

République Algérienne Démocratique Et Populaire
Ministère De L'enseignement Supérieur Et De La Recherche
Scientifique

Université Saad Dahleb Blida 1
Faculté des Sciences de l'Ingénieur
Institut D'Aéronautique Et D'études Spatiales
Département De Construction Mécanique



Mémoire pour l'obtention du diplôme de master en Aéronautique
Option : Structure d'avion

ETUDE DE LA RIGIDITE D'UN COMPOSITE FISSURE
SOU MIS A DES EFFETS HYGROTHERMIQUE SOUS
SOLLICITATION DE FATIGUE

Présenté par :

 Si Fodil Razika
 Belbouab Sofia

Encadré par :

Mme : Bakouche Khedaoudj

Co-encadré par :

Mr : M. Khodjet-Kesba

A Blida 2021/2022

Remerciements

Louange au dieu

Tout d'abords nous remercions Le Dieu Tout Puissant dont toute sa sainte miséricorde de nous avoir ouvert la voie du savoir et qui nous a donné le courage de pouvoir terminer cet humble travail

*On Remercie également notre Promotrice **Mme Bakouche Khedaoudj** pour son aide précieuse ainsi ces orientations efficaces et bien sur ces conseils avisés qu'il nous a fourni pour l'élaboration de ce travail*

*On Remercie notre Co-promoteur **Mr M. Khodjet- Kesba** pour tout le soutien et la disponibilité dont il a su faire preuve*

*On tient à remercier et témoigner notre gratitude à tous les Professeurs ayant contribué de près ou de loin pour leurs aide directes ou indirecte Spécialement **Mme Hamadouche Amel***

Enfinement à tous nos frères et sœurs amis proches en particulier ceux de tous les jours on tient à vous remercier pour votre soutien moral inconditionnel et inestimable Dontils ont fait montre à notre égard

A Notre Team Structure Promo 2017

A Ma Binôme Grand Merci.

Dédicace

Avec l'expression de ma reconnaissance, je dédie ce modeste travail à ceux qui, quels que soient les termes embrassés, je n'arriverais jamais à leur exprimer mon amour sincère.

**A l'homme, mon précieux offre du dieu mon cher père
ISSMAIL.*

**A la femme qui a souffert sans me laisser souffrir mon
adorable mère **HASSINA.***

A mon bras droit mon frère **MOHAMED et à mes deux
chères sœurs **AMANI** et **Wafa** sans oublier sa fille
adorable **MILLINA.***

Et bien sûr grand dédicace à mon binôme **RAZZIKA pour
sa patience et sa compréhension tout au long de ce travail.*

A mes amies proches **FARAH, **MINA**, et **MIZZA** et
surtout à ma deuxième famille **STRUCTURE TEAM**
que dieu les protèges et leur offre la chance et le
bonheur*

**A mes grand parents (que dieux les accueille dans son
paradis) mes oncles, mes tantes mes cousins et mes cousines
de la famille **BELBOUAB** et **GUEZZOU** surtout grand
dédicace à ma deuxième mère **HABIBA** que dieu leur
donne une joyeuse vie*

Aussi à la famille **HAMEL merci pour leur
encouragement tout au long de mes études et qui m'ont
chaleureusement supporté que dieux les gardes.*

Belbouab Sofia

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à :

A ma chère mère,

A mon cher père,

Qui n'ont jamais cessé, de formuler des prières à mon égard, de me soutenir et de m'épauler pour que je puisse atteindre mes objectifs et devenir ce que je suis aujourd'hui

*A mon frère **Madjid** mon bras droit*

*A mes sœurs **Chafia, Hadjila** et ses enfants,*

Pour ses soutiens moral et leurs conseils précieux tout au long de mes études

A mes grand- mères

Que je souhaite une bonne santé

*A ma chère binôme **Belbouab Sofia***

Pour son entente et sa sympathie et sa patience infinie

A mes chers amis (es)

Pour les plus beaux moments et nos fous rires incontrôlables et surtout leur soutien moral, aides, support dans les moments difficiles.

A Notre Team Structure Promo 2017

A toutes ma famille

A tous ceux que j'aime, et qui m'aiment

Si Fodil Razika

Résumé

Ce mémoire concerne les composites stratifiés croisés constitués de plis unidirectionnels. Ces stratifiés ont été vieillis en conditions hygrothermiques par des conditions d'environnement variables. En effet les propriétés mécaniques des stratifiés sont affectées par les variations de la température et de l'humidité. Lorsque des stratifiés croisés sont soumis à des sollicitations de traction quasi-statiques, le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transversale des couches orientées à 90° . La présence de ce type de fissures entraîne une diminution de la rigidité des stratifiés. Une comparaison avec l'expérimental a été faite pour valider le modèle choisi. Les résultats représentent clairement la dépendance de la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle, contrainte appliquée, la température et l'humidité. Une étude sera faite aussi sur la diffusion des matériaux et surtout basée sur l'effet de désorptions et l'influence de concentration d'humidité sur la rigidité des matériaux.

Abstract

This study concerns cross-laminated composites consisting of unidirectional plies. These laminates were aged in hygrothermal conditions by variable environmental conditions. Indeed, the mechanical properties of laminates are affected by variations in temperature and humidity. When cross-laminates are subjected to quasi-static tensile stresses, the first type of damage that appears is transverse cracking of the layers oriented at 90° . The presence of this type of cracks leads to a reduction in the rigidity of the stratified. A comparison with the experimental was made to validate the chosen model. The results clearly represent the dependence of stiffness reduction on cycle number, applied stress, temperature and humidity. A study will also be made on the diffusion of materials and especially based on the effect of desorptions and the influence of humidity concentration on the rigidity of materials.

ملخص

تتعلق هذه الاطروحة بالمركبات المغلقة المتقاطعة المكونة من طبقات أحادية الاتجاه. تم تقديم هذه الشرائح في ظروف الحرارة والرطوبة، حسب الظروف البيئية المتغيرة. في الواقع تتأثر الخواص الميكانيكية للرقائق بالتغيرات في درجة الحرارة والرطوبة. عندما تتعرض الشرائح المتصلبة لضغوط شد شبه ثابتة، فإن النوع الأول من الضرر الذي يظهر هو التكسير المستعرض للطبقات الموجهة عند 90. يؤدي وجود هذا النوع من التشققات الى تقليل صلابة الطبقات. تم اجراء مقارنة مع التجربة للتحقق من صحة النموذج المختار، تمثل النتائج بوضوح اعتماد تقليل الصلابة على رقم الدورة والضغط المطبق ودرجة الحرارة والرطوبة. سيتم أيضا اجراء دراسة حول انتشار المواد وخاصة بناء على تأثير عمليات الامتصاص وتأثير تركيز الرطوبة على صلابة المواد.

Sommaire

RESUME

REMERCIEMENTS

LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX

LISTE DES SYMBOLES

INTRODUCTION GENERALE..... 17

CHAPITRE01 : RECHERCHE BIBIOGRAPHIQUE

1.1. Introduction21

1.2. Problématique21

1.3. Travaux effectués22

1.3.1. fatigue des stratifiés croisés22

1.3.1.1. Comportement en fatigue..... 26

1.3.1.2. Comportement mécanique des composites stratifiés en
fatigue 26

1.3.1.3. Endommagement par fatigue..... 28

1.3.1.4. Influence des paramètres expérimentaux..... 29

1.3.2. vieillissement hygrothermique..... 30

1.3.3. Interaction fatigue / humidité..... 31

1.4 Définition du sujet.....32

**CHAPITRE02 : MODELISATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE
POUR LES COMPOSITES CAS FATIGUE**

2.1 Introduction.....	33
2.2 Fatigue des matériaux composites	33
2.2.1 Limite d'endurance et courbe S-N...	33
2.2.1.1 Endurance.....	33
2.2.1.2 Courbe de Wöhler (courbe S-N)	34
2.2.2 Endommagement par fatigue des composites et son effet.....	35
2.2.2.1 Module/ rigidité...	35
2.2.2.2 Phénomènes d'hystérésis et l'énergie dissipée.....	36
2.2.2.3 Contrainte/déformation cyclique	37
2.2.2.4 Densité de fissuration	38
2.2.2.5 Déformations caractéristiques	39
2.3 Organigramme.....	40
2.4.Fatigue des matériaux composites fissurés.....	42

**CHAPITRE 03 : MODELISATION DU VIEILLISSEMENT
HYGROTHERMIQUE**

3.1 Introduction	50
3.2 Phénomène hygrothermiques	50
3.3 Vieillissement hygrothermique.....	51
3.4 Caractérisation du matériau.....	52
3.4.1. Organigramme.....	52
3.4.2. Le module de Young dans la direction des fibres.....	54
3.4.3 Le module de Young transversal.....	54
3.4.4.Le module de cisaillement longitudinal.....	54

3.4.4 Le coefficient de Poisson.....	54
3.5 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau et le modèle de Tsai.....	55
3.5.1. Evolution de Tg au cours du Vieillissement	55
3.5.2. Température adimensionnelle.....	56
3.5.3. Prise en compte du vieillissement dans les propriétés de la matrice	57
3.5.4. Prise en compte du vieillissement dans les propriétés des fibres	57
3.5.5. Propriétés du T300/5208	58
3.5.6 Conditions de simulation.....	59
3.6. Réduction de la rigidité sous effet hygrothermique par le modèle de Tsai «transitoire »	60
3.6.1. Définitions.....	60
3.6.1.1 Définition de la désorption et absorption	60
3.6.1.2 Différences clés entre absorption et adsorption	61
3.7 Définition de la diffusion	62
3.7.1. Les lois de diffusion de Fick.....	62
3.7.2. Applications de la loi de Fick.....	63
3.8. Effet de la désorption et absorption	63
3.8.1 organigramme.....	64
3.9 Validation des résultats.....	
CHAPITRE 04 : SIMULATION ET RESULTATS DES STRATIFIER	
FISSURES SOUS SOLLICITATION DE FATIGUE ET CONDITIONS	
HYGROTHERMIQUES	
4.1. Introduction.....	69

4.2. Choix du matériau de simulation.....	69
4.3. Validation des résultats	70
4.4. Variation des modules mécaniques.....	73
4.4.1. Module de Young.....	73
4.4.2 .Module de cisaillement	74
4.4.3.Le coefficient de Poisson	74
CONCLUSION GENERALE	84
REFERENCES BIBLIOGRAOPHIQUES	87

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1.1 : paramètre de sollicitation en fatigue	27
Figure 1.2 : dégradation de la rigidité pour une large gamme de matériaux composites renforcés par des fibres	28
Figure 1.3 : facteurs influencent à la fatigue	29
Figure 2.1 : la courbe de Wöhler.....	34
Figure 2.2 : Evolution de l'endommagement des matériaux par mesure du module résiduel.....	36
Figure 2.3 : Boucles d'hystérésis : a) chargement temporel, b) courbe de l'énergie de déformation élastique	37
Figure 2.4 : Evolution de : a) l'énergie d'hystérésis en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de charge, b) l'endommagement des éprouvettes ($D'(n)$) à différents niveaux de charge en fonction de leur vie ($N(N_f)$).....	38
Figure 2.5 : a) Fissuration transversale. b) Evolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles pour amide/époxy	39
Figure 2.6 : a) Déplacement des boucles d'hystérésis. b) Evolution de la déformation maximale pendant l'essai de fatigue.....	39
Figure 2.7 : Organigramme du calcul de la réduction d'un matériau	41
Figure 2.8 Résultat expérimentaux et théorique pour la réduction de module avec fissure moyenne densité D	42
Figure 2.9 Tracé du taux de croissance total des fissures dans le pli transversal contre le maximum facteur d'intensité de stress	49
Figure 3.1 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles par MICATSAI	53
Figure 3.2 organigramme de calcul de la concentration d'humidité transitoire.....	64
Figure 3.3 : Absorption-Désorption	64

Figure 3.4 : Cas d'une désorption	65
Figure 3.5 : Sens de diffusion du flux de particules.....	66
Figure 3.6 : Changement dans le flux entrant et sortant dans le volume	67
Figure 4.1 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour [0/90] _s verre/époxyde ($\sigma_{\max}=110$ MPa)	70
Figure 4.2 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour [0/90] _s verre/époxyde ($\sigma_{\max}=150$ MPa)	71
Figure 4.3 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour [0/90] _s verre/époxyde ($\sigma_{\max}=225$ MPa)	72
Figure 4.4 : Effet de la variation de température sur le module de Young longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration	73
Figure 4.5 : Effet de la variation de température sur le module de Young transversal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration	73
Figure 4.6 : Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration	74
Figure 4.7 : Effet de la variation de température sur le coefficient de Poisson longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration	74
Figure 4.8 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=0.5% concentration, contrainte $\sigma_{\max}= 20$ MPa, température T°C= variable.....	76
Figure 4.9 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=0.5% concentration, contrainte $\sigma_{\max}= 30$ MPa, température T= variable.....	76
Figure 4.10 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=1.5% concentration, contrainte $\sigma_{\max}= 20$ MPa, température T= variable.....	77

Figure 4.11 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=1.5% concentration, contrainte σ_{max} = 30 MPa, température T= variable.....	77
Figure 4.12 Graphe représentant la répartition de la concentration dans l'épaisseur à différents moments d'utilisation avec Top = 22°C et Cini = 0,5% pour graphite/époxy (T300/5208).....	79
Figure 4.13 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire σ_{max} = 20 MPa à une température de Topr=22 °C, concentration C= variable	80
Figure 4.14 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire σ_{max} = 20 MPa à une température de Topr=100°C, concentration C= variable	80
Figure 4.15 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire σ_{max} = 30 MPa à une température de Topr=120 °C, concentration C= variable.....	81
Figure 4.16 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire σ_{max} = 30 MPa à une température de Topr=22 °C, concentration C= variable	81
Figure 4.17 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire σ_{max} = 1 MPa à une température de Topr=100 °C, concentration C= variable.....	82
Figure 4.18 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire σ_{max} = 1 MPa à une température de Topr=120 °C, concentration C= variable.....	82

Liste Des Tableaux :

Tableau 3.1 : Caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208, [15]	58
Tableau 3.2 : Caractéristiques de variation de température et d'humidité, [15]	58
Tableau 3.3 : Propriétés du T300/5208 $T_r=22^{\circ}\text{C}$, [15]	59
Tableau 3.4 : Caractéristiques de diffusion du T300/5208, [15]	59
Tableau 3.5 : Choix des environnements	59
Tableau 3.6 variation de la température des environnements	60
Tableau 4.1 : Propriétés élastiques du matériau verre/époxyde.....	70

Liste Des Symboles :

A et **n** sont des valeurs déterminées expérimentalement par [1]

a et **f** constante semi empirique

b : épaisseur de la couche 0°

C_{init} : concentration initiale

C : concentration de l'humidité

d : épaisseur de la couche 90°

D : endommagement macroscopique

D'(n) : L'endommagement d'éprouvettes composites pré-entallées

Dz : coefficient de diffusion

E/E₀ = E : le taux de réduction de rigidité

E : module de Young de la stratifie E(N)

E₁ : module de Young du stratifie non fissurée constante a déterminée numériquement

E₀ : module de Young de la couche 0

E₁ : module de Young de la couche 90

G₉₀ : module de cisaillement de la couche 90

h : demi épaisseur du stratifié

K : facteur d'intensité de contrainte

L : largeur du stratifie

R_m : la résistance en traction

2S : la distance entre deux fissures

T_g : température de transition

T_{g0} : température de transition a la température de référence

T_{opr} : température d'utilisation

t = temps

U : énergie élastique emmagasinée

U_n : l'énergie dissipée

U_e : L'énergie de déformation élastique

U_{e0} : Correspond à l'énergie de déformation élastique originale

U_n/U_e : l'amortissement

U_{el} : L'énergie élastique emmagasinée entre deux fissures voisines dans le pli transversal.

W : longueur du stratifie

α, λ et k sont de constantes

σ_{max} : la contrainte maximale

σ_d : limite de fatigu

Introduction Générale

La technologie moderne utilise une vaste gamme de différents matériaux, et les plus en plus utilisés dans les applications d'ingénierie sont les matériaux composites, grâce à leur faible poids et leurs propriétés mécaniques supérieures qui sont essentiels, particulièrement dans l'industrie aérospatiale et le domaine des transports aériennes, en raison des économies d'énergie liées aux gains de masse. Comme leur nom l'indique, ils sont composés de plusieurs constituants qui se présentent principalement en deux phases : la matrice et le renfort.

Par ailleurs, les matériaux composites, peuvent être choisis et utilisés en fonction d'impératifs techniques et économiques à satisfaire en agissant principalement sur la nature, la proportion, et la composition des constituants, et également sur le mode d'élaboration..

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

Les matériaux composites fibreux à matrice polymère sont de plus en plus réclamés dans les applications qui exigent de hautes performances. Malheureusement, ces matériaux sont sujets à la dégradation dans un environnement donné.

En effet, la structure aromatique de la matrice la rend non seulement sensible aux effets de certains solvants, mais aussi susceptible d'une réorganisation des chaînes avec le temps.

Ce dernier phénomène est connu sous le terme de « vieillissement » et conduit à une perte des propriétés physiques et mécaniques initiales de la matrice et il est provoqué par de nombreux facteurs dont : la température d'utilisation, les conditions vibratoires, les conditions de sollicitations mécaniques, les conditions environnementales (la chaleur et l'humidité atmosphériques), les rayons ultraviolets, etc. Cependant, ces composites présentent de grands avantages d'utilisation par rapport aux métaux classiques grâce à leurs propriétés élevées et leur faible densité.

Cependant, pendant leur mise en service, ces matériaux sont souvent exposés à un large éventail de défauts et d'endommagements accidentels. On peut définir, l'endommagement d'un matériau comme une modification de ses propriétés physiques et mécaniques, c'est-à-dire la dégradation qui accompagne une sollicitation soit monotone, ou variable au cours du temps.

On a choisi pour notre étude les matériaux verre/époxy qui est le plus utilisable dans les structure en générale, il composé d'une matrice en fibre de verre et d'une résine époxy. L'époxy, ou poly époxydes, est une résine fabriquée par polymérisation de monomère époxyde avec un durcisseur. Le durcissement se produit sous l'effet de la chaleur.

Les composites verre-époxy assurent une isolation thermique et électrique parfaites. Leur inflammabilité est contrôlable et leur mise en œuvre est idéale pour les applications où la tenue à la température, la stabilité dimensionnelle et la résistance mécanique sont indispensables.

L'étude du comportement des matériaux composites vis-à-vis de l'environnement et la connaissance de leurs caractéristiques mécaniques nécessite de nouvelles notions et techniques plus au moins complexes par rapport à celle utilisés pour les matériaux conventionnels homogènes et isotropes.

Notre étude s'inscrit résolument dans le domaine des fissurations hygrothermiques. Nous étudions 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. Le modèle qui nous permettra d'introduire le vieillissement et son évolution sur ces propriétés est le modèle de TSAI .d'ailleurs Le comportement des Structures est ensuite étudié à travers l'étude des propriétés élastique et l'évolution de la rigidité relative et totale en fonction de nombre de cycle.

Les structures étudiées sont considérées fissurées, soumises à des sollicitations de fatigue et sous l'effet des conditions environnementales différentes, en fonction de nombre de cycle. Le changement et le progrès de la rigidité relative en fonction de

nombre de cycle, dans le cas de variation de température et humidité, et cela sous effet hygrothermique par le modèle de TSAI transitoire « Effet de désorption ».

Le présent document est découpé en quatre chapitres :

Le premier chapitre : est consacré à l'étude bibliographique, portant sur les différents modes de fissurations. Nous parlons de les effets de vieillissement hygrothermique des stratifiés croisés était nécessaire. Cette étude nous a permis d'orienter notre recherche.

Le deuxième chapitre : Ce chapitre présente une synthèse générale concernant l'influence de la reprise d'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 [18] modélisant le vieillissement est aussi donné ainsi des résultats sur les caractéristiques mécaniques vieillis, et il expose la formulation théorique du comportement mécanique des matériaux composites en fatigue. Ensuite il présente les effets de fatigue sur les composites fissurés, après la modélisation de la fissuration transverse a été faite pour un composite polymère sous sollicitation de fatigue.

Le troisième chapitre : Dans ce chapitre notre étude sera sur la fissuration hygrothermique en générale nous exposons les effets de vieillissement hygrothermique et leur évaluation avec le modèle [17] aussi nous étudions le comportement des propriétés mécaniques sous l'effet de la température et l'humidité, nous verrons aussi la réduction de la rigidité sous effet hygrothermique par le modèle de [17] « transitoire » **Effect de désorption.**

Le quatrième chapitre : Dans ce dernier chapitre nous allons faire une validation générale des résultats précédentes et on donne la représentation du comportement de la rigidité relative et la rigidité totale en fonction de nombre de cycle dans un matériau composite croisé et fissuré, soumis à des sollicitations de fatigue et sous différentes conditions hygrothermiques.

Vers la fin, on termine par une conclusion générale.

Chapitre 1

Recherche bibliographique

1.1 Introduction

Les matériaux composites se distinguent par une grande diversité de comportement issue de l'association des fibres et de la résine.

La proportion de fibres, le type de renfort, l'orientation, sont autant d'éléments déterminant qui peuvent conduire à des matériaux aux caractéristiques complètement différentes. Une utilisation rationnelle de ces matériaux, de quelle nature soit elle exiger une bonne compréhension et modélisation réaliste de leurs propriétés directionnelles.

Les matériaux composites sont les plus utilisable dans les structures aéronautique parce qu'ils possèdent des propriétés que les éléments seuls ne possèdent pas. Ce mécanisme permet d'améliorer la qualité de la matière, et présente de nombreux avantages. En effet, ils sont insensibles à la corrosion, mais également plus résistant à ce qu'on appelle la « fatigue » notamment dans diverses conditions environnementale (**altitude, vitesse, température et humidité**).

1.2 Problématique

Afin d'évaluer quantitativement les propriétés et le comportement mécanique d'un matériau composite sous sollicitation de fatigue, l'originalité de notre travail c'est de résoudre le problème du fait que les propriétés mécaniques d'un composite fissuré sont déterminés sous l'effet de l'influence d'un environnement hygrothermique sur ce dernier, et cela à travers le model de [17] choisi dans le cas dynamique.

Premièrement les résultats expérimentaux sont déterminés par [1] et seront comparés et validés par le modèle choisi sans l'introduction de l'effet de la température et l'humidité.

En deuxième étape, on introduit ces deux derniers puis en fait nos études et on suit l'évolution de la rigidité relative en fonction du nombre de cycle.

Enfin, la dernière étape est de voir le changement et le progrès de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, dans le cas de variation de température et humidité, et cela sous effet hygrothermique par le modèle de [17] **transitoire** « Effet de désorption ».

1.3 Travaux effectués

1.3.1 fatigue des stratifiés croisés

S.L.Ogin et al [1] a étudié un modèle qui a été développé pour la réduction de rigidité due aux croissances des fissures dans les plis transversal d'un stratifié plastique (GRFP) (0/90) s, renforcé par des fibres de verre, qui est sous sollicitation quasi statiques et en fatigue. Un facteur d'intensité de contrainte est dérivé pour un pli transversal fissuré et lié au taux de réduction de raideur par la loi de Paris. Le modèle donne un bon accord avec les données expérimentales et peut être utilisé pour maintenir un taux de réduction de rigidité constant en ajoutant une charge incrémentielle.

Mandell et Meier [2] montrent dans le cas des stratifiés croisés du type [0/90] verre/époxyde, pour des valeurs du rapport R positives allant de 0 à 1. L'augmentation de R permet l'augmentation de la durée de vie en fatigue jusqu'à l'obtention d'une charge constante régulière (charge de fluage, R=1). Ceci confirme qu'une charge cyclique provoque un endommagement plus rapide qu'un chargement en fatigue statique.

A-EL Mahi [3] a montré dans son article que l'étude de la fissuration transversale des stratifiés à plis croisés, soumis à une charge de traction uni axiale, les essais quasi-statiques, ou la plupart des fissures, initiées dans la direction de la couche 90° ,

traversent instantanément toute la largeur de l'éprouvette de bord à bord , il a constaté que le nombre de fissures augmente avec l'augmentation de la charge ou du nombre de cycles jusqu'à une densité de fissure à saturation, en fonction de l'épaisseur des nappes transversales et leurs étude est réduite à une analyse bidimensionnelle. Les résultats déduits de ce modèle analytique pour la réduction de la rigidité longitudinale en fonction de la densité de fissure, sont en bon accord avec les résultats expérimentaux obtenus pour différents stratifiés croisés.

Ludovic Freund [4] a exprimé que l'impact du vieillissement hygrothermique du composite sur ses propriétés mécaniques a été étudié en sollicitant le matériau à des cycles d'humidité. Ce protocole a permis de différencier deux effets du vieillissement : la plastification du composite causée par la présence de molécules entre les chaînes polymériques, et l'endommagement de la structure par fragilisation de l'interface fibre/matrice et l'oxydation de la cellulose.

Il a montré que le premier effet est réversible par séchage alors que le second est permanent, et est le plus dommageable pour la structure. Une loi de comportement hydromécanique a pu être déduite de ces essais, et sera utilisée en parallèle d'un modèle de diffusion par éléments finis afin de déterminer l'évolution à long terme des propriétés du composite soumis à un environnement réel. Le modèle prédit une baisse de plus de 50% du module élastique, et 60% de la contrainte à rupture après un temps d'utilisation de seulement un an. Néanmoins, le modèle utilisé se base sur de nombreuses hypothèses, notamment concernant la sensibilité de l'endommagement hydrique à la température. Une étude complémentaire est donc nécessaire afin de définir une réelle durée de vie de ces matériaux.

Son travail a été basé sur l'estimation de la durée de vie de ces composites (lin/Hélium) à travers une caractérisation de l'endommagement en atmosphère humide du matériau et une modélisation de son absorption de son humidité.

J- Mercier [5] son étude a été basée sur la durabilité (vieillessement) en milieu humide et l'endommagement par fissuration des matériaux composites à matrice organique (CMO). La diffusion d'eau dans le matériau (**époxy/verre**) a été

premièrement analysée expérimentalement par détermination des cinétiques d'absorption sous différentes conditions d'humidité. Une dimension des propriétés mécaniques en fonction de la quantité d'eau absorbée sont mises en évidence et quantifiées lors d'essais expérimentaux de traction. Les mécanismes physiques à l'origine de ces modifications sont identifiés. Un mode d'endommagement particulier, la fissuration intra laminaire, ainsi que son couplage avec l'humidité, sont aussi étudiés expérimentalement.

Un modèle prédictif qui prend en compte les effets d'endommagements d'origine hydrique et/ou mécanique est alors proposé. Un calcul couplé diffusion/mécanique, sur un logiciel de modélisation par éléments finis, permet de déterminer le comportement global du matériau, connaissant le gradient de propriété suivant l'épaisseur. Il est donc possible de suivre en continu au cours du vieillissement l'évolution de rigidité du matériau, pour n'importe quel état de fissuration et d'absorption (i.e. n'importe quel état intermédiaire entre état sec et état saturé en eau). Il est ainsi possible de simuler n'importe quelle condition (température, humidité, épaisseur, chargement appliqué) et donner une estimation des propriétés du matériau tout au long de son utilisation.

M. Assarar et al [6] a étudié l'influence du vieillissement à l'eau sur les propriétés mécaniques et les événements de dommages des composites lin-fibre, par rapport aux composites fibres de verre. Comme il a ajouté l'étude des effets du traitement par immersion sur les caractéristiques de traction, l'absorption d'eau et l'enregistrement de l'émission acoustique (EA). Il a montré que l'évolution des résultats d'absorption d'eau pour les composites lin-fibre semble être Fickienne (diffusion normale) et le gain de poids à saturation est 12 fois plus élevé que les composites fibres de verre. Diminuant continuellement avec l'augmentation du temps d'immersion dans l'eau, le module de traction et la déformation à la rupture des composites lin-fibres sont peu affectés par le vieillissement à l'eau alors que seule la contrainte de traction est réduite en ce qui concerne les composites fibres de verre.

M. Bouazza, Tounsi, Benzair et Adda Bedia [7] ont proposé un modèle mathématique basé sur la notion de la fonction de perturbation de contrainte appliquée sur les composites croisées et fissurées. 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.

M. Khodjet-Kesba, E.A. Adda bedia, A. Benkhedda and B. Boukert [8] leur étude est effectuée sur La réduction du coefficient de Poisson des stratifiés composites vieillis [0m/90n]s symétriques hygrothermiques contenant une fissuration transversale dans la couche intermédiaire est prédite en utilisant un modèle modifié de décalage de cisaillement. Un bon accord est obtenu en comparant les modèles de prédiction et les données expérimentales publiées par Joffe et al. (2001). Et ils ont concentrés sur les propriétés matérielles du composite qui sont affectées par la variation de température et la distribution transitoire de concentration d'humidité en cas de désorption, et sont basées sur un modèle micromécanique de stratifiés. La distribution transitoire et non uniforme de la concentration d'humidité donne lieu à la réduction transitoire du coefficient de Poisson. Les résultats obtenus représentent bien la dépendance de la dégradation du coefficient de Poisson sur la densité des fissures, l'angle d'orientation des fibres des couches externes et les conditions environnementales transitoires. A travers l'étude présentée, nous espérons contribuer à la compréhension du comportement hygrothermique du stratifié composite fissuré.

M. Khodjet-Kesba [9] Son étude concerne 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. D'une part, les stratifiés sont soumis à des conditions de température et d'humidité variables dans le temps et perdent leurs rigidité. Le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transversale des couches orientées à 90°. Deux approches analytiques ont été utilisées pour évaluer la perte de la rigidité, la Shear Lag et le modèle d'HASHIN. Les résultats représentent clairement la dépendance de la réduction des caractéristiques mécaniques en fonction de la densité de fissuration et aux conditions d'environnement.

1.3.1.1 Comportement en fatigue

Le comportement en fatigue cyclique des matériaux composites en présence d'une fissuration est très peu traité.

Des essais de fatigue en traction sur des éprouvettes composites à base de tissus de fibres de verre présentant un perçage ont été entrepris par Xiao et Bathias. Ils ont observé que le comportement en fatigue d'éprouvettes percées fabriquées à partir de tissus de verre pré-imprégnés est gouverné par le comportement en fatigue des fibres. Dans le cas de l'éprouvette trouée, le dommage se développe au bord du trou sous forme d'un blanchiment de résine visible à l'œil nu au cours des cycles de fatigue. Il semble donc utile de connaître le comportement en fatigue des fibres pour tenter d'appréhender le comportement en fatigue de structures ayant un délaminage.

L'effet de la longueur de fissure par décohésion sur le comportement en fatigue cyclique des matériaux sandwichs a été analysé dans les travaux **d'Idriss et al [10]**.

La rigidité, les cycles d'hystérésis ainsi que l'amortissement sont déterminés en fonction de la longueur de fissure au cours de la fatigue cyclique du matériau. L'analyse des résultats obtenus révèle que ces paramètres sont sensibles à la longueur de la fissure et au nombre de cycles de fatigue. Ils ont constaté que la décohésion à l'interface entre la peau et l'âme réduit fortement la durée de vie des matériaux sandwichs.

1.3.1.2 Comportement mécanique des composites stratifiés en fatigue

La plupart des essais en fatigue se font à l'aide d'un chargement sinusoïdal. Ce chargement peut être à force imposée ou à déplacement imposé.

La Figure 1.1 présente les paramètres caractéristiques d'un essai de fatigue dans le cas d'une contrainte imposée. Le chargement est essentiellement déterminé par l'amplitude de contrainte cyclique σ_a et la contrainte moyenne σ_m , définies comme suit :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$$

Ces paramètres sont aussi valables en déformation imposée en remplaçant le terme σ par ϵ . Le rapport de chargement ou de sollicitation R défini par :

$R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ constitue un paramètre caractéristique du chargement couramment utilisé. On distingue alors les sollicitations suivantes selon la valeur de R :

- $R = -1$: contraintes alternées symétriques
- $-1 < R < 0$: contraintes alternées asymétriques
- $R = 0$: contraintes répétées ($\sigma_m = \sigma_a$);
- $R > 0$: contraintes ondulées.

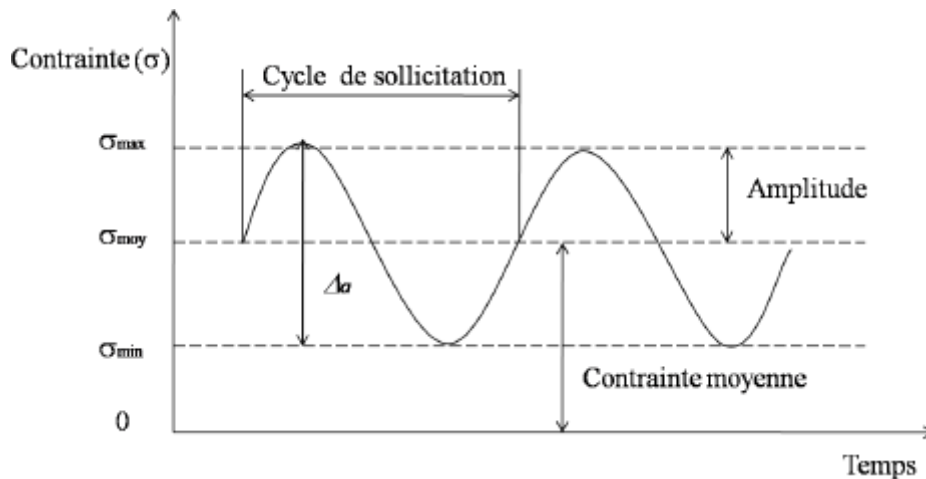


Figure 1.1 paramètre de sollicitation en fatigue

La défaillance par fatigue est la plus rencontrée dans les structures soumises à des sollicitations cycliques. La fatigue du matériau se caractérise par l'endommagement localisé et progressif sous chargement monotone plus faible que la limite à la rupture observée en statique. Les mécanismes d'endommagement par fatigue des matériaux composites sont plus compliqués que ceux des matériaux classiques. Ils se produisent toujours par des combinaisons d'endommagement comme la fissuration matricielle, le délaminage entre les plis et la rupture des fibres. C'est pourquoi il est difficile de développer une théorie qui décrit exactement l'endommagement. Cependant, l'évolution de l'endommagement en fatigue d'un matériau composite est caractérisée par la décroissance des propriétés mécaniques

comme le module ou la rigidité, la déformation résiduelle, l'évolution des événements acoustiques et de la température des éprouvettes. Il est possible donc de connaître l'état d'endommagement dans les composites par l'analyse de l'évolution de ces propriétés au cours des essais de fatigue.

1.3.1.3 Endommagement par fatigue

Reifsnider et al [11] ont proposé les premières études de la dégradation de la rigidité par fatigue des composites. Ils ont décrit de manière générale l'évolution de l'endommagement en décomposant en trois zones la variation de la rigidité en fonction du nombre de cycles, présentée dans la figure 1.2 :

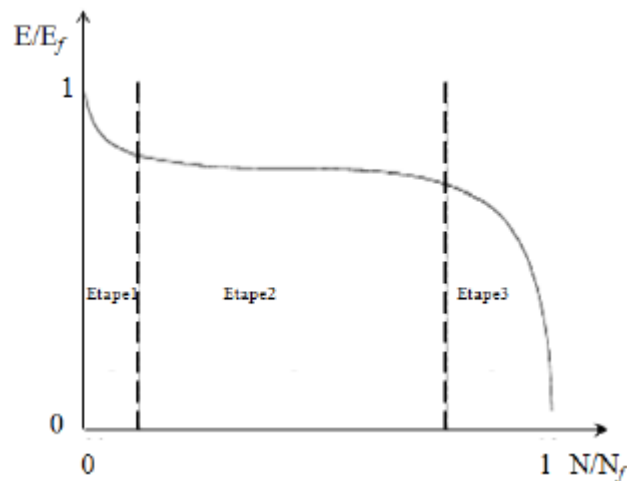


Figure 1.2 Dégradation de la rigidité pour une large gamme de matériaux composites renforcés par des fibres

La première zone avec une réduction très rapide dès les premiers cycles est caractérisée par l'apparition de microfissurations. La deuxième zone est la plus longue, dans laquelle une chute progressive de la rigidité persiste et qui correspond au développement progressif des microfissurations. La troisième zone est la partie dans laquelle la rigidité diminue fortement. Elle est caractérisée par la rupture des fibres ce qui conduit à la ruine de l'éprouvette. **Dody [12]** explique les trois zones distinctes de la courbe par la multiplication des fissures matricielles pour la première phase, la

propagation et l'accumulation de ces fissurations pour la deuxième phase et la rupture des fibres dans la troisième phase. **Dyer et al. [13]** ont retrouvé ces trois phases de l'endommagement sur des composites verre/polyester et verre/polyuréthane en fatigue pour des stratifiés du type $[0^\circ/90^\circ]$ et $[\pm 45^\circ]$. Bezazi et al retrouvent ces phases pour des composites constitués de fibres de verre pour différentes séquences d'empilement sollicités en fatigue par flexion.

1.3.1.4 Influence des paramètres expérimentaux

Les travaux effectués dans la littérature ont montré que la tenue en fatigue dépend de plusieurs paramètres (nature de sollicitation, chargement, fréquence de sollicitation, etc.) présentés dans la figure 1.3.

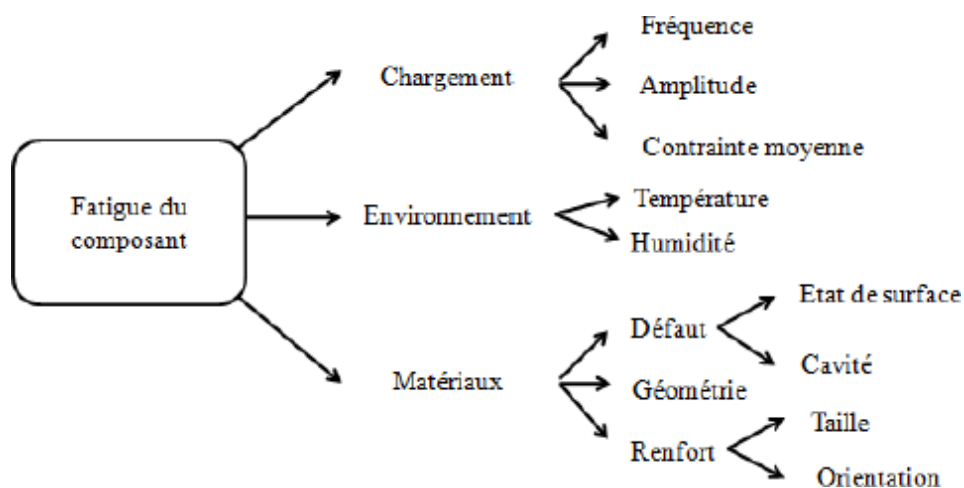


Figure 1.3 facteurs influencent à la fatigue

Sous un chargement cyclique, l'augmentation de la fréquence augmente la température interne de l'échantillon ce qui diminue sa durée de vie. Mais pour un stratifié à fibres verre/époxyde unidirectionnels, **El kadi et Ellyin [14]** ont observé que l'effet de la variation de la fréquence de sollicitation est négligeable.

Le travail de **[15]** a montré, dans le cas des essais de flexion 3-points pour les composites unidirectionnels verre/époxyde, que le nombre de cycles à la rupture ne varie pas, pour un niveau de sollicitation donné, dans une gamme de fréquence allant

de 10 à 25 Hz. Il a été considéré que la fréquence de sollicitation a peu d'influence tant que la chaleur créée au cours des essais de fatigue est évacuée et donc ne modifie pas les caractéristiques mécaniques du matériau. La forme d'onde des cycles a une influence sur la durée de vie en fatigue. Pendant une période donnée de fréquence constante, la forme d'onde est caractérisée par le taux de chargement et le temps à la charge maximale. La forme d'onde la plus utilisée est le chargement sinusoïdal mais les formes d'ondes carrée et triangulaire présentent des caractéristiques qui peuvent affecter la durée de vie en fatigue.

En effet, la forme d'onde carrée présente une dissipation maximale d'énergie par cycle. La forme d'onde sinusoïdale montre un niveau intermédiaire de dissipation et la forme d'onde triangulaire présente un niveau plus bas de dissipation d'énergie selon **Trantina et Nimmer [16]**.

Mandler et Maier ont démontré qu'une forme d'onde carrée a diminué la durée de vie en fatigue par rapport à celle d'une forme d'onde sinusoïdale lors d'essais sur les stratifiés croisés verre/époxyde du type [0/90]. Le rapport de chargement R a une influence importante sur la durée de vie en fatigue. Ce rapport est lié à l'amplitude de sollicitation.

En sollicitation unidirectionnelle, les types de chargement peuvent être : compression-compression, traction-traction ou traction compression. Pour les amplitudes de faibles charges, les gradients de contrainte et de déformation sont moins importants au niveau des fibres, de la matrice et de l'interface. Cela entraîne une diminution de la cinétique de croissance des fissures et une augmentation de la résistance en fatigue en fonction du nombre de cycles.

Donc, pour des essais en traction compression ou en traction-traction, la durée de vie en fatigue considéré avec R. [2] montrent cela dans le cas des stratifiés croisés du type [0/90] verre/époxyde, pour des valeurs du rapport R positives allant de 0 à 1. L'augmentation de R permet l'augmentation de la durée de vie en fatigue jusqu'à l'obtention d'une charge constante régulière (charge de fluage, R=1). Ceci confirme qu'une charge cyclique provoque un endommagement plus rapide qu'un chargement en fatigue statique.

1.3.2 vieillissement hygrothermique

Les composites renforcés de fibres naturelles sont particulièrement sensibles à l'humidité, leurs rigidités et résistances baissent de façon drastique jusqu'à atteindre moins de 50% des propriétés mécaniques initiales. Connaître l'évolution des propriétés mécaniques de ces matériaux est donc primordial afin d'assurer la fiabilité des produits qu'ils composent et d'éviter toute rupture prématurée qui pourrait causer des dommages corporels. La détermination d'un modèle mécanique prenant en compte l'effet de l'humidité sur les paramètres mécaniques est une première étape vers la détermination de la durée de vie des composites renforcés de fibres naturelles. On a pu voir que le vieillissement peut être décomposé en deux effets qui sont :

- La plastification du matériau due à la présence d'humidité dans le composite,
- Un endommagement qui modifie de manière irréversible les propriétés du matériau.

1.3.3 Interaction fatigue / humidité

Peu d'études concernent ce type de matériau sous sollicitation de fatigue en milieu humide. Celle de [Jones C.J. et al] traite de la fatigue de stratifiés 0/90° pré conditionnés en immersion et montre une importante perte d'endurance (en terme de nombre de cycles) par rapport à l'état non vieilli. Celle-ci est largement conditionnée par la fréquence, ce qui confirme l'influence du temps passé sous charge.

Les travaux de thèse de [Vauthier] à l'Ecole Centrale de Lyon sur les U.D. 0° en flexion présentent des résultats analogues. Deux situations extrêmes ont été envisagées afin de prendre en compte le caractère progressif de la sorption d'eau :

- lorsque l'endommagement par fatigue est plus rapide que la diffusion, l'interaction est a priori limitée aux surfaces libres ;
- Lorsque la diffusion est plus rapide que l'endommagement par fatigue, l'interaction est répartie dans le volume du matériau.

1.4 Définition du sujet

Notre étude est faite au sein de l'institut **d'Aéronautique et des études spatiales d'Université Saad Dahleb de Blida 1**. L'intérêt de notre travail, en premier lieu c'est de faire une étude sur un stratifié (0/90)s fissuré sous sollicitation de fatigue qui est dû aux efforts de traction cyclique qui sont effectués sur ce dernier, les résultats ont mené à la détermination de taux de réduction de rigidité et la diminution des propriétés mécaniques du matériau examiné, cela par l'influence de l'environnement variable [**effet de température et d'humidité**]. Et cela à travers le model de [17] dans le cas dynamique.

Des résultats expérimentaux sont déterminés par [1] et sont comparés et validés par le modèle choisi sans l'introduction de la température et l'humidité, cela est considérée comme première étape.

En deuxième étape on fait l'étude sur la variation de la rigidité relative en fonction du nombre de cycle et l'effet hygrothermique sur le modèle de **Tsai transitoire**. L'approche de l'étude sera faite par la simulation numérique.

Nous avons discuté aussi sur l'étude de l'effet de désorption et le phénomène de diffusion, l'étude de **Mr FICK** et leur développement sur la concentration d'humidité transitoire pour déterminé l'influence de cette dernière sur les matériaux composites choisis.

Et à la fin nous avons finalisé notre thèse avec la validation générale des résultats précédents.

CHAPITRE 2

MODELISATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE POUR LES COMPOSITES CAS FATIGUE

2.1 Introduction :

Les composites étant fragile, il peut apparaître des fissures dans des zones particulières telles que les bords libres, où ils apparaissent dans la matrice ou à l'interface entre fibre matrice du coup la qualité de cette derniers est très important dans le développement de la fissuration transverse.

Par ailleurs rupture dans la matrice provoquée par des crique ou décohésions fibre/matrice, se propageant la longe de fibre qui est désorienté par rapport à la direction de sollicitation. Ce phénomène dû à la fatigue qui est le phénomène cyclique de modification des propriétés des matériaux consécutive à l'application de cycles d'efforts.

Alors dans ce chapitre nous expliquons les effets de fatigue sur les composites fissurés, après la modélisation de la fissuration transverse a été faite pour un composite polymère sous sollicitation de fatigue.

2.2 Fatigue des matériaux composites

2.2.1 Limite d'endurance et courbe S-N

2.2.1.1 Endurance

On appelle endurance la capacité de résistance à la fatigue des pièces et des structures. D'une façon générale, il y aura fatigue toutes les fois que l'on est en présence d'efforts variables dans le temps. Ce qui est bien particulier à la fatigue et qui en fait le danger, c'est que la rupture peut se produire pour des contraintes apparentes relativement faibles, souvent bien inférieures à la résistance à la rupture et même à la limite de fatigue, d'endurance et la résistance à la fatigue sont des termes

utilisés pour décrire la capacité d'un métal à subir une charge cyclique, définie comme étant l'amplitude (ou l'étendue) d'une contrainte cyclique appliquée au matériau σ_d , le tout sans donner lieu à une rupture de fatigue.[7]

Comme critère, on a l'habitude d'évaluer le rapport σ_d/R_m de la limite d'endurance (ou limite de fatigue) σ_d à la résistance en traction R_m . [7]

Pour les matériaux composites, ce rapport est toujours supérieur à 0,4 et peut atteindre 0,9. Ces valeurs sont à mettre en regard avec celles relevées pour les métaux et alliages (0,3 pour l'aluminium et 0,4 pour le fer et ses alliages).

Le critère le plus utilisé pour évaluer la durée de vie des matériaux, est celui de la courbe d'endurance S-N (Stress-Number of cycles)

2.2.1.2 Courbe de Wöhler (courbe S-N)

La courbe de Wöhler (dite aussi la courbe S-N) représente la relation observée expérimentalement entre la durée de vie N, reportée conventionnellement en abscisse et l'amplitude du cycle contrainte σ a (ou S), reportée en ordonnée.

La courbe de Wöhler a l'allure représentée dans la figure 01

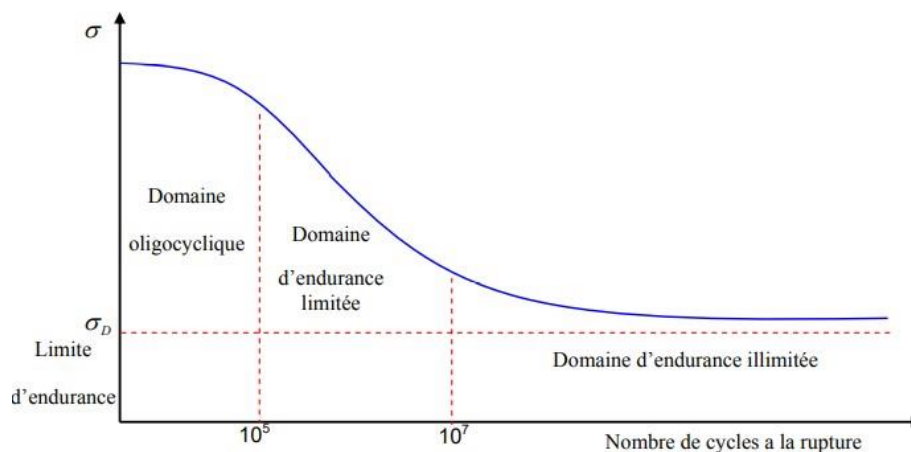


Figure 2.1 la courbe de Wöhler

2.2.2 Endommagement par fatigue des composites et son effet

L'endommagement désigne les phénomènes de création de nouvelles surfaces au sein d'un matériau sous l'effet d'une sollicitation. [26] définit l'endommagement comme une augmentation de la taille ou du nombre de fissures. Ceci engendre une diminution de caractéristiques mécanique du système qui mène à sa ruine. [26]

En effet pour estimer la durée de vie résiduelle de la structure il est important de quantifier ces dommages

L'évolution du comportement du matériau de son état initial jusqu'à sa rupture totale est donnée souvent par la théorie de l'endommagement. Cette théorie est fondée sur la définition des critères macroscopiques et microscopiques. Les indicateurs les plus pertinents pour caractériser progressivement l'endommagement dans les matériaux sont l'évolution du module résiduel, de la déformation, de l'aire correspondant aux boucles d'hystérésis, de la résistance résiduelle, et aussi de la densité des fissures. [26]

2.2.2.1 Module/ rigidité

Pour les matériaux composites, l'évolution de la baisse de raideur est l'un des indicateurs scalaires les plus utilisés pour décrire l'endommagement macroscopique. Il est déterminé suite aux essais de charge-décharge en traction. La variable d'endommagement macroscopique, noté D, est décrite par la relation suivante :

$$D = 1 - E / E_0. \quad (2.1)$$

Où E_0 est le module initial (premier chargement à une contrainte donnée) et E est le module - du cycle-en-cours.

Le scénario de l'évolution de la rigidité dépend grandement de la stratification du composite testé. Cependant, il est généralement admis dans la littérature une évolution de l'endommagement en trois phases comme cela est décrit par [11]. Il y'a d'abord la phase d'initiation au cours de laquelle les microfissures apparaissent. Celle-ci est suivie par la diminution régulière et lente des dommages. Enfin, il se produit une accélération de la baisse de rigidité qui conduit à la rupture.

L'allure de l'évolution du module résiduel est schématisée dans la Figure 2.2

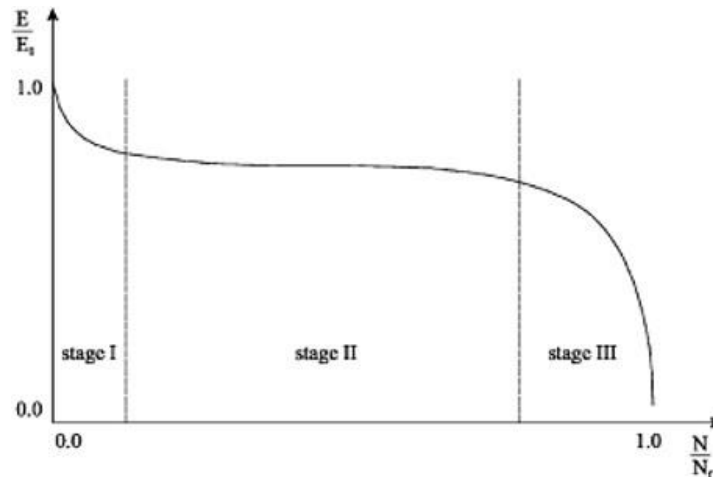


Figure 2.2 Evolution de l'endommagement des matériaux par mesure du module résiduel

2.2.2.2 Le phénomène d'hystérésis et l'énergie dissipée, (amortissement)

Phénomène d'hystérésis

Est la propriété d'un système dont l'évolution ne suit pas le même chemin selon qu'une cause extérieure augmente ou diminue.

Au cours d'un cycle de fatigue, on observe des boucles d'hystérésis, formant d'après Le trajet de chargement qui ne se confond pas avec celui de la décharge. L'augmentation de l'énergie d'hystérésis et de l'amortissement renseigne sur l'évolution de l'endommagement du composite.

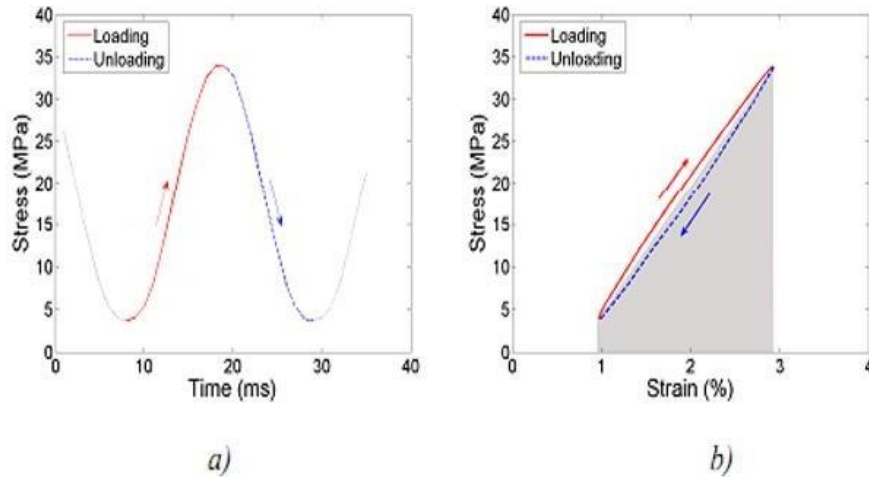


Figure 2.3 : Boucles d'hystérésis : a) chargement temporel, b) courbe de l'énergie de déformation élastique

Commentaire :

La courbe contrainte-déformation d'un cycle N forme l'énergie dissipée (U_n), et l'énergie de déformation élastique (U_e). Représentée par l'aire sous le segment de droite liant les extrémités de la boucle, est matérialisée par une surface sombre dans la (Figure 2.3.b)

Alors l'amortissement est défini comme le rapport des deux énergies, U_n/U_e

2.2.3 contrainte/déformation cyclique

D'après les résultats de l'étude de Tan et Dharan l'endommagement d'éprouvettes composites pré-entailées ($D(n)$) est défini comme :

$$D(n) = U_n / U_e - U_e / U_e \quad (2.2)$$

Où U_e . Correspond à l'énergie de déformation élastique originale

Et aussi ils montrent l'existence d'une courbe de référence unique, appelée courbe maîtresse pour tous les niveaux de charge **Figure 2.4.**

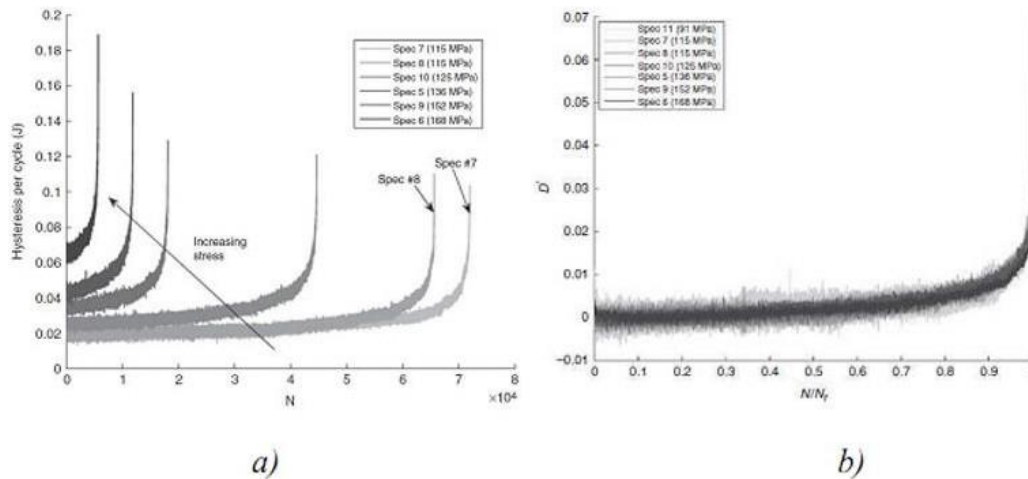


Figure 2.4 : Evolution de : a) l'énergie d'hystérésis en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de charge, b) l'endommagement des éprouvettes ($D(n)$) À différents niveaux de charge en fonction de leur vie (N/N_f)

2.2.2.4 Densité de fissuration

Quand la seule dégradation du pli est la fissuration transverse comme c'est le cas de la séquence (0/90), il est possible de comptabiliser le nombre de fissures. On peut ainsi enregistrer la formation de nouvelles fissures et leur évolution au cours du chargement mécanique imposé. Ce n'est qu'à partir de 1977 qu'on observe et étudie systématiquement l'évolution de la densité de fissures. [11] met en évidence que la densité de fissures croît de façon monotone et atteint un état de saturation.

Alors, la densité de fissures comptabilise le nombre de fissures observées par unité de longueur dans la direction du chargement, car la fissuration transversale est le principal mode de ruine précurseur de la rupture de ce genre d'empilement.

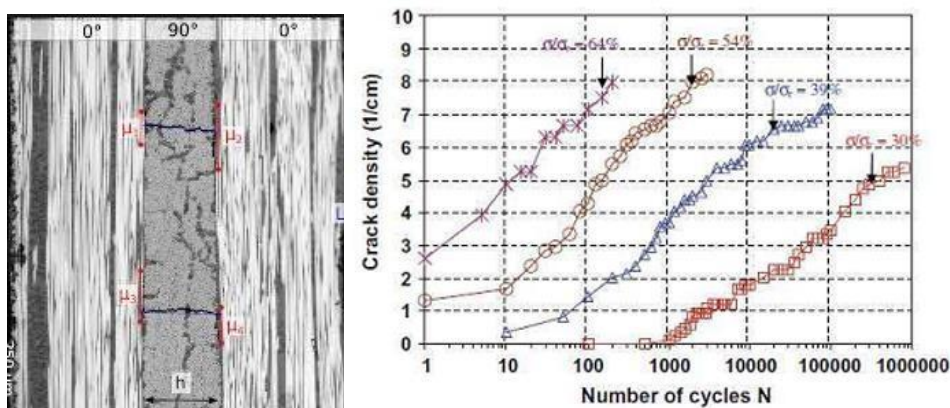


Figure 2.5 : a) Fissuration transversale. b) Evolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles pour amide/époxy.

2.2.2.5 Déformations caractéristiques

Au cours d'essai de fatigue, on observe des boucles d'hystérésis **Figure 6.a.** [14] se sont intéressés à la cinématique de ces boucles alors ils mentionnent le déplacement des boucles charge-décharge vers des déformations plus élevées au cours de la vie de l'éprouvette **Figure 6.b**

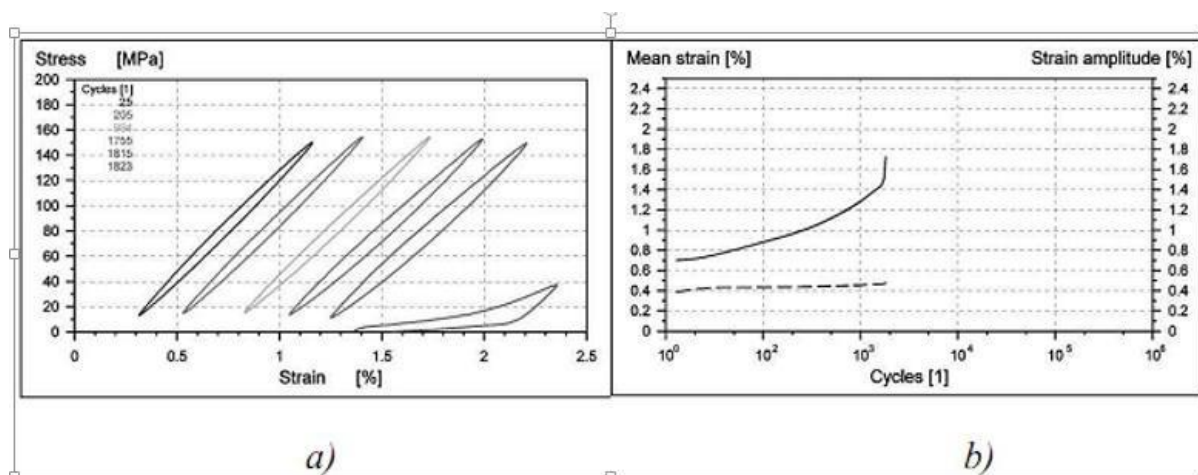


Figure 2.6 : a) Déplacement des boucles d'hystérésis. b) Evolution de la déformation maximale pendant l'essai de fatigue

D'après les résultats représentés par les équations de [23] (équation (2.3)) ou Clark et al. (Équation (2.4)), avec les conditions $D(0) = 0$ et $D(N_f) = 1$, on trouve que :

$$(n) = 1 - s_0^{max} / s_n^{max} \quad (2.3)$$

$$(n) = (s_n^{max} - s_0^{max}) / (s_f^{max} - s_0^{max}) \quad (2.4)$$

Ainsi que les études de [16] révèlent que le déplacement des boucles est lié au fluage du matériau.

2.3 Organigramme :

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

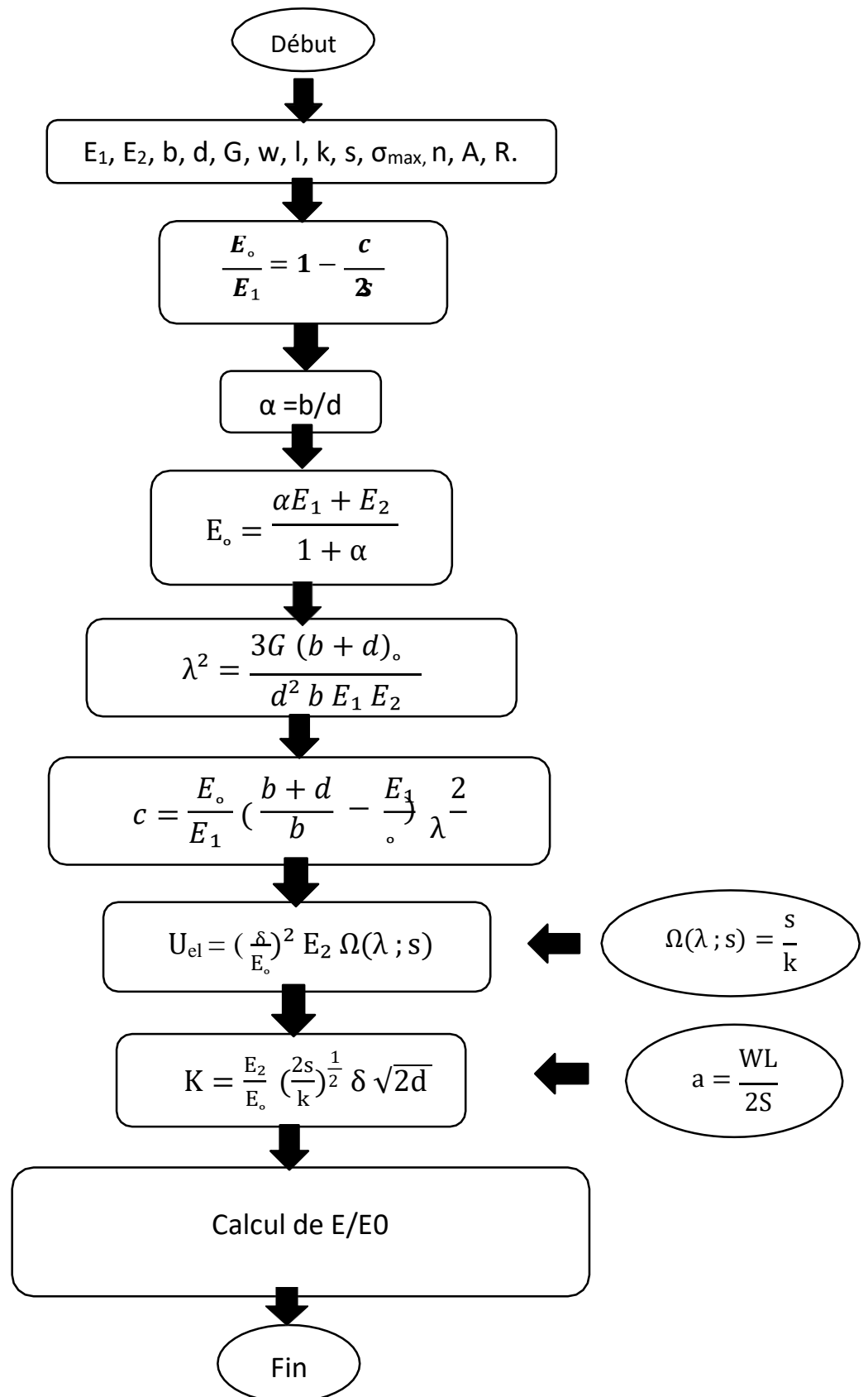


Figure 2.7: Organigramme des différentes équations pour les calculs du taux de rigidité du matériau.

2.4 Fatigue des matériaux composites fissurés

D'abord l'expression obtenue par Steif pour la réduction du module longitudinal en fonction, de l'espacement moyen des fissures.

$$\frac{E}{E_0} = \frac{1}{1 + \left(\frac{E_0}{E_1}\right) * \left(\frac{b+d}{b} - \left(\frac{E_1}{E}\right)\right) * \frac{\tanh(\lambda s)}{\lambda s}} \quad (2.5)$$

S. L. Ogin, P. A. Smith and P. W. R. Beaumont se sont intéressés à la fatigue des matériaux composites fissurés.

La réduction du module, E/E_0 , a été tracée en fonction de D la fissure moyenne densité.

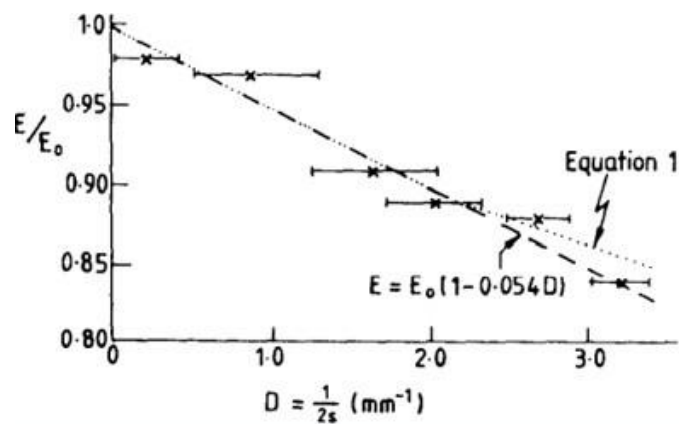


Figure 2.8 Résultat expérimentaux et théorique pour la réduction de module avec fissure moyenne densité D .

Et elle indiquée par une relation linéaire entre le module et la fissure densité :

$$E = E_0(1 - Cd) \quad (2.6)$$

- D : Densité de fissure

$$D = \frac{1}{2s}$$

$$\frac{E_o}{E_1} = 1 - \frac{c}{2s} \quad (2.7)$$

Où

- E : module de Young de la stratifié.
- E_o : module de Young de la stratifié non fissurée constant.

$$E_o = \frac{aE_1 + E_2}{1+a} \quad (2.8)$$

$$a = \frac{b}{d} \quad (2.9)$$

- 2s : L'espace moyen des fissures
- b : épaisseur de la couche 0°
- d : épaisseur de la couche 90°
- E₁ : module de Young de la couche 0°
- E₂ : module de Young de la couche 90°
- c : constante

$$c = \frac{E}{E_o} \left(\frac{b+d}{b} - \frac{E_1}{E_o} \right)$$

$$c = \frac{E_o}{E_1} \left(\frac{b+d}{b} - \frac{E_1}{E_o} \right) \frac{2}{\lambda} \quad (2.10)$$

Avec

- λ : constant et donne par l'équation

$$\lambda^2 = \frac{3G(b+d)_o}{d^2 b E_1 E_2} \quad (2.11)$$

- G : module de cisaillement

L'énergie élastique emmagasinée entre deux fissures voisines dans le pli transversal, U_{el} est donnée approximativement par :

$$U_{el} = \frac{K^2 \sigma^2 \max 2s 2dw}{2 E_2} \quad (2.12)$$

Où $K^2 \sigma^2 \max$ est la fraction de contrainte appliquée portée par le matériau non fissuré pli transversal et la constante K découle de la théorie des plaques laminée, et w : la largeur du stratifié.

L'expression de l'énergie élastique emmagasinée moyenne par unité de volume :

$$U_{el} = \frac{1}{V} \int_{-s}^s \left(\frac{\sigma^2 w 2 d}{2 E_2} \right) dx \quad (2.13)$$

Avec V : volume entre deux fissures

$$V = 2 s 2 d w \quad (2.14)$$

$$U_{el} = \frac{1}{2 s 2 d w} \delta_2^2 \frac{w 2 d}{2 E_2} 2s \quad (2.15)$$

$$U_{el} = \frac{\delta_2^2}{2E_2} \quad (2.16)$$

$$U_{el} = \left(\frac{\sigma}{E_0} \right)^2 E_2 \Omega(\lambda ; s) \quad (2.17)$$

$$\text{Avec } \Omega(\lambda ; s) = \frac{s}{k} \quad (2.18)$$

$$\frac{\sigma^2}{2E_2} = \left(\frac{\sigma}{E_0} \right)^2 E_2 \frac{s}{k} \quad (2.19)$$

$$\sigma_2^2 = \left(\frac{\sigma}{E_0}\right)^2 E_2^2 \frac{2s}{k} \quad (2.20)$$

$$\sigma_2 = \frac{\sigma}{E_0} E_2 \sqrt{\frac{2s}{k}} \quad (2.21)$$

$$\delta_{av} = \delta_2 = \frac{E_2}{E_0} \left(\frac{1}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \sigma \sqrt{2s} \quad (2.22)$$

- avec k : constant (k=1,3mm)
- K : intensity de contrainte

D'après loi de Paris :

$$K = \delta_{av} \sqrt{2d}$$

$$K = \frac{E_2}{E_0} \left(\frac{1}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \sigma \sqrt{2s} \sqrt{2d} \quad (2.25)$$

$$K = \frac{E_2}{E_0} \left(\frac{2s}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \sigma \sqrt{2d} \quad (2.24)$$

La propagation total de la fissure donne par :

$$\frac{da}{dn} = p \left(\frac{dz}{dn}\right) = PB \cdot K_{\max}^m \quad (2.25)$$

Avec

- p = constant
- $\frac{dz}{dn}$: propagation de fissure par cycle : $\frac{dz}{dn} = B \Delta K^m$
- ΔK : *facteur d'intensité de contrainte*

$$\frac{dz}{dn} = B' K_{\max}^m$$

A savoir $B' = B(1-R)^m$

$$2S a = WL \quad (2.26)$$

d'où $a = \frac{WL}{2S}$

et $2S = \frac{c}{1 - \frac{E}{E_0}}$

Alors :

$$a = \frac{WL}{\frac{c}{1 - \frac{E}{E_0}}} \quad (2.27)$$

$$a = \frac{WL}{c} \left(1 - \frac{E}{E_0}\right) \quad (2.28)$$

On dérive a par rapport à N :

$$\frac{da}{dn} = \frac{WL}{c} \left(-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN}\right) \quad (2.29)$$

D'autre coté $:\left(-\frac{1}{c} \frac{dE}{E_0 dN}\right) = PB' K_{\max}^m \dots\dots (*)$

On pose $K_{\max} = \sigma_{\max} \sqrt{2s}$; $m=2n$

$$\frac{WL}{c} \left(-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN}\right) = PB' \left(\sigma_{\max} \sqrt{2s}\right)^{2n} \dots\dots (**)$$

On veut trouver la formule :

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = A \left[\frac{\phi_{\max}^2}{E_0^2 \left(1 - \frac{E}{E_0}\right)} \right]^n \quad (2.30)$$

D'après (**) on obtient :

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C}{WL} \text{PB}' \left(\phi_{\max} \sqrt{2S} \right)^{2n}$$

$$\text{on a } 2S = \frac{c}{1 - \frac{E}{E_0}}$$

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C}{WL} \text{PB}' \left[\phi_{\max} \left[\frac{c}{1 - \frac{E}{E_0}} \right]^{\frac{1}{2}} \right]^{2n} \quad (2.31)$$

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C}{WL} \text{PB}' \left[\frac{c \phi_{\max}^2}{1 - \frac{E}{E_0}} \right]^n \quad (2.32)$$

Multiple par (E_0^{2n}/E_0^{2n})

Ça donne

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C^{n+1}}{WL} \text{PB}' E_0^{2n} \left[\frac{\phi_{\max}^2}{E_0^2 \left[1 - \frac{E}{E_0}\right]} \right]^n \quad (2.33)$$

Avec : $A = \frac{C^{n+1}}{WL} \text{PB}' E_0^{2n}$

On intègre l'équation

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = A \left[\frac{\phi_{\max}^2}{E_0^2 \left[1 - \frac{E}{E_0}\right]} \right]^n \quad (2.34)$$

$$\int \left[1 - \frac{E}{E_0} \right]^n dE = -\frac{E_0}{E_0^{2n}} A \phi_{\max}^{2n} \int dN \quad (2.35)$$

$$\frac{1}{n+1} \frac{1}{-E} \left[1 - \frac{E}{E_0} \right]^{n+1} = -E_0^{1-2n} A \sigma_{\max}^{2n} N \quad (2.36)$$

$$\frac{-E_0}{n+1} \left[1 - \frac{E}{E_0} \right]^{n+1} = -\frac{E_0}{E_0^{2n}} A \sigma_{\max}^{2n} N \quad (2.37)$$

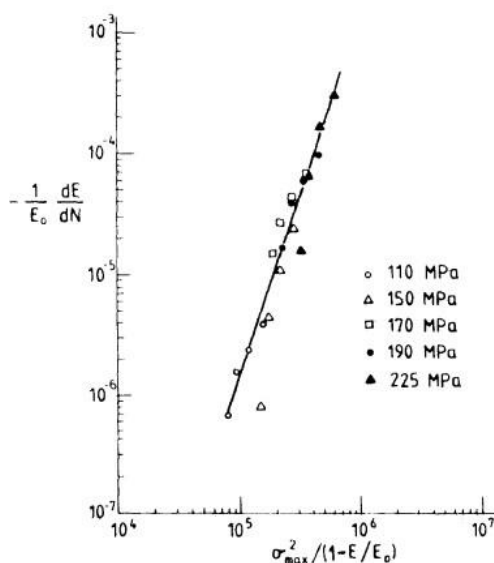
$$\left[1 - \frac{E}{E_0} \right]^{n+1} = (n+1) \left[\frac{A \sigma_{\max}^{2n}}{E_0^{2n}} N \right] \quad (2.38)$$

$$1 - \frac{E}{E_0} = \left[(n+1) \frac{A \sigma_{\max}^{2n}}{E_0^{2n}} N \right]^{\frac{1}{n+1}} \quad (2.39)$$

Alors d'après l'intégration ça donne

$$\frac{E}{E_0} = 1 - \left[(n+1) \left[\frac{\sigma_{\max}^{2n}}{E_0^{2n}} N \right]^{\frac{1}{n+1}} \right] \quad (2.40)$$

- Et d'après [3] et l'interpolation du graphe suivant qui exprime :



$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = f \left[\frac{\sigma_{\max}^2}{1 - \frac{E}{E_0}} \right]$$

On a $A = 5,65 \cdot 10^4$ et $n = 2,83$

Figure 2.9 Tracé du taux de croissance total des fissures dans le pli transversal contre le maximum facteur d'intensité de stress

- Ou bien d'après [2] de [1] $\frac{da}{dn} = (K_{max})$ Donc si on interpole le graphe on trouve PB' et m et d'après notre développement de l'équation :

$$A = \frac{c}{wL} PB' E^{2n}$$

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, puis on fera continuera l'étude sur l'évolution de la rigidité relative en fonction du nombre sous effet hygrothermique en utilisant le modèle de [17] transitoire.

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 [17], qui tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité.

Dans ce chapitre nous désignerons le modèle de Tsai par « Tsai simplifié », car la concentration utilisée dans le modèle n'est pas fonction du temps.

3.2 Phénomène hygrothermiques

Habituellement, les propriétés mécaniques des fibres demeurent très peu influencées par la température et l'humidité. Par contre, les propriétés de la matrice peuvent être significativement altérées.

Dans le cas d'une hausse de la température, les résines voient leurs propriétés se dégradent graduellement jusqu'à l'atteinte de la température de transition vitreuse T_g . Au-delà de cette température le polymère passe d'un état vitreux à un état caoutchoutique. Puis une chute rapide des propriétés mécaniques ce qui rend le polymère inapte à répondre à des sollicitations mécaniques.

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 :

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

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

La fixation des molécules d'eau sur les chaînes moléculaires a deux conséquences majeures : la diminution de la température de transition vitreuse, et le gonflement du polymère [22].

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

3.3 Vieillissement hygrothermique

On cite plusieurs types de vieillissement existant :

- Vieillissement physique -plastification
- Vieillissement chimique
- Effets de l'humidité sur les fibres de verre

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 longitudinal et le coefficient de Poisson sont mesurés par un essai de traction monotone sur un unidirectionnel pour un empilement à 0° . Le module d'élasticité transversal est mesuré par un essai de traction monotone sur un unidirectionnel pour un empilement à 90° . Enfin le module de cisaillement est mesuré par un essai de traction monotone sur un unidirectionnel pour un empilement à 45° .

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 [23].

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

3.4.1 Organigramme

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

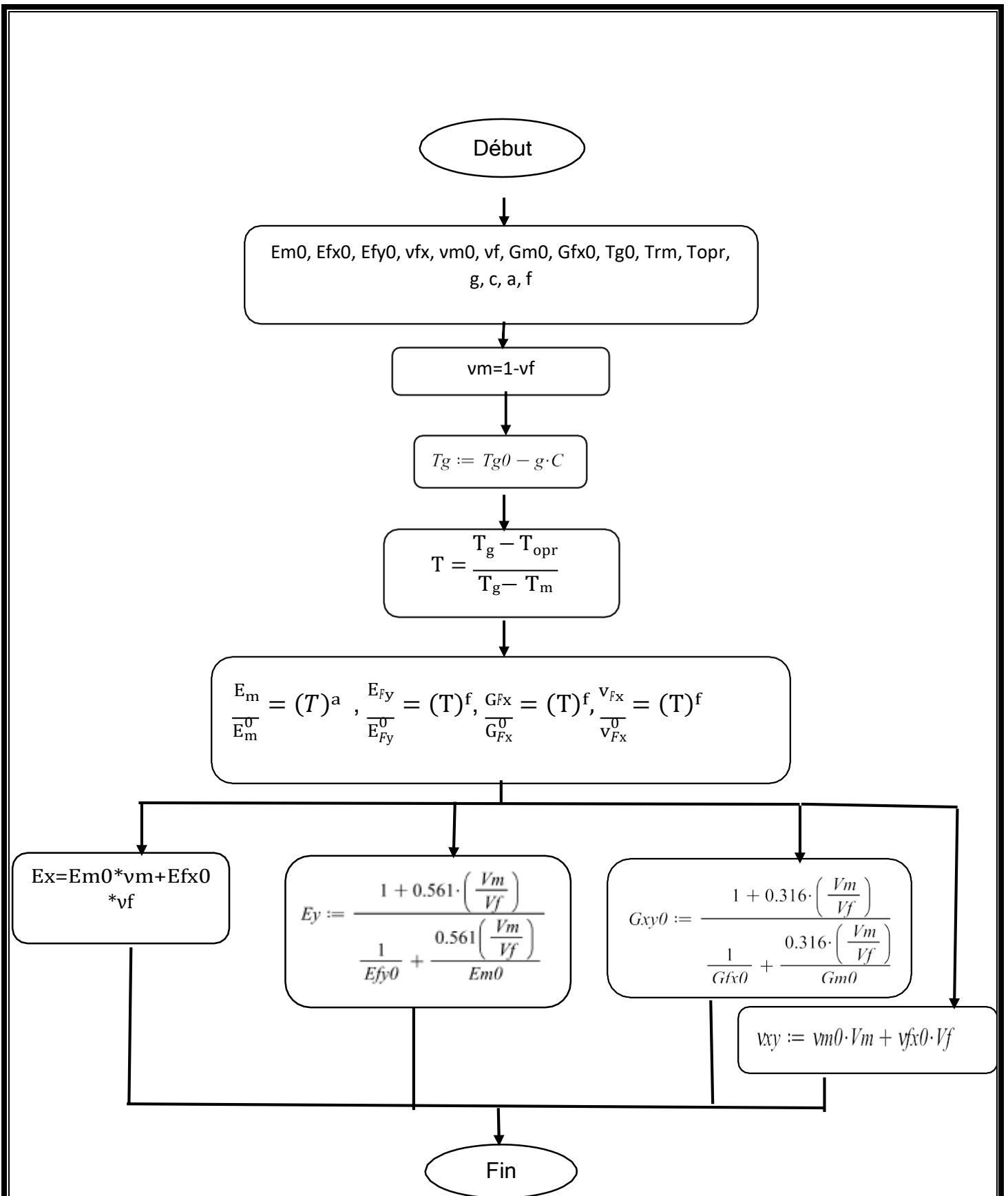


Figure 3.1 : Organigramme représentant les différents calculs effectués.

3.4.2 Le module de Young dans la direction des fibres

$$E_x = E_m V_m + E_f V_f \quad (3.1)$$

3.4.3 Le module de Young transversal

La relation micromécanique modifiée par [23] pour le graphite époxy T300/5208 du module de Young transversal est :

$$E_y = \frac{1 + 0.516 \left(\frac{V_m}{V_f} \right)}{\frac{1}{E_f} + \frac{0.516 \left(\frac{V_m}{V_f} \right)}{E_m}} \quad (3.2)$$

3.4.4 Le module de cisaillement longitudinal

De même la relation micromécanique modifiée par Hahn [23] pour le graphite époxy T300/5208 du module de Young transversal est :

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

Avec

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

3.4.5 Le coefficient de Poisson

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

La comparaison des valeurs des modules obtenues par ces modèles avec ceux donnés par [17], donne d'excellents résultats voir tableau 3.3.

3.5 Introduction du Vieillissement sur les propriétés mécanique du Matériaux 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 [17] 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.

3.5.1 Evolution de Tg au cours du vieillissement

Le paramètre Tg est un paramètre quantitatif du phénomène de vieillissement, c'est aussi une caractéristique importante des polymères et représente la transition entre le domaine vitreux et le domaine caoutchoutique du matériau. 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). 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 T_g est fortement influencée par la composition, l'état de cuisson de la résine mais aussi par des facteurs extérieurs telle que la présence de liquide dans le réseau moléculaire.

L'application de notre étude se fera sur le graphite époxyde T300/5208. La température de transition vitreuse à une température de référence de 22°C est de $T_g=160^\circ\text{C}$, [17]. On sait que l'absorption d'humidité entraîne la diminution de la température de transition. Les observations de nombreux auteurs tel que [21], confirment une baisse de la T_g 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. [17] n'assume qu'une absorption d'humidité induit une diminution de la température de transition d'une quantité gc :

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

3.5.2 Température adimensionnelle

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

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

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_m étant la température de référence.

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

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

$$\frac{E_m}{E_m^0} = (T^*) \quad (3.8a)$$

$$\frac{G_m}{G_m^0} = G_m^0 (T^*) \quad (3.8b)$$

$$\frac{v_m}{v_m^0} = v_m^0 (T^*) \quad (3.8c)$$

a : étant une constante semi empirique, 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.

$$\frac{E_{fx}}{E_{fx}^0} = (T^*) \quad (3.9a)$$

$$\frac{E_{fy}}{E_{fy}^0} = (T^*) \quad (3.9b)$$

$$\frac{G_{fx}}{G_{fx}^0} = (T^*) \quad (3.9c)$$

$$\frac{v_{fx}}{v_{fx}^0} = (T^*) \quad (3.9d)$$

f : étant une constante. A étant une constante semi-empirique [19], donnée dans le tableau 3.2

3.5.5 Propriétés du T300/5208 [15]

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

Tableau 3.1 : Caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208, [17]

E_{fx} (Gpa)	E_{fy} (Gpa)	v_{fx}	E_m (Gpa)	v_m	G_m (Gpa)	G_{fx} (Gpa)	V_f
259	18.69	0.25	3.4	0.35	1.26	19.69	0.7

Tableau3.2 Caractéristiques de variation de température et d'humidité, [17]

Tg (°C)	Trm (°C)	g (°C/c)	a	B	f
160	22	2000	0.5	0.2	0.04

Tableau 3.3 Propriétés du T300/5208 Tr=22°C, [17]

	E_x (Gpa)	E_y (Gpa)	ν_{xy}	G_{xy} (Gpa)	α_x ($10^{-6} K^{-1}$)	α_y ($10^{-6} K^{-1}$)
Tsai	181	10.3	0.28	7.17	0.02	22.5
Loi des mélanges modifiée	181.3	10.305	0.28	7.169	0.023	23.5

Tableau 3.4 Caractéristiques de diffusion du T300/5208, [17]

Type de Matériau	Température	humidité relative	D (mm ² /s)
T300/5208	20 ⁰	100	2.27 x 10 ⁻⁸

3.5.6 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 [15].

Tableau 3.5 : Choix des environnements

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

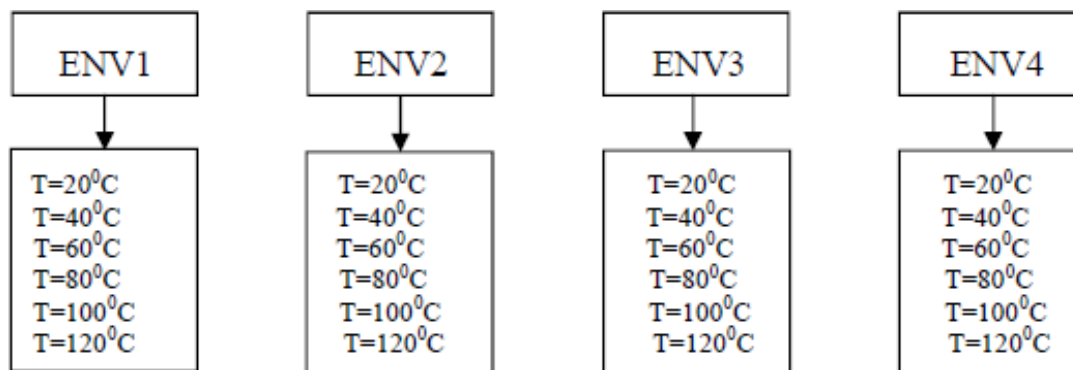


Tableau 3.5 variation de la température des environnements

3.6 Réduction de la rigidité sous effet hygrothermique par le modèle de Tsai « transitoire »

3.6.1 Définitions

3.6.1.1 Définition de la désorption et l'absorption

- ✚ La **désorption** met en jeu la rupture des liaisons entre ion ou molécule et surface absorbante. L'ion ou la molécule sont ainsi désorbés et rejoignent la phase liquide (solution du sol). La désorption est le processus par lequel des espèces atomiques ou moléculaires quittent la surface d'un solide et s'échappent dans l'environnement. Elle est l'inverse de la sorption, l'absorption ou l'adsorption.
- ✚ La **sorption** est le terme utilisé à la fois pour l'**absorption** et l'adsorption. L'adsorption est l'adhésion d'atomes, d'ions ou de molécules d'un gaz, d'un liquide ou d'un solide dissous à une surface. La sorption est un processus physique et chimique par lequel une substance s'attache à une autre.

La différence clé entre l'adsorption et la désorption est que l'adsorption fait référence au processus par lequel un solide retient les molécules d'un gaz, d'un liquide ou d'un soluté sous la forme d'un film mince, tandis que la désorption fait référence à la libération d'une substance adsorbée d'une surface.

Les études de désorption et de régénération sont importantes dans l'adsorption. La désorption peut se produire soit par traitement thermique, soit par des agents désorbants appropriés. Les groupes plus acides tels que les carboxyles et les lactones peuvent être désorbés sous forme de CO₂ à 200-650 °C, tandis que les groupes basiques moins acides (phénol et carbonyle) peuvent être désorbés sous forme de CO ou d'un mélange de CO et de CO₂ dans la plage de 500-1000 °C.

L'absorption est donc la rétention d'une espèce par une substance. L'absorption et l'adsorption peuvent être regroupées sous le terme sorption.

3.6.1.2 Différences clés entre l'absorption et l'adsorption

Voici les points qui distinguent l'absorption de celle de l'adsorption:

- **L'absorption** peut être définie comme la condition dans laquelle toute substance (atomes, ions ou molécules) est absorbée par ou absorbée en vrac par une autre substance qui peut être un matériau solide ou liquide, l' **adsorption** controversée est le phénomène de surface où les substances comme les gaz, les liquides ou les solides dissous adhèrent ou collent à la surface d'une autre substance qui peut être solide ou liquide.
- En absorption, la **vitesse de réaction** est uniforme et est un processus endothermique, tandis qu'en cas d'adsorption, la vitesse de réaction est stable et atteint l'équilibre, c'est un processus exothermique.
- La **concentration** de la substance absorbée ne change pas en fait reste constante dans tout le milieu, mais en adsorption, la concentration de la substance adsorbée passe du volume au fond de l'absorbant.

- L'absorption n'affecte pas la **température**, mais l'adsorption fonctionne à la température la plus basse.
- L'entreposage au froid, la production de glace, le refroidissement de l'admission des turbines, les réfrigérants sont le domaine où l'absorption est appliquée, tandis que la climatisation, la purification de l'eau, la résine synthétique, les refroidisseurs sont le domaine d'applications de l'adsorption.

L'absorption et l'adsorption sont les types d'homophones, mais leur signification et leur application diffèrent et ne peuvent donc pas être substituées dans un autre contexte

3.7 Définition de la diffusion

La **diffusion de la matière**, ou **diffusion chimique**, désigne la tendance naturelle d'un système à rendre uniforme le potentiel chimique de chacune des espèces chimiques qu'il comporte.

La diffusion chimique est un phénomène de transport irréversible qui tend à homogénéiser la composition du milieu. Dans le cas d'un mélange binaire et en l'absence des gradients de température et de pression, la diffusion se fait des régions de plus forte concentration vers les régions de concentration moindre¹. Dans le cas le plus général la description précédente reste le plus souvent valable, mais l'on connaît des contre-exemples, où l'une des espèces migre d'une région de plus faible concentration vers une autre de concentration supérieure

3.7.1 Les lois de diffusion de Fick

Les lois de diffusion de Fick décrivent la diffusion, ont été dérivées par Adolf Fick en 1855. Elles peuvent être utilisées pour résoudre le coefficient de diffusion, D . La première loi de Fick peut être utilisée pour dériver sa deuxième loi qui à son tour est identique à l'équation de diffusion. Un processus de diffusion qui obéit aux lois de Fick est appelé diffusion normale ou **Fickienne**, sinon, on parle de diffusion anormale ou de diffusion **non-fickienne**

3.7.2 Applications de la loi de Fick

Les équations basées sur la loi de Fick ont été couramment utilisées pour modéliser les processus de transport dans les aliments, les neurones, les bio polymères, les produits pharmaceutiques, les sols poreux, la dynamique des populations, les matériaux nucléaires, la physique des plasmas et les processus de dopage des semi-conducteurs.

La théorie des méthodes volta métriques est basée sur les solutions de l'équation de Fick. D'autre part, dans certains cas, une description « fickienne » est inadéquate. Par exemple, en science des polymères et en science alimentaire, une approche plus générale est requise pour décrire le transport des composants dans les matériaux subissant une transition vitreuse.

Un cadre plus général est la diffusion Maxwell-Stefan équations de plusieurs composants de transfert de masse, à partir de laquelle la loi de Fick peut être obtenue comme un cas limite, lorsque le mélange est extrêmement dilué et toutes les espèces chimiques interagissent uniquement avec le mélange en vrac et pas avec d'autres espèces. Pour tenir compte de la présence de plusieurs espèces dans un mélange non dilué, plusieurs variantes des équations de Maxwell-Stefan sont utilisées. Voir aussi les processus de transport couplés non diagonaux.

3.8 Effet de la désorption et absorption

3.8.1 Organigramme

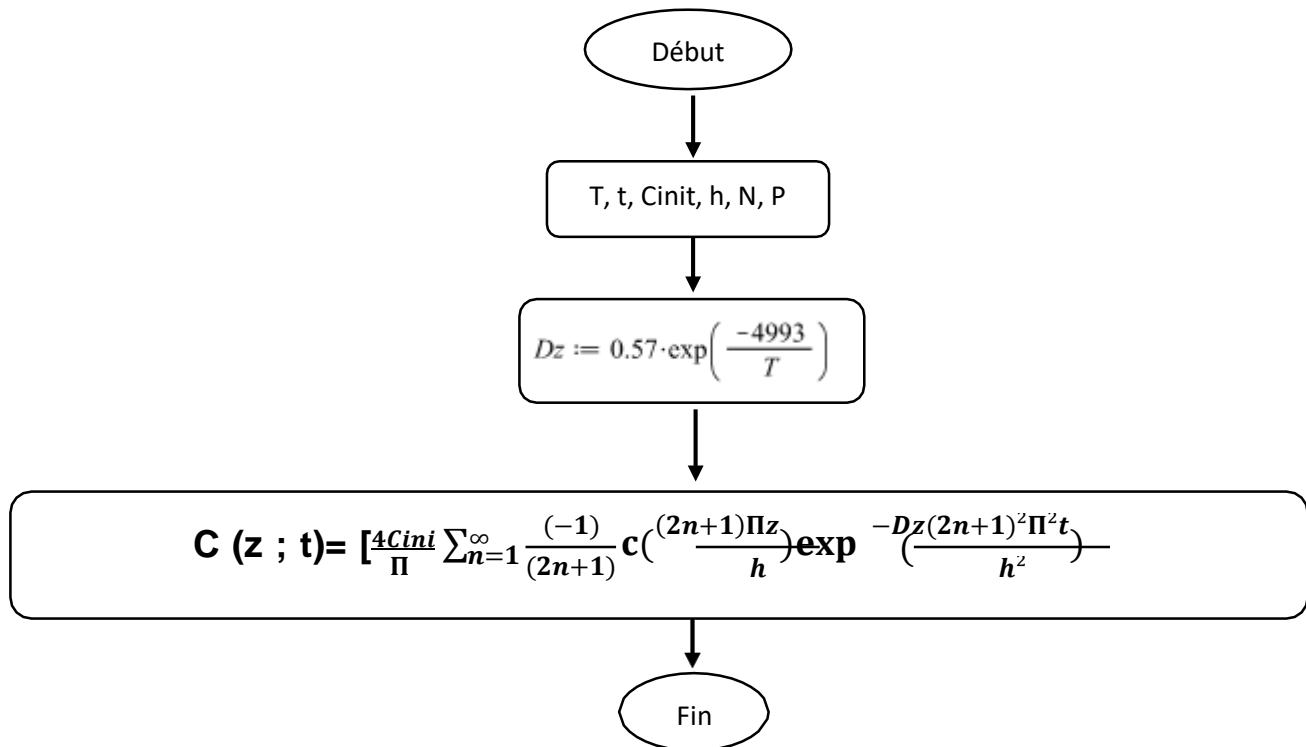


Figure3.2 : organigramme de calcul de la concentration d'humidité transitoire

Le calcul de la concentration $C(z, t)$ est obtenu à partir de la résolution de l'équation de Fick unidimensionnelle, pour un cas physique bien précis, absorption ou désorption. Cette valeur instantanée sera ensuite utilisée dans le modèle de vieillissement hygrothermique de Tsai. Les propriétés mécaniques de l'unidirectionnel en transitoire seront ensuite déterminées.

La réduction de la rigidité en fonction du temps et de l'environnement hygrothermique sera ensuite établie.

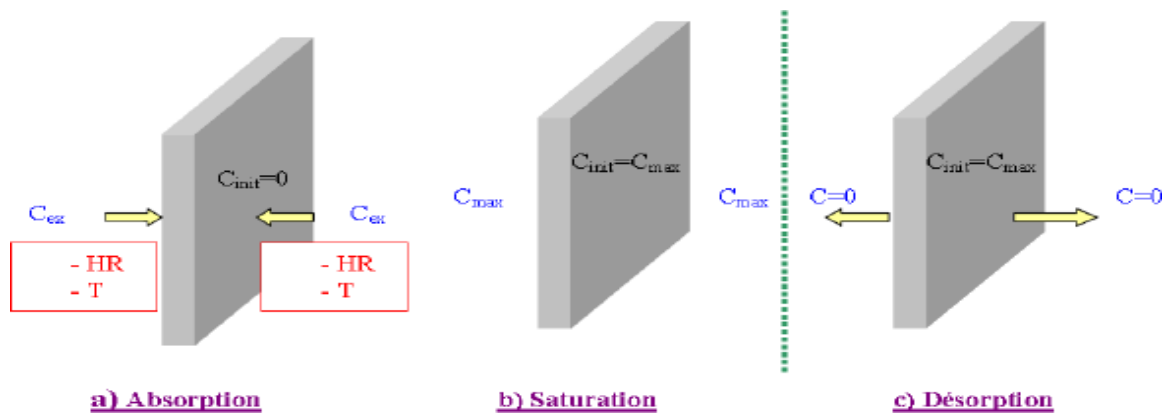


Figure 3.3 : Absorption-Désorption

C est la concentration d'humidité dans la plaque, DZ est le coefficient de diffusion dans la direction transversale, z étant la position à travers l'épaisseur. Les conditions aux limites et initiales sont les suivantes :

$$C = C_i \text{ pour } -h/2 \leq z \leq h/2 \text{ et } t = 0 \quad (3.10)$$

$$C = 0 \text{ pour } z = -h/2 ; z = h/2 \text{ et } t > 0 \quad (3.11)$$

L'indice i et représente les valeurs à l'instant initial.

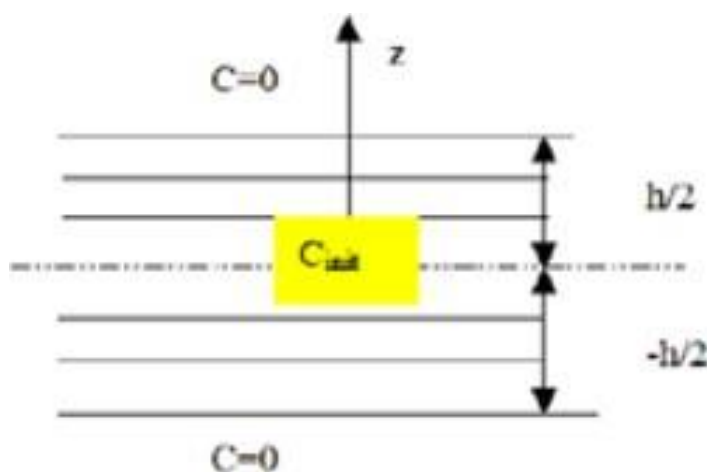


Figure 3.4 : Cas d'une désorption

On considère une plaque homogène et plane d'épaisseur h , soumise à un

environnement humide sur ses deux faces. La loi unidimensionnelle de Fick s'écrit :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \quad (3.12)$$

L'équation (3.12) est obtenue par le développement de la première loi de Fick comme on le mentionne ci-dessous :

$$F = -D \frac{\partial C}{\partial z} = -D \text{grad} C \quad (3.12a)$$

C la concentration de particules

D coefficient de diffusion ou de diffusivité

L'équation (3.12a) est connue sous le nom de la première loi de Fick elle se généralise en trois dimension :

$$F = -\left(D_x \frac{\partial C}{\partial x} + D_y \frac{\partial C}{\partial y} + D_z \frac{\partial C}{\partial z}\right) \quad (3.12b)$$

Si **D** est une constante quelle que soit la direction dans l'espace, on peut écrire :

$$F = -D \left(\frac{\partial C}{\partial x} + \frac{\partial C}{\partial y} + \frac{\partial C}{\partial z} \right) \quad (3.12c)$$

$$F = -D \nabla C \quad (3.12d)$$

∇ : est l'opérateur LAPLACIEN

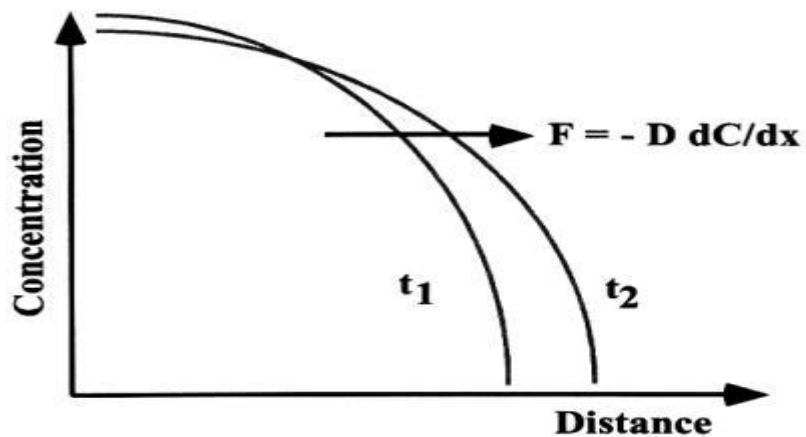


Figure 3.5 : Sens de diffusion du flux de particules

La deuxième loi de Fick appelée aussi loi de diffusion elle exprime en tout point z la variation temporelle de la concentration $C(z,t)$ en fonction de sa variation spatiale au voisinage de ce point.

La première loi de Fick est généralement utilisée en régime permanent seulement, c'est-à-dire lorsque le flux de particules ne dépend pas du temps.

Et concernant la deuxième loi elle exprime non plus un régime permanent de diffusion mais un régime transitoire ou l'on suppose $\frac{\partial C}{\partial t} \neq 0$. La variation de la concentration en fonction du temps est définie par la relation

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -D \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \quad (3.12 e)$$

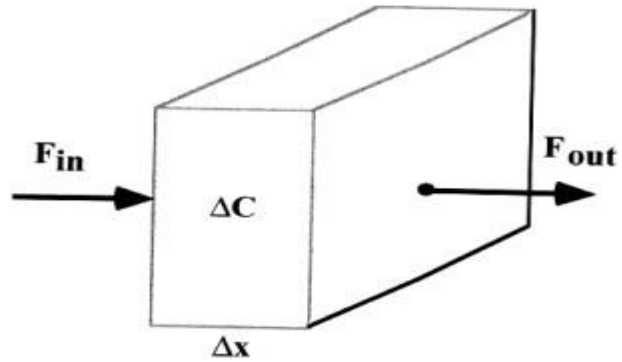


Figure 3.6 : Changement dans le flux entrant et sortant dans le volume

En combinant les équations (3.12a) et (3.12 e), on obtient :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \mathbf{Dz} \frac{\partial C}{\partial z} \quad (3.12f)$$

L'équation (3.12f) s'écrit alors :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \mathbf{Dz} \frac{\partial^2 C}{\partial z^2}$$

Les conditions initiales étant uniformes et les conditions aux limites sont constantes, la solution unidimensionnelle de Fick peut être exprimée ainsi :

$$C(z; t) = \frac{4C_i}{\pi} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^n}{(2n+1)} \cos\left(\frac{(2n+1)\pi z}{h}\right) \exp\left(-\frac{(2n+1)^2 \pi^2 t}{h^2}\right) \quad (3.13)$$

Avec :

$$C=0 \text{ pour } -h/2 \leq z \leq h/2 \text{ et } t = 0 \quad (3.14)$$

$$C=C_i \text{ pour } z=-h/2 ; z= h/2 \text{ et } t > 0 \quad (3.15)$$

Chapitre 4

SIMULATION ET RESULTATS DES STRATIFIER FISSURES SOUS SOLLICITATION DE FATIGUE ET CONDITION HYGROTHERMIQUES

4.1 Introduction

Nous proposons dans ce chapitre de passer une revue expérimentale des différentes approches des résultats de la simulation des stratifier fissures sous sollicitation de fatigue et condition hygrothermique. Ainsi nous allons faire une analyse sur le comportement de la rigidité dans un matériau composite croisé et fissuré, soumis à des essais de fatigue et sous différentes conditions hygrothermiques.

Premièrement, on a validé nos résultats avec [1], pour différentes contraintes appliquées, (110 MPa, 150MPa, 225MPa). Puis on a vue et évaluer le taux de rigidité de notre matériau et cela avec une concentration constante.

Enfin, vers la fin on a considéré la concentration transitoire (en fonction du temps), on a étudié le taux de réduction de rigidité en fonction du nombre de cycle.

4.2 Choix du matériau de simulation

Dans notre étude le choix matériaux joue un rôle très important pour obtenir des meilleur résultats pour l'étude de la simulation numérique autrement il faut choisir un matériau de haute propriété. Alors ici on choisit le composite verre/époxyde .on peut donner une petite définition de ce produit qui est un composite composé d'une matrice en fibre de verre et d'une résine époxy. L'époxy, ou poly époxydes, est une résine fabriquée par polymérisation de monomère époxyde avec un durcisseur. Le durcissement se produit sous l'effet de la chaleur .ce composite ayant les propriétés élastiques suivantes :

$E_0=43.10^3$ GPA	$E_{90}=13.10^3$ GPA	$W=25$ mm	$L=200$ mm
$G_{90}=1$	$t_0=0.3$ mm	$t_{90}=0.2$ mm	

Tableau 4.1 : Propriétés élastiques du matériau verre/époxyde

4.3 Validation des résultats

Dans cette étape nous utilisons le logiciel MAPLE qui est défini comme un logiciel propriétaire de calcul formel développé et il fournit un langage de programmation spécifique, qui est à la fois le langage d'utilisation interactive et celui dans lequel est écrite la plus grande partie de la bibliothèque mathématique du logiciel.

Ainsi avec l'aide des autres logicielles, on a dessiné les graphes et les compares avec [1].

Les résultats obtenus sont :

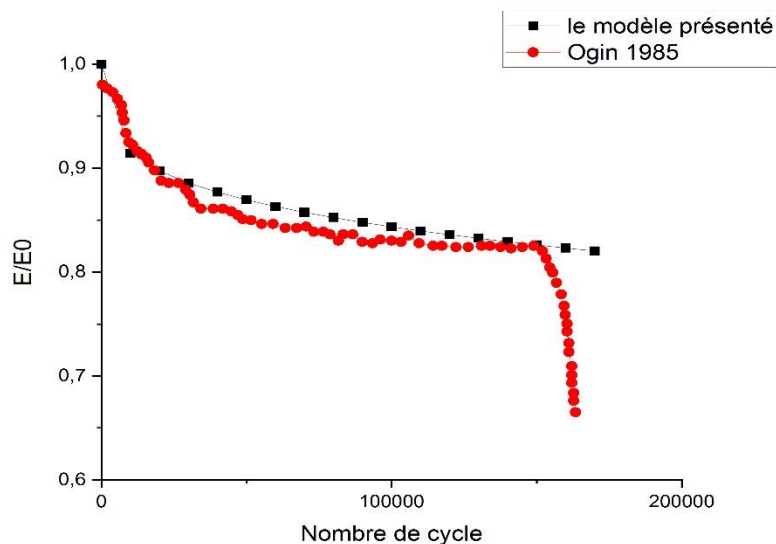


Figure 4.1 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour $[0/90]_s$ verre/époxyde ($\sigma_{max}=110$ MPa).

Commentaire 1 :

D'après ce graphe nous remarquons que les deux graphes du modèle présenté et celui obtenue expérimentalement par [1] sont assez proche.

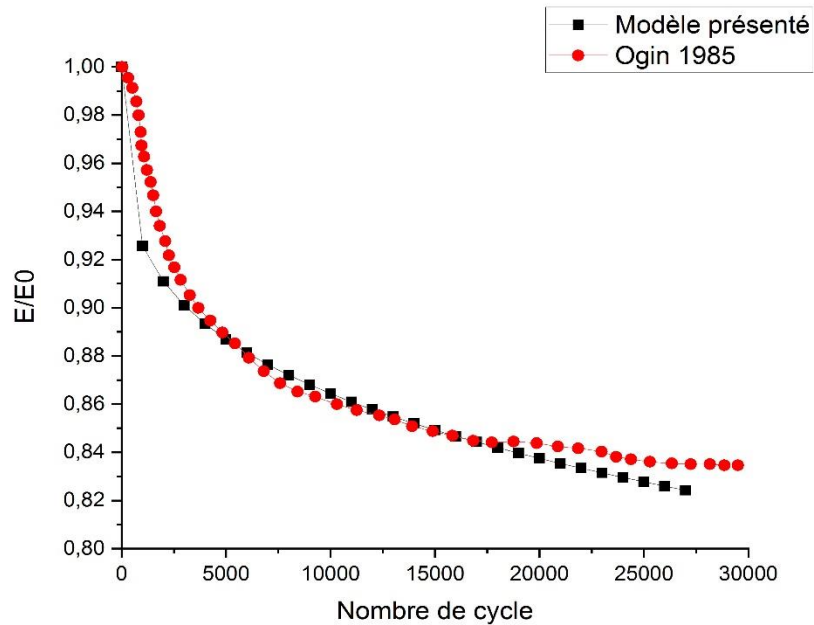


Figure 4.2 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour $[0/90]_s$ verre/époxyde ($\sigma_{\max} = 150$ MPa).

Commentaire 2 :

Aussi pour ce cas les résultats du modèle présenté et ceux qui sont obtenue expérimentalement par [1] sont assez proche.

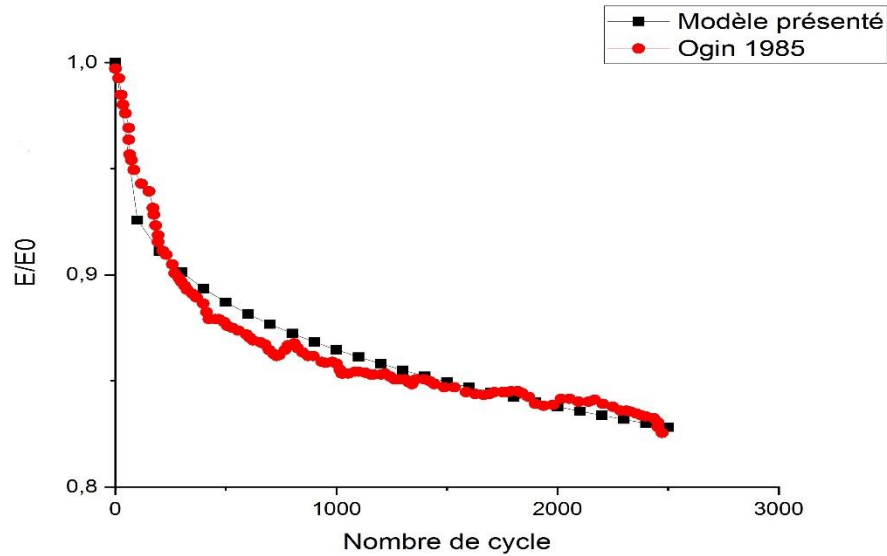


Figure 4.3 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour $[0/90]_s$ verre/époxyde ($\sigma_{\max} = 225$ MPa)

Commentaire 3 :

Nous remarquons dans ce graphe une approche entre le modèle présenté et ceux qui sont obtenues expérimentalement par [1].

Les trois graphes (4.1) (4,2) (4,3) représentent la réduction du module de Young longitudinale en fonction du nombre de cycle et pour différentes contraintes maximales appliqués elles sont comparées avec les résultats expérimentaux [1].

Au finale on observe que le modèle présenté donne des résultats assez proche a ceux obtenue par l'expérimental qui a été réalisé par [1] dans les trois contrainte ($\sigma_{\max} = 110$ MPa, 150MPa, 225MPa).

Après comparaison le modèle présenté est choisi pour représenter le comportement de la rigidité relative pour différents variation de température et humidité. Et cela signifie une bonne approche et bon résultats.

4.4 Variation des modules mécaniques

4.4.1 Module de Young

- Module de Young longitudinal :

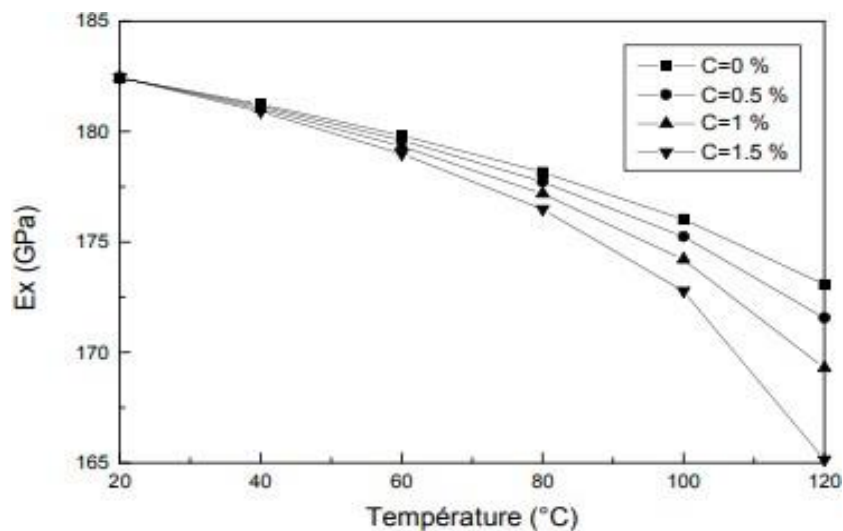


Figure 4.4 : Effet de la variation de température sur le module de Young longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

- Module de Young transversal :

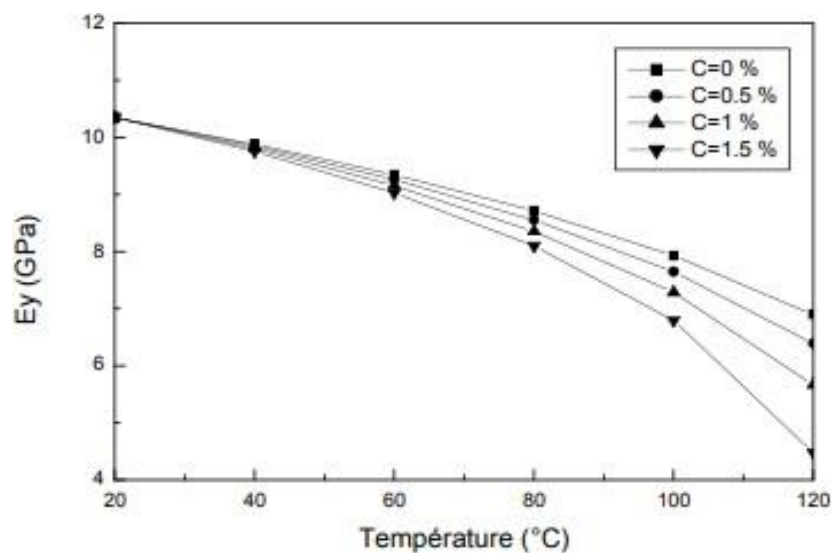


Figure 4.5 : Effet de la variation de température sur le module de Young transversal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

4.4.2 Module de cisaillement :

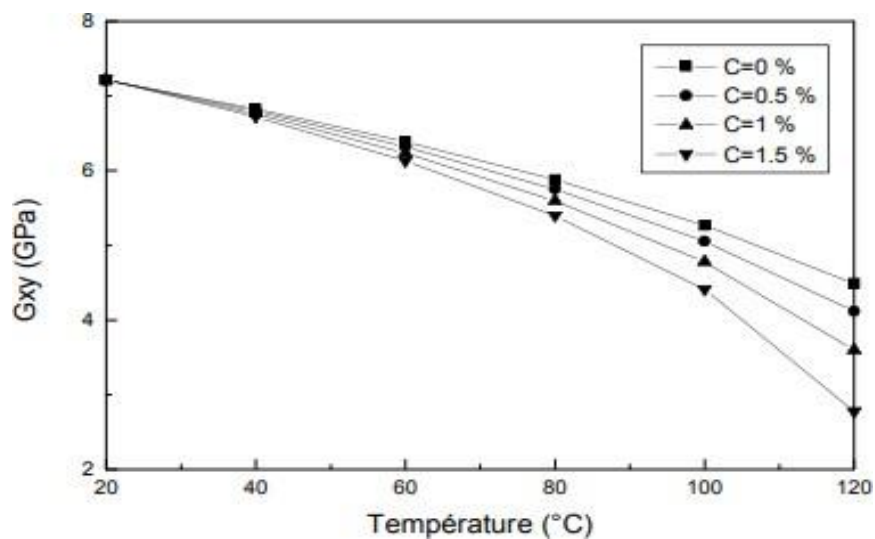


Figure 4.6 : Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

4.4.3 Coefficient de poisson :

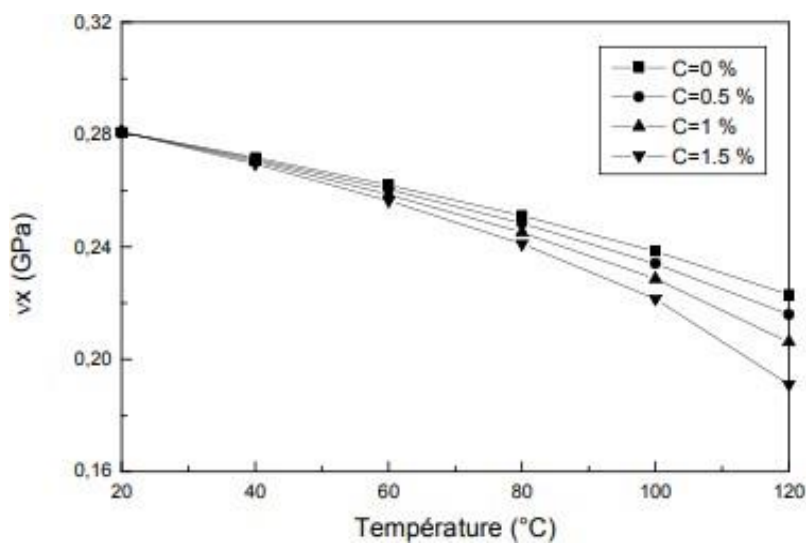


Figure 4.7 : Effet de la variation de température sur le coefficient de Poisson longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

Commentaire :

Les quatre graphes précédant représente successivement l'influence de la température sur le module de Young longitudinal, transversal, module de cisaillement et sur le coefficient de Poisson longitudinal à différents niveaux de concentration d'humidité.

Alors nous remarquons que chaque fois on augmente la température les modules d'élasticités diminuent, l'effet de la température sur ces derniers a engendré une chute brutale, ce qui fait que plus la température est élevées plus la dégradation est importante. On remarque que le module transversal et de cisaillement sont les plus affectés par les températures élevées, et le décalage de niveaux de diminutions est à cause du changement de concentrations d'humidité, c'est-à-dire chaque fois qu'on variée le taux de concentration d'humidité, le niveau de diminution des modules d'élasticités changent.

Cette réduction peut s'expliquer par le gonflement différentiel entre les composants de la fibre et la paroi cellulaire, lorsque l'eau se diffuse dans le matériau, qui peut générer des contraintes internes et créer ainsi des endommagements dans le matériau. La chute des modules devient plus importante dans le cas de l'immersion dans l'eau à 120°C. Ceci est principalement lié aux dilatations thermiques qui ont l'effet d'accélérer la diffusion d'eau, en affectant par la suite la rigidité des fibres et facilitant par conséquent la dégradation du matériau composite.

Nos résultats montrent que pratiquement chaque propriété du matériau est susceptible d'être affectée par un vieillissement humide et thermique.

Tracet des courbes par des concentrations constantes

Influence de la température :

1. Pour la concentration C=0.5 %:

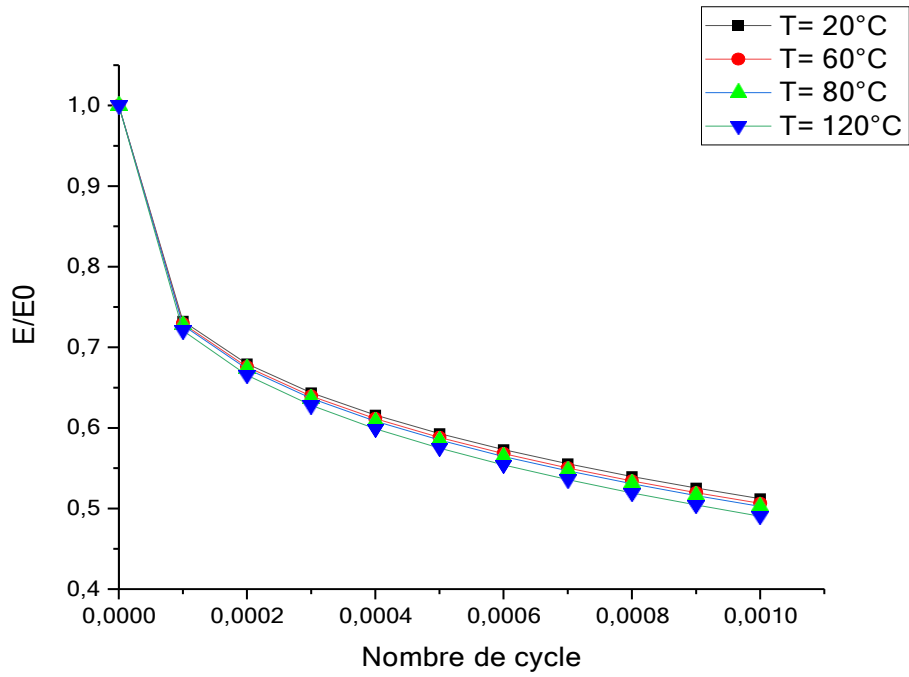


Figure 4.8 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=0.5% concentration, contrainte σ_{max} = 20 MPa, température T°C= variable

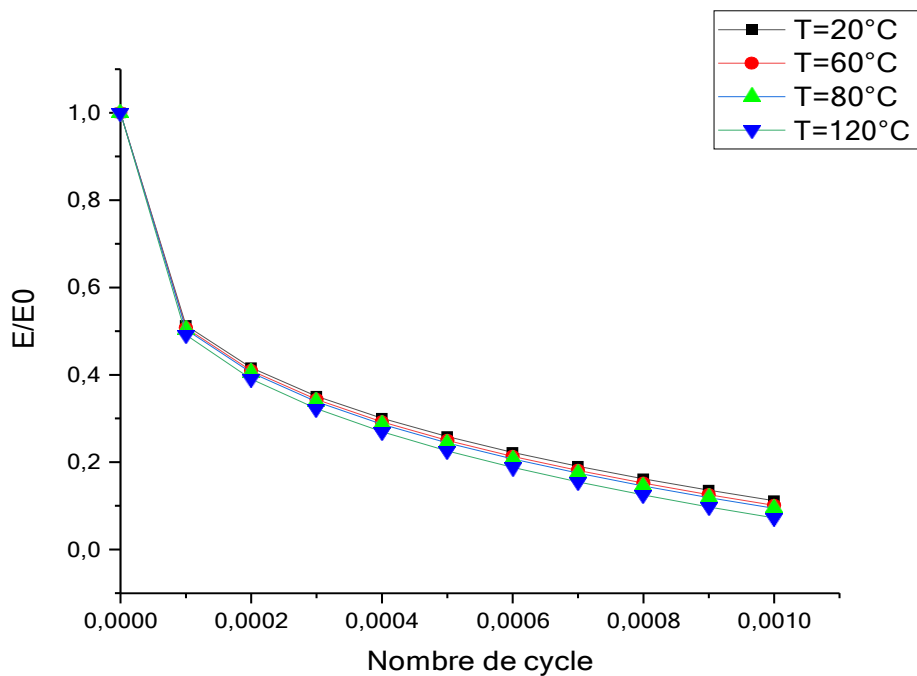


Figure 4.9 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=0.5% concentration, contrainte σ_{max} = 30 MPa, température T= variable

2. Pour la concentration de C=1.5% :

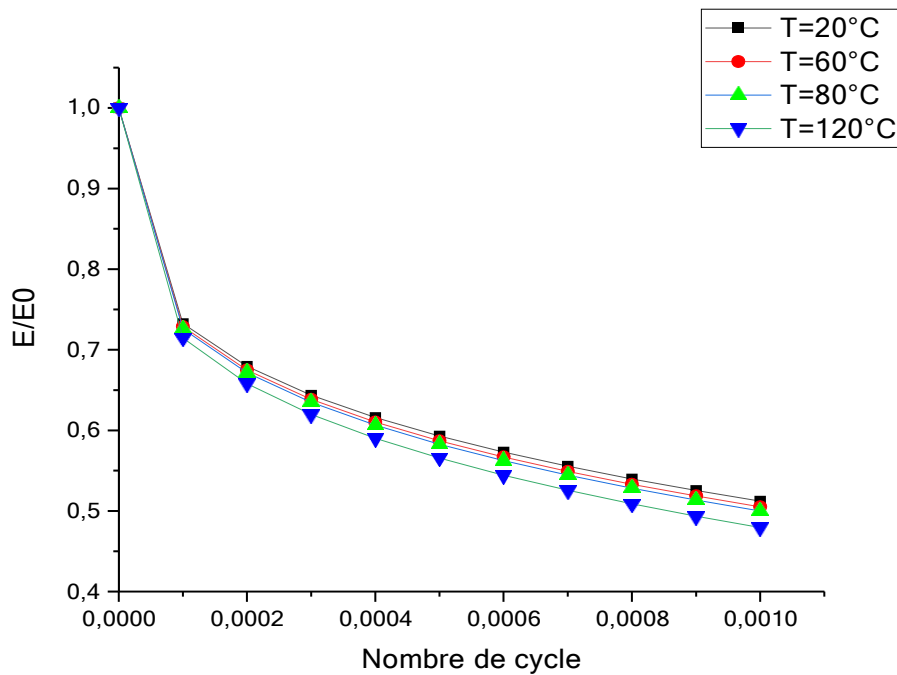


Figure 4.10 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=1.5% concentration, contrainte σ_{max} = 20 MPa, température T= variable

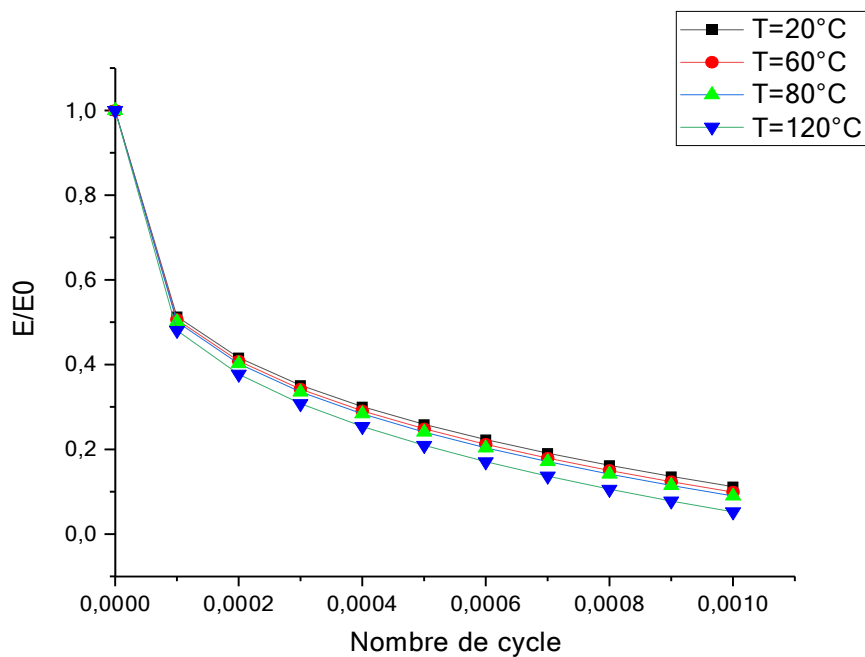


Figure 4.11 Taux de réduction de rigidité relative en fonction du nombre de cycle sous l'effet hygrothermique a C=1.5% concentration, contrainte σ_{max} = 30 MPa, température T= variable

Commentaire :

La rigidité relative est représentée en fonction de nombre de cycle pour différentes concentration d'humidité, différentes contraintes maximales comme avec différentes températures d'utilisations et cela à partir de la figure (4.8) jusqu'à la figure (4.11).

On motionne visuellement une dégradation visible du taux de rigidité relative dans différents stade de températures, ce qui signifie physiquement une diminution des propriétés élastiques du matériau et cela est due à la chaleur élevée, à chaque approche de la température de transition T_g on distingue une réduction progressive de la rigidité en fonction de nombre de cycle.

Et ça est due à la diminution des modules de Young longitudinal et transversal du stratifié sous sollicitation de fatigue, et le phénomène hygrothermique a un effet important sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle et pour des contraintes maximales appliqués.

Ces résultats indiquent que le vieillissement dégrade d'une manière significative les propriétés mécaniques d'un matériau, en provoquant une diminution du module d'élasticité, de la contrainte maximale et même la baisse de la température de transition du matériau, ce qui affecte directement sur la durabilité du matériau.

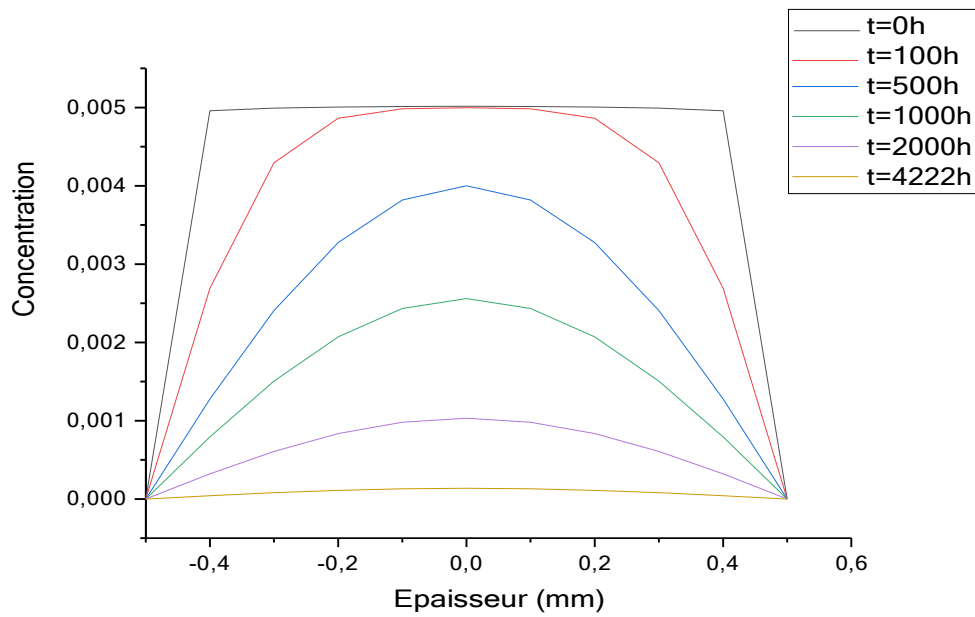


Figure 4.12 Graphe représentant la répartition de la concentration dans l'épaisseur à différents moments d'utilisation avec $T_{op} = 22^{\circ}\text{C}$ et $C_{ini} = 0,5\%$ pour graphite/époxy (T300/5208)

Etape de validation de la concentration transitoire :

✚ Influence de la concentration :

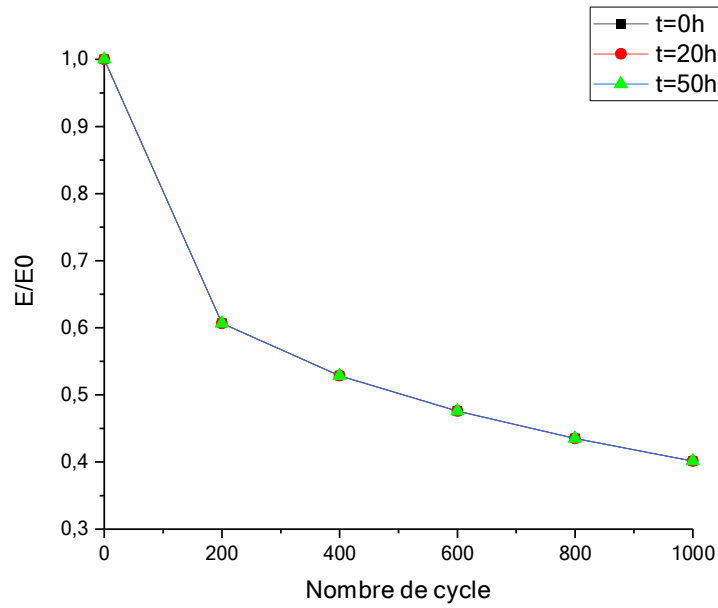


Figure 4.1 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire $\sigma_{max}= 2$ MPa à une température de $T_{opr}=22$ °C, concentration $C=$ variable

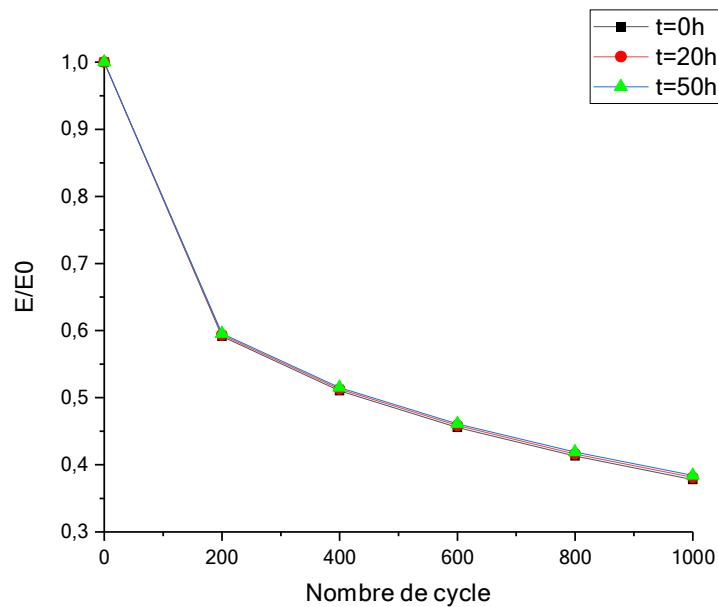


Figure 4.14 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire $\sigma_{max}= 2$ MPa à une température de $T_{opr}=100$ °C, concentration $C=$ variable

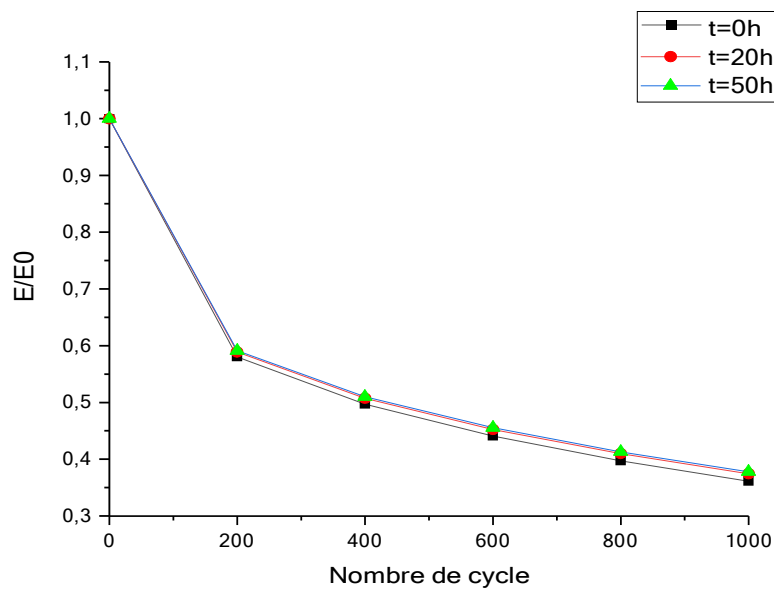


Figure 4.15 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire $\sigma_{max}= 2$ MPa à une température de $T_{opr}=120$ °C, concentration C= variable

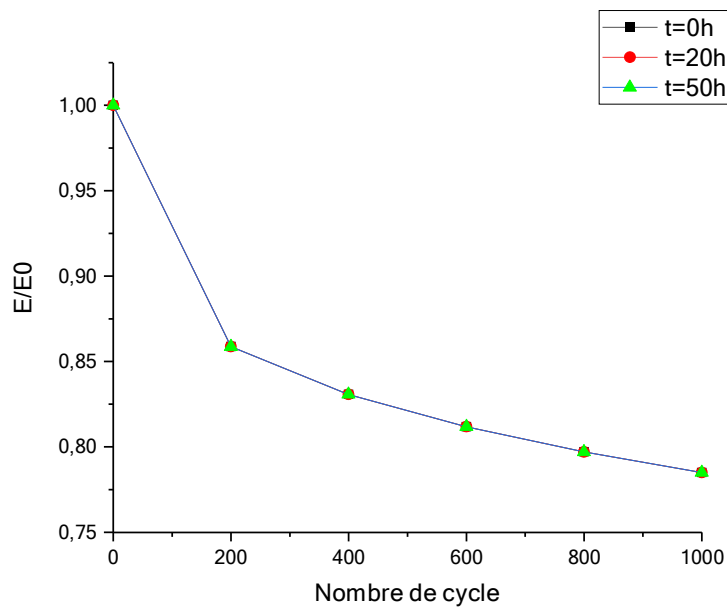


Figure 4.16 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire $\sigma_{max}= 1$ MPa à une température de $T_{opr}=22$ °C, concentration C= variable

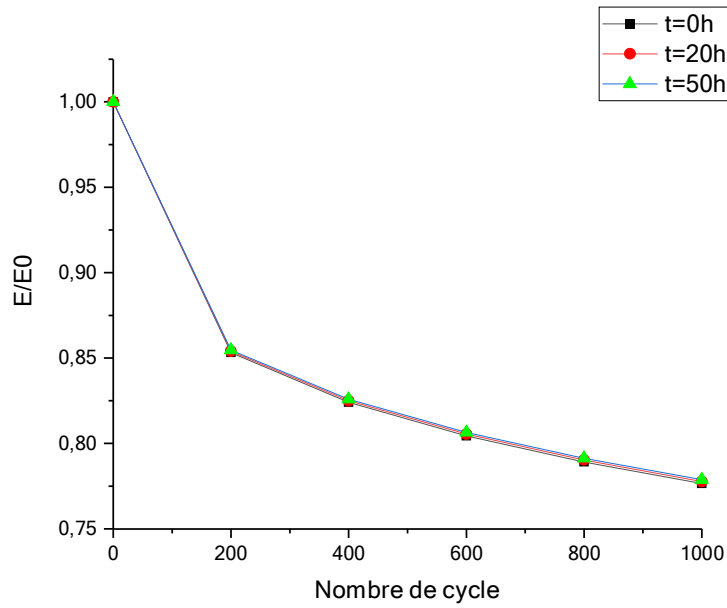


Figure 4.17 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire $\sigma_{max}= 1$ MPa à une température de $T_{opr}=100$ °C, concentration C= variable

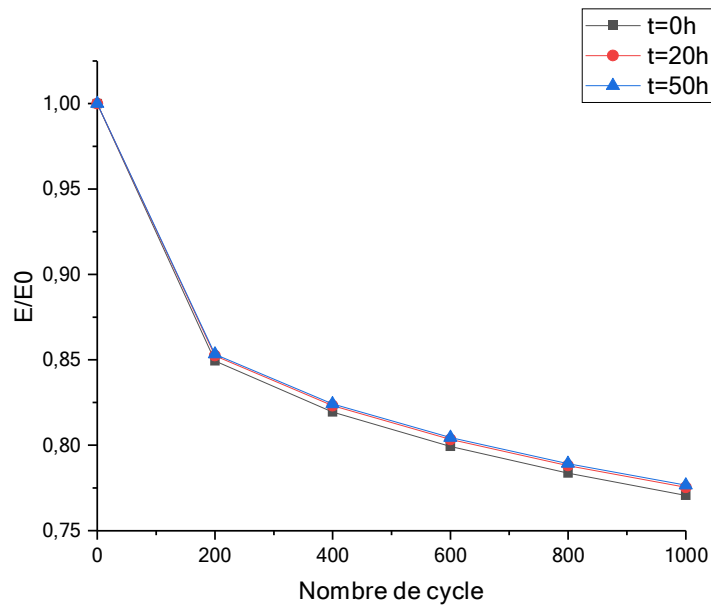


Figure 4.18 Graphe représentant le taux de réduction de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle, effet de l'humidité transitoire $\sigma_{max}= 1$ MPa à une température de $T_{opr}=120$ °C, concentration C= variable

Commentaire :

La rigidité relative est représentée en fonction de nombre de cycle pour différentes contraintes maximales ($\sigma_{max}=1$, $\sigma_{max}=2$ MPa) comme avec différentes températures d'utilisations ($T_{opr}=22^{\circ}\text{C}$, $T_{opr}=100^{\circ}\text{C}$, $T_{opr}=120^{\circ}\text{C}$) et pour une concentration d'humidité transitoire $C(t)$ et cela à partir de la figure (4.14) jusqu'à la figure (4.17).

On note une diminution, grande et brutale du taux de la rigidité relative en fonction du nombre de cycle, dans chaque instant « t » on remarque que ce dernier est identique pour des températures minimales ($T=22^{\circ}\text{C}$), ce qui signifie que dans le cas de la desorption le matériau dégage de l'humidité qui est en fonction du temps, la concentration d'humidité de cette dernière perd comme est avec une valeur minimale donc, son influence sur le stratifié est petite, ce qui fait que la dégradation de la rigidité n'est pas visible, pour cela on a comme résultats des courbes identiques visuellement.

On augmentant la température, allant vers $T=100^{\circ}\text{C}$ et $T=120^{\circ}\text{C}$ on distingue que le taux de réduction de la rigidité relative est diminué, par ceci on constate que chaque augmentation de la température, le matériau s'éloigne de la zone de rupture, ce qui fait que, le taux de dégradation de la rigidité diminue, ceci est dû à l'accélération de la diffusion.

En effet, ce taux de dégradation de la rigidité qui est invisible est due aux températures élevées est agressive qui sont par leurs rôles effectuent un séchage du matériau par toutes molécules d'eau qui existent dans la matrices et entre l'interface renfort/matrice.

Conclusion générale :

Lorsqu'un matériau composite est soumis à une sollicitation mécanique, plusieurs mécanismes d'endommagement à l'échelle microscopique peuvent intervenir selon le type de matériau et la direction de sollicitation. Dans le cas des matériaux composites à renfort fibreux, quatre principaux modes d'endommagement peuvent apparaître :

- ✚ la fissuration matricielle, le délaminage, la décohésion fibres-matrice et la rupture des fibres

L'objectif principal de ce présent mémoire de thèse est l'étude du comportement en dynamique, en fatigue cyclique, des composites stratifiés endommagés par délaminages. Les matériaux utilisés dans ce travail sont constitués de fibres de verre et de résine époxyde avec une séquence d'empilement du type [0/90]_s. L'intérêt a porté essentiellement sur l'étude de réduction de la rigidité dans les stratifiés croisés et fissurés avec une fissuration transverse en fonction du nombre de cycle.

Tout d'abord, dans un premier temps, les équations déterminants l'évolution de la rigidité longitudinale dans le composite endommagé en fonction du nombre de cycle et la contrainte appliqué, ont été établies et développées.

Dans un deuxième temps, et prenant en considération que les structures sont exposées à des environnements externes souvent très agressifs et très sévères pendant leur service, le comportement de la rigidité dans un matériau composite croisé et fissuré, soumis à des sollicitations de fatigue, et sous différentes conditions de vieillissement hygrothermiques, a été étudié par simulation numérique.

La modélisation du vieillissement a été établie selon un modèle à l'échelle micro-analytique, choisi à partir d'un modèle semi empirique 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 dernier lieu, on a effectué l'étudier sur l'évolution de la rigidité et de contraintes pour les matériaux composites sous conditions hygrothermiques, pour différents cas de désorption. On a aussi examiné la variation de la rigidité en fonction du nombre de cycle sous effet hygrothermique par le modèle de Tsai « transitoire »

Les résultats les plus significatifs peuvent être rappelés de la manière suivante :

- Le développement de fissures transversales dans un stratifié GFRP 0/90/0 dépend sur le niveau de charge et le mode de chargement. La fracture rapide se produit sous statique chargement et aux contraintes maximales de fatigue au-dessus du seuil de fissuration statique stresser,
- La rupture finale d'un matériau composite sollicité en traction dans l'axe des fibres, est le résultat de l'accumulation de ces divers modes d'endommagement. En effet, des fissurations de matrice apparaissent et se développent au voisinage des fibres en provoquant des décohésions au niveau des interfaces. A ce niveau-là, des zones de concentration de contraintes se forment et provoquent la rupture de fibres, conduisant à la rupture du matériau.
- La croissance Lente des fissures se produit tout au long de la charge de fatigue en dessous de la charge statique contrainte de fissuration et à des contraintes plus élevées lorsque la densité de fissure est élevée et que l'espacement des fissures est faible,
- Le taux de croissance des fissures est indépendant de la longueur des fissures mais dépend de la fissure espacement,
- La croissance des fissures est fortement influencée par des facteurs qui affectent l'intensité de la contrainte facteur, comme les interactions des fissures et les changements dans la morphologie de la pointe des fissures,
- La variation de la température opérationnelle a un effet significatif sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle et pour différentes concentrations,
- La réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle est plus importante lorsque la contrainte maximale appliquée augmente,
- La réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle dans le cas de desorption transitoire est presque la même dans chaque instant de temps « t » utilisés.
- La concentration d'humidité diminue et cela est dû aux températures élevées qui effectuent le séchage du matériau.
- On conclure que la concentration transitoire n'a pas une influence suffisante sur la rigidité par rapport à l'influence de températures avec une concentration fixe.
- Lors d'une désorption un chargement hygrothermique est à l'origine de la rupture du matériau composite, sans qu'il y ait en plus un chargement mécanique.

A travers cette étude théorique, nous espérons que notre prédiction sera un support pour de futures recherches expérimentales.

Comme perspective, nous proposons d'étudier l'évolution de la rigidité et de contraintes pour les matériaux composites non croisé sous conditions hygrothermiques, pour différents cas **d'absorption**. Il serait aussi intéressant d'examiner la variation de la rigidité en fonction du nombre de cycle et des conditions de vieillissement variables, et cela pour un **stratifié hybride**.

Références

[1] S. L. Ogin, P. A. Smith and P. W. R. Beaumont, « Matrix Cracking and Stiffness Reduction during the Fatigue of a (0/90)s GFRP Laminate »

Cambridge University Engineering Department, Trumpington Street, Cambridge CB2 1PZ (Great Britain).

[2] J.F. Mandell, U. Meier, “Effects of stress ratio, frequency, and loading time on the tensile fatigue of glass-reinforced epoxy”, Long-Term Behavior of Composites, ASTM

[3] El Mahi, J.-M. Berthelof & J. Brillaudb, « Stiffness reduction and energy release rate of cross-ply laminates during fatigue tests » A Laboratoire de Mécanique Productive et Matériaux, Université du Maine, avenue Olivier Messiaen, B.P. 535, 72017 Le Mans Cedex, France “Laboratoire de Mécanique et Physique des Matériaux, ENSMA, site du Futuroscope, 86360 Chasseneuil du Poitou, France.

[4] Ludovic Freund, Étude du vieillissement hygrothermique des composites renforcés de fibres naturelles : approche expérimentale et modélisation. Matériaux. Université de Lorraine, 2018. Français. Page 108 chapitre 4.

[5] Mercier J., 2006. Prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites. Thèse de Doctorat en sciences et génie des matériaux. Ecole de Mine de Paris. France.

[6] Assarar M., Scida D., A. El Mahi A., Poilâne C. & Ayad R., 2010. Influence of water ageing on mechanical properties and damage events of two reinforced composite materials: Flax-fibres and glass-fibres. J. Mater Design.

[7] 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.

[8] M. Khodjet-Kesba, E.A. Adda bedia, A. Benkhedda and B. Boukert “Prediction of Poisson’s ratio degradation in hygrothermal aged and cracked [0m/90n]s composite laminates” Laboratoire des sciences aéronautiques, Institut d’aéronautique et des études spatiales, Université de Blida1, Blida, Algérie, Laboratoire des Matériaux et Hydrologie, Université de Sidi Bel Abbès, Sidi Bel Abbès, Algérie 2016.

[9] KHODJET-KESBA Mohamed « Effet et analyse des fissurations dans les matériaux composites vieillis » Mémoire magistère, Blida Avril 2011.

- [10] M. Idriss, A. El Mahi, R. El Guerjouma, "Characterization of sandwich beams with Debonding by linear and nonlinear vibration method", *Composite Structures*, 120, 200-207, (2015).
- [11] K. L Reifsnider, K. Schulte, J. C. Duke, "Long-Term Fatigue Behavior of Composite Materials", Long-Term Behavior of Composites, ASTM STP, Philadelphia, 136-159, (1983).
- [12] M. Dody, "Modélisation des caractéristiques mécaniques et études expérimentales de l'endommagement d'un composite". *Thèse de doctorat*, Université de Franche-Comté, Besançon (1985).
- [13] K. P. Dyer and D. H. Isaac, "Fatigue behaviour of continuous glass fibre reinforced composites", *Composites Part B: Engineering*, 29, 725-733, (1998).
- [14] H. EL Kadi, F. Ellyin, "Effect of stress ratio on the fatigue of unidirectional glass fibre/epoxy composite laminate", *Composites*, 25, 917-924, (1994).
- [15] L. Fior "contribution à l'étude du comportement en fatigue de matériaux composites à renfort verre unidirectionnel", *Thèse de doctorat*, Ecole Centrale de Lyon (1988).
- [16] G.Trantima, R. Nimmer "Structural analysis of thermoplastic components technical" Standards Service U K, (1993).
- [17] S. W. Tsai « Composites Design » *Think Composites*, Dayton, Paris, Tokyo, 1987
- [18] C.H.Shen et G.S.Springer « Moisture absorption and desorption of composite materials», C.H.Shen, G.S. Springer, *Environmental effects on composites materials*, ed. G.S. Springer, Technomic Publishing Co., Lancaster, PA, 1981.
- [19] 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.
- [20] A. Benkhedda, « Etude hygrothermique des matériaux composites à matrice polymère », *mémoire de magister*, obtenu au département d'aéronautique de Blida, 2001.
- [21] I. Ghorbel, " Mécanismes 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.
- [22] A.C. Loos, G.S. Springer, « Moisture absorption of graphite-epoxy composites immersed in liquids and in humid air », *J. Composites Materials*, vol. 13, p 131, 1979.

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

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

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

[26] KRAJCINOVIC D., & FONSEKA G.U., 1981, "The continuous damage theory of brittle materials", parts I and II, J. Appl. Mech., ASME, vol 48: 809-824.