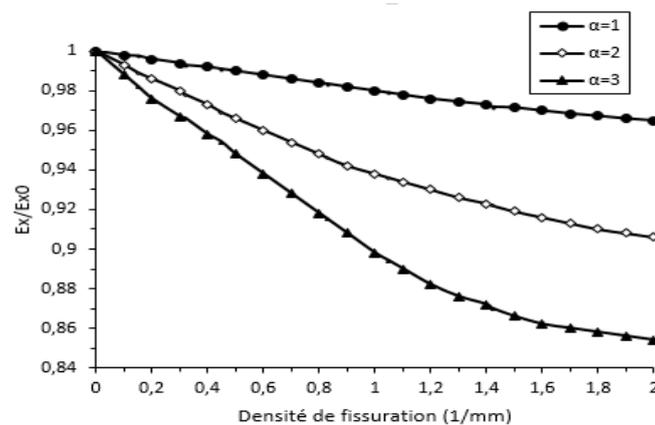


Figure 4.5 : Comparaison des évolution de rigidité E_x/E_{x0} entre les stratifiés [0/903]_s, [0/903]_s, [0/903]_s, en fonction de la densité de fissures.

4.4.2 Interprétation des graphes :

Les figures 4.2, 4.3, 4.4 représentent l'évolution de la rigidité (le rapport E_x/E_{x0} , ou E_x est le module de Young pour le matériau non sollicité) en fonction de la densité de fissures. Enfin, la figure 4.5 permet de comparer les réductions de rigidité entre les trois séquences $[0/90]_s$, $[0/902]_s$, $[0/903]_s$, et ainsi visualiser l'effet de l'épaisseur du pli fissuré.

La rigidité du matériau (dans le sens longitudinal) commence à diminuer dès l'apparition des premières fissures. Elle baisse ensuite de manière régulière à mesure que les fissures se multiplient. Enfin elle atteint un niveau seuil quand la densité de fissures est à son maximum.

On remarque aussi que pour une densité de fissuration inférieure à 1, la réduction de la rigidité est plus importante, par contre si la densité de fissuration est supérieure à 1, la réduction est moins importante.

Concernant l'effet d'épaisseur, on s'aperçoit (figure 4.5) que la baisse de rigidité est plus sensible si l'épaisseur du pli à 90° augmente. Ceci est finalement logique, on augmentant l'épaisseur de la couche à 90° , le matériau devient plus fragile.

4.5 Etude de la réduction du module d'Young longitudinal pour un stratifié $[\theta_m/90_n]_s$:

Pour mettre en évidence la perte de rigidité causée par fissuration transverse, 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 (4.6), (4.7), (4.8) et (4.9) sont comparés avec les résultats expérimentaux publiés par Adda Bedia, Tounsi et Amara [4-10-11-29-30].

4.5.1 Résultats :

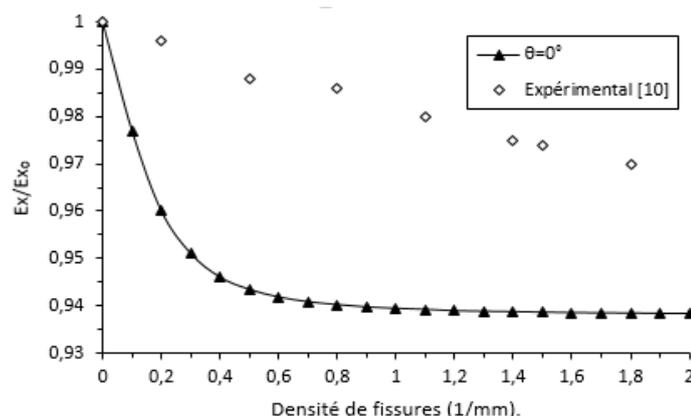


Figure 4.6 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissuration pour le stratifié AS4-3505 [0/90]_s.

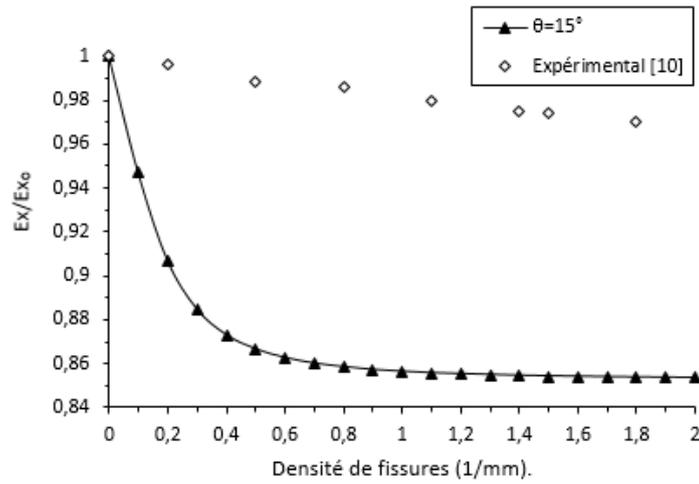


Figure 4.7 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de - fissuration pour le stratifié AS4-3505 [$\pm 15/90$]_s.

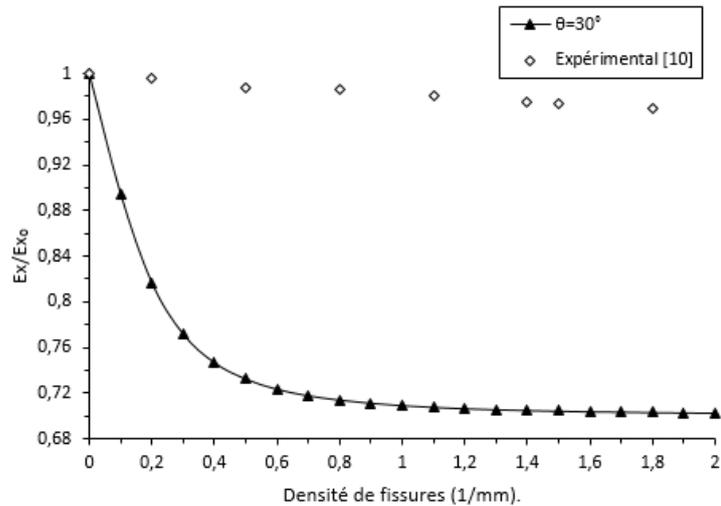


Figure 4.8 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissuration pour le stratifié AS4-3505 [$\pm 30/90$]_s.

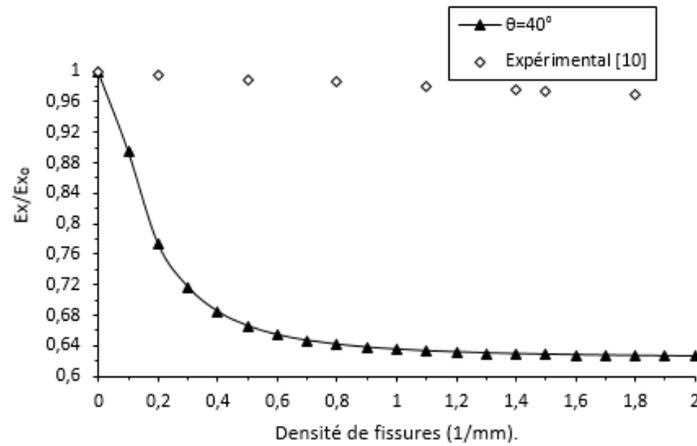


Figure 4.9 : Réduction du module de Young longitudinal en fonction de la densité de fissuration pour le stratifié AS4-3505 $[\pm 40/90]_s$.

4.5.2 Discussion :

La réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissurations pour un stratifié AS4-3502 verre /époxy $[\theta m/90n]_s$ est représentée dans les figures (4.6 au 4.9) et comparé avec l'expérimental publié Adda Bedia, Tounsi et Amara [4-10-11-29-30].

Pour un stratifié $[0/90]_s$, le modèle diffusion de cisaillement parabolique avec fissuration transverse donne des résultats (Fig. 4.6) assez proche de l'expérimental [10]. Les mêmes résultats ont été remarqué pour $[\pm 15/90]_s$ (Fig. 4.7) et $[\pm 30/90]_s$ (Fig. 4.8). Cependant Le modèle parabolique donne des résultats (Fig. 4.6, 4.7, 4.8 et 4.9) 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 parabolique n'est plus adéquat.

Par contre pour le cas d'un stratifié $[\pm 40/90]_s$ (fig. 4.9) on remarque que le modèle de diffusion de cisaillement avec fissuration transverse donne des résultats loin de l'expérimental [10]. 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 se 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 de diffusion de cisaillement parabolique n'est plus valable pour l'étude du comportement du stratifié et l'introduction de ce dernier se voie nécessaire.

4.6 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 AS4-3502 $[\theta_m/90_n]_s$, 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 un modèle parabolique de diffusion de cisaillement avec fissuration transverse (Fig. 4.10) :

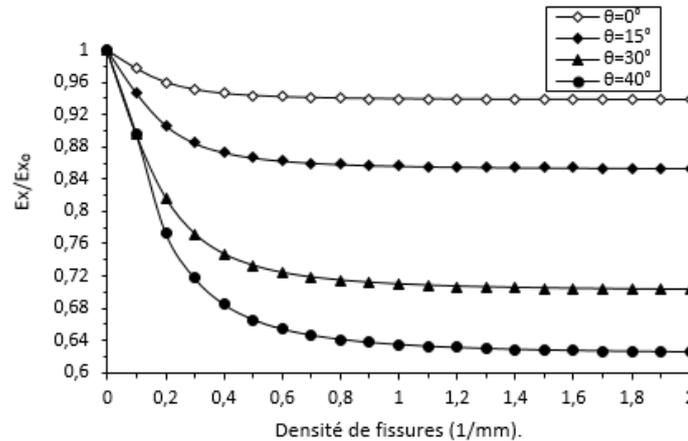


Figure 4.10 : Réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différents angle θ pour le stratifié AS4-3502 $[\theta/90]_s$ fissuré.

4.6.1 Discussion :

La réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissuration pour différents angles θ pour le stratifié $[\theta/90]_s$ avec fissurations transverses est représenté dans la figure (4.10) ou on note une réduction plus importante avec l'augmentation de l'angle de fibre θ et de la densité de fissuration car par exemple pour un angle $\theta=0^\circ$ le taux de réduction est de 13,5% tandis que pour un angle de 15° , 31.75%, à 40° il augmente jusqu'à 78.82%. En effet, la fragilité du matériau augmente en augmentant le θ (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.

4.7 Conclusions :

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

Une réduction du module de Young longitudinal, caractérise le comportement du matériau composite, 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 la fissuration transverse.

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

Chapitre 5 :

Simulation et résultats des stratifiés hybrides fissurés avec chargement mécanique et conditions hygrothermiques

5.1 Introduction :

Dans ce chapitre nous nous intéressons à l'influence couplée du vieillissement hygrothermique et de l'endommagement par fissuration transverse sur le comportement mécanique d'un matériau composite 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.

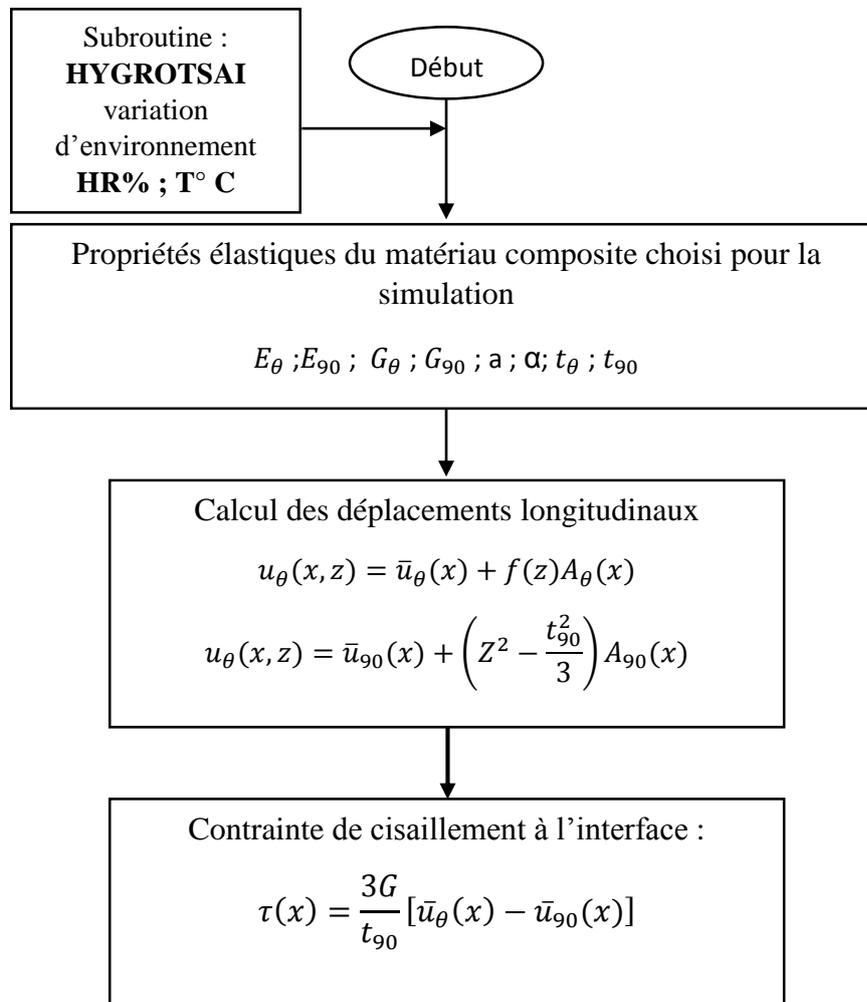
Nous représenterons l'influence de la température et l'humidité sur le module de Young longitudinal dans les stratifiés $[\theta/90_n]_s$.

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 [3], 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.

5.2 Organigramme :

Pour modéliser la réduction de la rigidité dans un matériau composite avec fissurations transverses 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 :



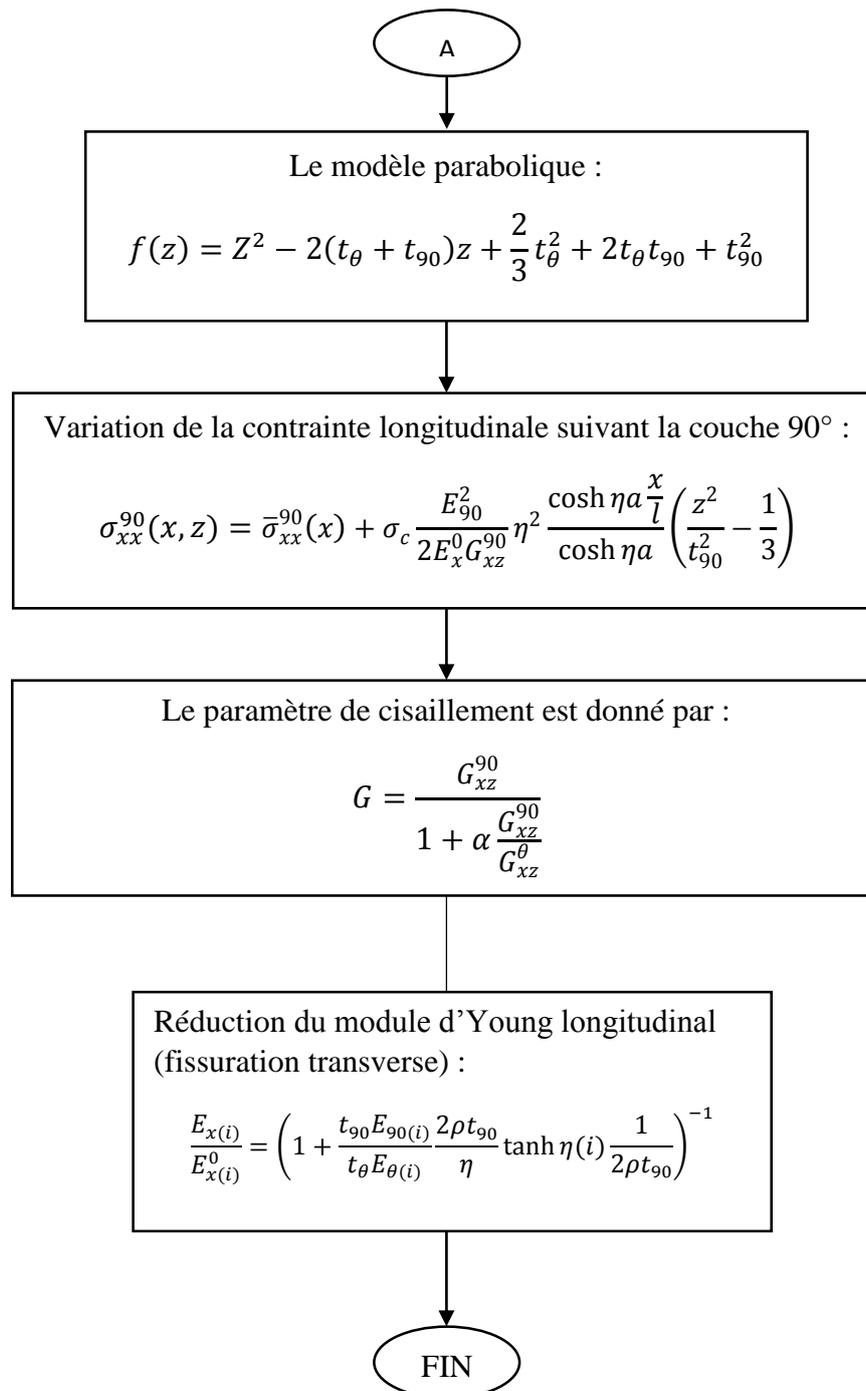


Figure 5.1 : Organigramme du SHEARTSAI.

5.3 Réduction de la rigidité relative :

Dans cette section on calcule la perte de rigidité du stratifié soumis à un vieillissement hygrothermique déjà endommagé initialement par fissuration transverse.

Nous allons présenter l'influence de 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 AS4-3502 avec rapports d'épaisseur des couches « $\alpha=1, 1/2, 1/3$ ».

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

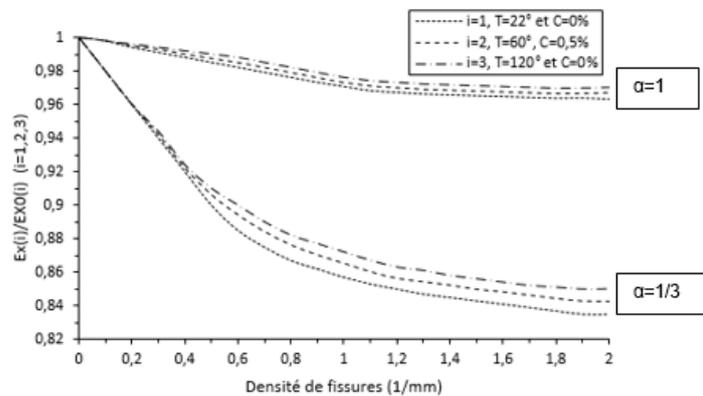


Figure 5.2 : Réduction de la rigidité relative pour AS4-3502 fissuré en fonction de la densité de fissures pour deux cas : $[0/90]_s$ ($\alpha = 1$) et $[0/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

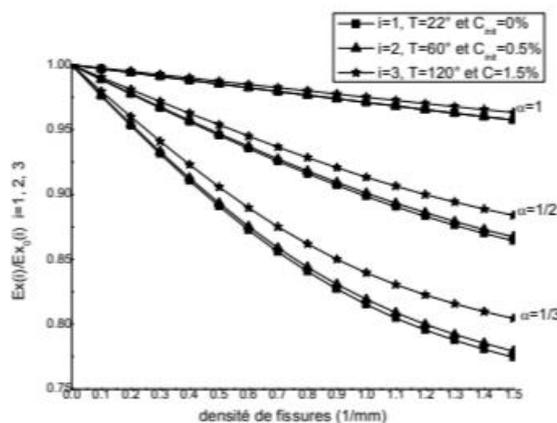


Figure 5.3 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[15/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[15/90_2]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[15/90_3]_s$ ($\alpha = 1/3$).

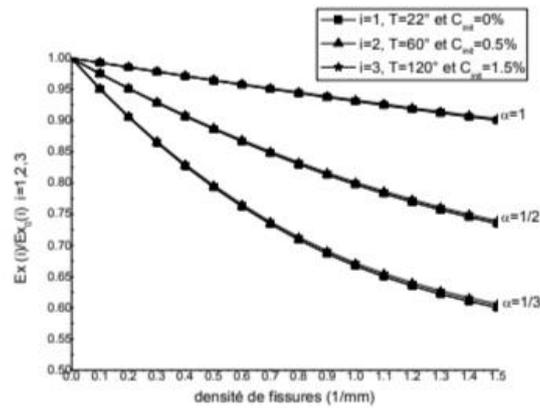


Figure 5.4 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[30/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[30/902]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[30/903]_s$ ($\alpha = 1/3$).

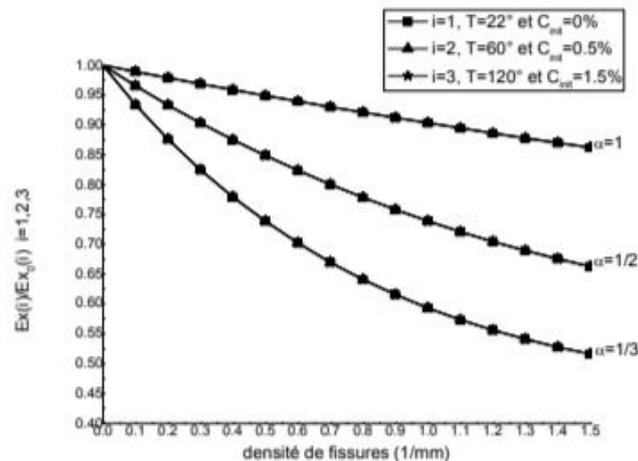


Figure 5.5 : Réduction de la rigidité relative pour T300/5208 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[40/90]_s$, ($\alpha = 1$), $[40/902]_s$ ($\alpha=1/2$) et $[40/903]_s$, ($\alpha= 1/3$).

5.3.2 Interprétation des graphes :

Les figures (5.2, 5.3, 5.4, 5.5) représente la réduction du module de Young longitudinal relative pour le AS4-3502 fissuré en fonction de la densité de fissures pour trois cas : $[0/90]_s$ ($\alpha = 1$), $[0/902]_s$ ($\alpha = 1/2$) et $[0/903]_s$ ($\alpha = 1/3$) ($\theta=0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 40^\circ$).

On remarque toujours que la rigidité relative sera réduite lorsque alpha est de plus en plus faible. Les effets de température et d'humidité réduisent d'avantage la rigidité à alpha 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.

Par conséquent, 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.

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.

5.4 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.

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 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.

Au cours de travail de recherche, nous avons procédé à une étude quantitative sur le comportement des matériaux composites stratifié de type $[\theta_m/90_n]_s$ fissurés. 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.

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, 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 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 soumis à une traction uni axiale, spécialement à de faibles angles d'orientation des fibres.

Comme perspective, nous proposons d'étudier le comportement de la distribution de contrainte et de la rigidité pour un stratifié fissuré soumis à des conditions hygrothermique transitoire. Il serait aussi intéressant d'examiner la variation des contraintes et rigidité pour un stratifié fissuré avec des fissurations transverse sous différentes conditions environnementales.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] 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.
- [2] 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*, Vol 23, Issue 2005, Pages 167-174, June 2004.
- [3] S.W. Tsai, «Composites Design » Think Composites, Dayton, Paris, Tokyo, 1987.
- [4] E.A. Adda Bedia, M. Bouazza, A. Tounsi, A. Benzair et M. Maachou « Prediction of stiffness degradation in hygrothermal aged [0m/90n]_s composite laminate with transverse cracking » *Journal of Materials processing*, VOL199-205, 2008.
- [5] V. Lietard, « étude des effets séparés et couplés d'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.
- [6] M.H. Han et 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.
- [7] 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 material & structures*, vol17.n°3, pp 391-367.
- [8] R.Y. Kim, «Effect of temperature and moisture on pin bearing strength of composite laminates », *J.Composite materials*, Vol.10 April pp.149-155,1976.
- [9] J.Mercier, A. Bunsall, P. Castaing, et J. Renard, « prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structure en matériaux composites », *Thèse de Doctorat*, Mines Paris, France, 20 septembre 2006.
- [10] 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.

- [11] K. Amara, A. Tounsi, A. Megueni et E.A. Adda Bedia «Evolution de la fissuration transverse dans les stratifiés croisés vieillis », Laboratoire des matériaux et hydrologie, Sidi bel Abbès, 2003.
- [12] M. Khodjet-Kesba, « Effet et analyse des fissurations dans les matériaux composites vieillis », Mémoire de magister, Institut d'aéronautique et des études spatiales, 2011.
- [13] N. EL Meiche, A. Tounsi, E.A. Adda bedia et A. Megueni « Analysis of the cracking in hybrid cross-ply composite laminates », computational Materials science, 2009, 46, 1102-1108.
- [14] El Meiche Nouredine, « 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.
- [15] LAWS, N., DVORAK, G., « progressive transverse cracking in composite laminate », J.Composite. Mater, No 22, pp900-916,1988.
- [16] STEIF, P.S. « Transverse ply crack growth and associated stiffness reduction during the fatigue of a simple cross ply laminate », IEds S.L. Ogin, P.A. Smith and P.W.R. Beaumont, Report CUED/C/MATS/TR105, Cambridge university, 1984.
- [17] BERTHROLOT.JM, LEBLONB.P, EL MAHI, LE CORE J.F. « transverse cracking of cross ply laminate : part Analysis », Composites, 27A, pp 989-1001, 1996.
- [18] BERTHROLOT.JM, « Analysis of the transverse cracking of cross ply laminate ; a Generalized Approach », Journal of Composite Materiales, Vol 31, No 18, pp 1780-1805, 1997.
- [19] M. Fellah, A. Tounsi, K.H. Amara et E.A. Adda bedia « Effect of transverse cracks on the effective thermal expansion coefficient of aged angle-ply composites laminates » *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol 48, pp 32-40, 2007.
- [20] Ma Yupa, Lin Xinzhil, Li Qingfen, Li Zhen, « A Damage Model Containing Delamination progress characterization in thermoplastic composites. Nondest. Test. Eval., 8-9 (1992) 813-24.
- [21] 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.

- [22] C.H.Shen et G.S.Springer «Moisture absorption and desorption of composite materials », C.H.Shen, G.S.Springer, Environmental effectson compsites materials, ed. G.S.Springer, Technomic Publishing Co, Lancaster, PA, 1981.
- [23] P.Peysert W. D. Bascom, Journal of Materials Science 16, 75-83, 1981.
- [24] K. Ashbee, «Water damage in glass fibre/resin composites », Proc. Roy.Soc.A312, pp 553-564,1969.
- [25] Z.Sereir, E. Adda Bedia et 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.
- [26] X. Wang, K. Dong et X.Y. Wang «Hygrothermal effect on dynamic interlaminar stresses in laminated plates with piezoelectric actuators» Composite Structure, Vol 71, pp 220-228, 2005.
- [27] I. Ghorbel, « Mécanisme d'endommagement des tubes verre-résine pour le transport d'eau chaude» influence de la ductilité de la matrice, thèse de doctorat Ecole des Mines de Paris, Juillet 1990.
- [28] C.H. Shen et G.Springer, « Moisture absorption and desorption of composite materials» J. of composite materials, Vol 10, pp 2-20, January 1976.
- [29] S.E. Groves, C.E. Harris, A.L. Highsmith, D.H. Allen, R.G. Norvell, Experimental Mechanics 27 (1987) 73-79.
- [30] R. Byron Pipes, J. R.Vinson et T.W. Chou ; « On the hygrothermal response of laminated composite systems», J.Composite Materials, Vol 10 April, pp129-149, 1976.

