

أقيبعشلا أيطارقميدلا أيرنازجلا أيروهمجلا

LA REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

يملعلا ثحبلا و يلاعلا ميلعتلا قرارزو

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Saad Dahlab Blida 1



Institut d'Aéronautique et des Études Spatiales

Département Construction Aéronautique

Mémoire de fin d'études

En vue de l'obtention du diplôme de

Master en Aéronautique

Option : Structures Aéronautiques

THEME

**Modélisation numérique d'un matériau composite fissuré par une
fissuration transverse sous sollicitation de fatigue et des
conditions hygrothermiques**

Proposé et dirigé par :

Mme : Bakouche Khedaoudj

Co-dirigé par :

Mr : M. Khodjet-Kesba

Réalisé par :

BENCHIKH MOHAMED

BENZINEB ABDELHAK

2023/2024

RESUME

Ce travail concerne l'étude de l'évolution de la rigidité dans un composite stratifié croisés de plis unidirectionnels à fibres longues et à matrice polymère de type [0/90] fissuré par des fissuration transverse et soumis à des sollicitations de fatigue et sous l'effet des conditions hygrothermique. Cette étude est faite en développant un modèle analytique et numérique qui décrit le comportement du matériau dans des conditions variables de température, d'humidité et de charge mécanique. Le principal objectif de cette étude a porté sur la question de la fissuration transversale. Deux approches distinctes sont adoptées : un modèle analytique en développe des équations déterminant la variation de la rigidité en fonction de nombre de cycles et une simulation numérique utilisant le logiciel ABAQUS, employant la méthode des éléments finis. Le deuxième objectif de la recherche s'est concentré sur l'influence combinée du vieillissement hygrothermique et des dommages causés par les fissurations sur la rigidité de matériau. Les conclusions de cette étude seront utiles pour élaborer des modèles prédictifs qui permettront d'évaluer et d'améliorer les performances de ces stratifiés dans différentes applications.

SUMMARY

This work concerns the study of stiffness evolution in a cross-laminated composite of unidirectional long-fiber plies and an polymer matrix of type [0/90] cracked by transverse cracking and subjected to fatigue loading and hygrothermal conditions. This study was carried out by developing an analytical and numerical model describing the behavior of the material under variable conditions of temperature, humidity and mechanical loading. The main focus of this study is on the issue of transverse cracking. Two distinct approaches were adopted: an analytical model developing equations determining the variation in stiffness as a function of the number of cycles, and a numerical simulation using ABAQUS software, employing the finite element method. The second research objective focused on the combined influence of hygrothermal aging and crack damage on material stiffness. The findings of this study will be useful for developing predictive models to assess and improve the performance of these laminates in different applications.

ملخص

يتعلق هذا العمل بدراسة تطور الصالبة في مركب مصفح عرضي من ألياف طويلة أحادية الاتجاه ومصفوفة عضوية من النوع [90/0] متشققة عن طريق التشقق العرضي ومعرضة لإجهادات التعب وتأثير الظروف الرطوبة الحرارية. أجريت هذه الدراسة من خلال تطوير نموذج تحليلي وعددي يصف سلوك المادة تحت ظروف متغيرة من درجة الحرارة والرطوبة والحمل الميكانيكي. كان التركيز الرئيسي لهذه الدراسة على مسألة التشقق العرضي. وقد تم اعتماد نهجين مختلفين: نموذج تحليلي يطور معادلات تحدد التباين في الصالبة كدالة لعدد الدورات، ومحاكاة عددية باستخدام برنامج أباكيس باستخدام طريقة العناصر المحدودة. ركز الهدف الثاني من البحث على التأثير المشترك للتقدم الحراري الرطب وتلف التشقق على صالبة المواد. ستكون نتائج هذه الدراسة مفيدة في تطوير نماذج تنبؤية لتقييم وتحسين أداء هذه الشرائح في تطبيقات مختلفة.

Remerciements

On remercier Dieu le tout puissant qui nous a donné le courage et la volonté pour réaliser ce modeste travail et le mener jusqu'au bout.

Ensuite, pour ce qui a trait au long déroulement de cette recherche, on remercier très vivement en premier lieu Mme : Bakouche Khedaoudj notre promoteur et directrice de ce mémoire, pour son encadrement, sa compréhension et son soutien. Notre remerciement s'adresse aussi à Monsieur M. Khodjet-Kesba pour son Co-encadrement, son aide pratique et ses encouragements.

Nous tenons à exprimer notre gratitude aux membres de jury d'avoir accepté d'évaluer ce travail.

Notre remerciement s'adresse également à tous nos professeurs responsables de notre formation pendant ces cinq dernières années, pour leurs générosités et leur grande patience, également toute l'équipe pédagogique du département d'aéronautique pour rendre ce parcours le plus agréable possible.

Enfin, une grande reconnaissance à tous ceux qui ont contribué à l'avancement de ce travail.

Dédicace

Je dédié ce modeste travail,

*A mes chers parents, pour leur soutien leur
patience et sacrifices pour me voir réussir.*

*A mes frères et mes sœurs, qui m'ont toujours
soutenu et encouragé.*

*A mes aimable amis, collègues d'étude qui m'ont
accompagné durant mon chemin d'études
supérieures.*

MOHAMED

Dédicace

Je dédié ce travail,

*A mes chers parents, pour tous leurs sacrifices,
leur amour, leur douceur, leur soutien et leurs
prières tout au long de mes études,*

*A mes chers frères, pour leur appui et leur
encouragement.*

*A toute ma famille pour leur soutien tout au long
de mon parcours universitaire.*

ABDELHAK

Table des matières

INTRODUCTION GENERALE	1
------------------------------------	----------

CHAPITRE 1 : RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1	Introduction	3
1.2	Définition d'un matériau composite	4
1.3	Les constituants d'un matériau composite	4
1.3.1	La matrice	4
1.3.2	Les renforts	5
1.3.3	Les interfaces	6
1.4	Les composites stratifiées	6
1.5	Mécanismes d'endommagement	7
1.5.1	La fissuration de la matrice	7
1.5.1.1	La fissuration transverse	8
1.6	La propagation des fissures	8
1.7	La réduction de la rigidité	9
1.8	Types de vieillissement	9
1.8.1	Vieillissement physique	9
1.8.2	Vieillissement chimique	10
1.9	Problématique	11
1.10	Travaux effectués	11

CHAPITRE 2 : MODELISATION ET SIMULATION NUMERIQUE DE LA FISSURATION TRANSVERSE SOUS L'EFFET DE LA FATIGUE

2.1	Introduction	16
2.2	Modélisation analytique de la fissuration transverse sous l'effet de la fatigue	17
2.2.1	Le comportement en fatigue des composites stratifiées	17
2.2.2	La limite d'endurance et courbe S-N	17

2.2.3	Initiations des fissures	19
2.2.4	La propagation des fissures	19
2.2.5	La densité des fissures.....	21
2.2.6	Taux de dissipation d'Energie	22
2.2.7	Facteur d'intensité de contrainte.....	24
2.2.8	Taux de réduction de rigidité.....	25
2.3	Simulation numérique par élément finis.....	27
2.3.1	Méthode de simulation	27
2.3.2	Géométrie et conditions aux limites	28
2.3.3	Maillage.....	30
2.3.4	Calcul de la dégradation du module élastique longitudinal.....	30
2.4	Conclusion	30

CHAPITRE 3 : SIMULATION ET VISUALISATION DES RESULTATS DES STRATIFIES FISSURES SOUS SOLLICITATION DE FATIGUE

3.1	Introduction	31
3.2	Simulation numérique.....	31
3.2.1	Choix de matériaux	32
3.2.2	Choix de la géométrie de la fissure.....	32
3.2.3	Propriétés de la rupture	32
3.3	Validation et résultats	33
3.3.1	Interprétation des résultats.....	36
3.4	Conclusion	37

CHAPITRE 4 : SIMULATION ET RESULTATS DES STRATIFIER FISSURES SOUS L'EFFET DES CONDITIONS HYGROTHERMIQUES

4.1	Introduction	38
4.2	Phénomènes hygrothermiques.....	38
4.3	Caractérisation du matériau.....	39

4.3.1	Le module de Young longitudinale	40
4.3.2	Le module de Young transversal	40
4.3.3	Le module de cisaillement longitudinal	40
4.3.4	Le coefficient de Poisson	40
4.4	Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau et le modèle de Tsai	41
4.4.1	Evolution de Tg au cours du vieillissement	41
4.4.2	Température adimensionnelle.....	42
4.4.3	Prise en compte du vieillissement dans les propriétés des fibres	42
4.4.4	Prise en compte du vieillissement dans les propriétés de la matrice	43
4.5	Choix du matériau	43
4.5.1	Propriétés du matériau	45
4.6	Conditions de simulation	46
4.6.1	Effets de la température.....	46
4.6.2	Effets de l'humidité relative	46
4.6.3	Effets des conditions hygrothermiques	47
4.7	Résultats.....	48
4.7.1	Effets de la température.....	48
4.7.2	Effets de l'humidité relative	50
4.7.3	Effets des conditions hygrothermique.....	53
4.8	Conclusion	54
5.	CONCLUSION GENERALE	55
6.	BIBLIOGRAPHIE	57

Tables des figures

Figure 1-1 : Les phases d'un matériau composite	4
Figure 1-2 : Les différentes types de renfort.....	5
Figure 1-3 : Les différentes types de renfort.....	6
Figure 1-4 : composite stratifiées.....	6
Figure 1-5 : Mécanismes d'endommagement	7
Figure 1-6 : fissuration transversale	7
Figure 1-7 : fissuration longitudinale	7
Figure 2-1 : Courbe S-N.....	18
Figure 2-2 : comparaison de la résistance à la fatigue pour différents matériaux	18
Figure 2-3 : distribution des fissures.....	20
Figure 2-4 : réduction de rigidité en fonction de densité de fissures	22
Figure 2-5 : Traçage de la fonction $\Omega(\lambda, s)$	23
Figure 2-6 : Organigramme de calcul de la rigidité du matériau.....	26
Figure 2-7 : Géométrie du modèle	28
Figure 2-8 : l'empilage et l'orientation des plis du stratifié	29
Figure 2-9 : Les conditions aux limites.....	29
Figure 2-10 : Maillage.....	30
Figure 3-1 : Comparaison de taux de réduction de rigidité en fonction de nombre de cycles (110 MPA).....	33
Figure 3-2 : Comparaison de taux de réduction de rigidité en fonction de nombre de cycles (150 MPA).....	34
Figure 3-3 : Comparaison de taux de réduction de rigidité en fonction de nombre de cycles (225 MPA).....	35
Figure 4-1 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles.....	44
Figure 4-2 : La Réduction de la rigidité a HR=0% et T=20°,60°,120° a $\sigma=10\text{MPa}$	48

Figure 4-3 : La Réduction de la rigidité a HR=100% et T=20°,60°,120° a $\sigma=10$ MPA.....	48
Figure 4-4 : La Réduction de la rigidité a HR=0% et T=20°,60°,120° a $\sigma=50$ MPA.....	49
Figure 4-5 : La Réduction de la rigidité a HR=100% et T=20°,60°,120° a $\sigma=50$ MPA.....	49
Figure 4-6 : La réduction de la rigidité a T=20°C et a une humidité relative variable a $\sigma=10$ MPA	50
Figure 4-7 : La réduction de la rigidité à T=120°C et a une humidité relative variable a $\sigma=10$ MPA	51
Figure 4-8 : La réduction de la rigidité a T=20°C et a une humidité relative variable a $\sigma=50$ MPA	51
Figure 4-9 : La réduction de la rigidité à T=120°C et a une humidité relative variable a $\sigma=50$ MPA	52
Figure 4-10 : La réduction de la rigidité dans les environnements 1, 2 et 3 à $\sigma=10$ MPA	53
Figure 4-11 : La réduction de la rigidité dans les environnements 1, 2 et 3 à $\sigma=50$ MPA	53

Liste des tableaux

Tableau 3-1 : Propriétés élastiques du matériau verre/époxy.....	32
Tableau 3-2 : Paramètres d'initiation et d'évolution des dommages	33
Tableau 4-1 : Propriétés du T300/5208 $T_{rm}=22^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$	41
Tableau 4-2 : Caractéristiques de fibres et matrice.....	45
Tableau 4-3 : Caractéristiques de variation de température et d'humidité.....	45
Tableau 4-4 : Caractéristiques de diffusion.....	45
Tableau 4-5 : propriétés élastiques du matériau T300/5208 en fonction de différentes valeurs de la température opérationnelle	46
Tableau 4-6 : propriétés élastiques du matériau T300/5208 en fonction de différentes valeurs d'humidité relative	46
Tableau 4-7 : : propriétés élastiques du matériau T300/5208 en fonction de différentes conditions hygrothermiques	47

LIST DES SYMBOLES

ΔK : Facteur d'intensité de contrainte

B et m : Constantes

a : Longueur totale des fissures

W : Largeur du stratifié

L : Longueur du stratifié

2s : Espacement moyen entre deux fissures consécutives

E_0 : Module longitudinal du composite non fissuré

E : Module longitudinal du composite fissuré

c : Constante de matériau

D : Densité de fissure

b : Épaisseur des couches transversales

d : Épaisseur des couches longitudinales

E_1 : Module des plis longitudinaux

E_2 : Module des plis transversaux

σ_2 : Contrainte de pli transversal

V : Volume entre deux fissures constitutives

G : Module de cisaillement dans la direction longitudinale des plis transversaux

k : Constante

X^T : Limite de rupture de traction longitudinale

X^C : Limite de rupture de compression longitudinale

Y^T : Limite de rupture de traction transversale

Y^C : Limite de rupture de compression transversale

S^L : Limite de rupture de cisaillement longitudinale

S^T : Limite de rupture de cisaillement transversale

G_{ft} : Taux de dissipation d'énergie

σ : Contrainte du stratifié

E_{0x} : Module longitudinal de Young dans le pli non fissuré

E_y : Module transversal de Young dans le pli

E_{0y} : Module transversal de Young dans le pli à température de référence

G_{fx} : Module de cisaillement de la fibre

$G_{xz 0}$: Module de cisaillement longitudinal

$G_{xz 90}$: Module de cisaillement transversal

G_m : Module de cisaillement de la matrice

G_{xy} : Module de cisaillement dans le pli

T^0_g : Température de transition vitreuse à la température de référence

T_g : Température de transition vitreuse

HR : Degré hygrométrique ou humidité relative

ν_{xy} : Coefficient de Poisson longitudinal

ν_{yz} : Coefficient de Poisson transverse

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

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

(a): Rapport géométrique de fissuration

(α) : rapport d'épaisseur de couches

INTRODUCTION GENERALE

Les matériaux composites remplacent de plus en plus les métaux dans les applications aéronautiques et spatiales. Les composites sont des matériaux fabriqués en combinant deux ou plusieurs composants différents pour exploiter leurs propriétés uniques et produire un matériau final avec des propriétés mécaniques élevées à faible densité.

Les composites sont principalement utilisés pour réduire le poids des structures. Ils sont généralement utilisés pour les hélicoptères, les avions légers, les avions de transport et les voiliers en raison de leur faible poids et de leur résistance à la fatigue, mais leur structure hétérogène et anisotrope complique la compréhension et la caractérisation des dommages qu'ils subissent. Qui sont complexes et se déroulent à de multiples échelles. Avec le développement de leur application, il est nécessaire de mieux comprendre le comportement mécanique de ces matériaux.

L'endommagement entraîne une dégradation des propriétés mécaniques des composites, ce qui peut entraîner des événements catastrophiques. Les modes d'endommagement les plus courants sont la fissuration de la matrice, les délaminations et la rupture des fibres. Plusieurs chercheurs étudient l'effet de ces différents modes d'endommagement sur la rigidité du matériau. La plupart d'entre eux se sont concentrés sur la fissuration de la matrice qui est généralement le premier mode de dommage à se produire. Dans ce cadre, le travail de thèse se concentre sur l'effet des fissures transversales sur la rigidité d'un stratifié soumis à des chargements de fatigue et sous des conditions hygrothermiques. Deux approches ont été utilisées :

- Une approche analytique en développe des équations déterminant l'évolution de la rigidité longitudinale en fonction de nombre de cycle
- Une approche numérique utilisant un modèle aux éléments finis.

Afin d'effectuer cette étude notre travail va être divisé en quatre chapitres :

- Dans le premier chapitre une recherche bibliographique a été faite sur la structure générale des composites et les différents types d'endommagements qui apparaissent sur un stratifié,

- Dans le deuxième chapitre un modèle analytique a été développé pour déterminer les équations de l'évolution de la rigidité en fonction de nombre de cycle. Par la suite, nous avons employé le logiciel ABAQUS pour réaliser des simulations numériques.
- Dans le troisième chapitre les résultats obtenus à partir des différentes approches adoptées pour étudier la réduction de rigidité due à fissuration transverse d'un stratifié soumis à la fatigue ont été présenté.
- Dans le quatrième chapitre une étude sera mise en place pour voir l'impact des conditions hygrothermiques sur le comportement mécanique du stratifiée fissuré et soumis à des chargements de fatigue

CHAPITRE 1 : RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Introduction :

Les matériaux sont probablement plus profondément enracinés dans notre culture que la plupart d'entre nous ne le réalisent. Au quotidien, nous sommes constamment en contact avec une grande variété de matériaux différents. Historiquement, l'évolution des matériaux a été motivée par des considérations économiques, logistiques et les attentes de la société. L'évolution a été facilitée par nos capacités à produire, comprendre et manipuler les matériaux pour répondre à nos besoins. En fait, les civilisations anciennes ont été désignées par le niveau de développement de leurs matériaux : l'âge de pierre, l'âge du bronze et l'âge du fer.

Les matériaux composites ne sont pas nouveaux, Alors que leurs débuts sont incertains, ils sont utilisés depuis l'Antiquité. Le bois, l'argile et la boue renforcés de paille ont été des composites courants. Les composites ont également été utilisés pour optimiser les performances de certaines armes conventionnelles. Par exemple :

- Dans les arcs mongols, les parties comprimées sont fabriquées en corne, et les parties étirées sont constituées de bois et de tendons de vache collés ensemble.
- Les épées damassées ou les sabres japonais ont leurs lames faites d'acier et de fer doux : la partie en acier est stratifiée comme une pâte feuilletée, avec une orientation des défauts et des impuretés dans la direction longitudinale [1].

Bien que les concepts des matériaux composites remontent à l'Antiquité, leur technologie a essentiellement été développée et la plupart des progrès ont eu lieu au cours des quatre dernières décennies. La réduction de poids et une résistance ou une rigidité spécifique accrue est un facteur majeur pour le développement des matériaux dans les structures d'aéronefs. Il y a cinquante ans, l'industrie aérospatiale était dominée par l'aluminium car il était considéré comme léger, résistant, rigide et résistant à la fracture. En fait, jusqu'à 70% d'un avion était autrefois fabriqué en aluminium. De nos jours, Ces matériaux sont largement utilisés dans l'industrie aérospatiale en raison de leur légèreté, de leur haute résistance et de leur capacité à fournir des propriétés supérieures aux matériaux traditionnels tels que les métaux. Ces matériaux peuvent être considérés comme l'avenir de cette industrie sans dévaloriser les autres matériaux encore utilisés aujourd'hui.

1.2 Définition d'un matériau composite :

Une structure composite est un système de matériaux composé de deux ou plusieurs phases à l'échelle macroscopique, dont les performances mécaniques et les propriétés sont conçues pour être supérieures à celles des matériaux constitutifs agissant indépendamment. L'une des phases est généralement discontinue, plus rigide et plus résistante et est appelée renfort, alors que la phase la moins rigide et moins résistante est continue et est appelée matrice. Parfois, en raison d'interactions chimiques ou d'autres effets de traitement, une phase distincte supplémentaire appelée l'interface existe entre le renfort et la matrice. Les propriétés d'un matériau composite dépendent des propriétés des constituants de leur géométrie et de la distribution des phases [2].

Les matériaux composites présentent les caractéristiques suivantes :

- Très hétérogènes.
- Très anisotropes.

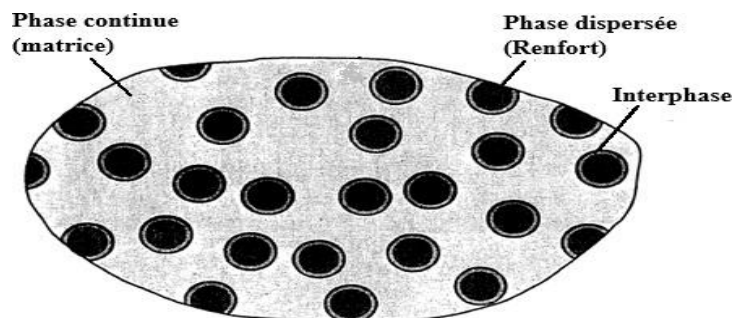


Figure 1-1 : Les phases d'un matériau composite

1.3 Les constituants d'un matériau composite :

1.3.1 La matrice :

La matrice est, avec les renforts, l'un des deux principaux constituants des Matériaux composites. Cette phase est continue et entoure et recouvre les renforts. Elle donne forme à la pièce composite, maintient la phase en position et confère une cohésion au composé une fois traité. La matrice est le composant du composite exposé directement à l'environnement. Par conséquent, elle protège le renforcement de l'environnement, de l'humidité, des attaques chimiques et des dommages mécaniques. De plus, la matrice rencontre en premier lieu les forces extérieures, elle transfère donc les charges sur la phase renfort.

La matrice peut-être un polymère, une céramique, un métal ou du carbone. Les matrices polymères sont les plus largement utilisées pour les composites dans les applications

aérospatiales commerciales et haute performance. Les matrices céramiques et métalliques sont généralement utilisées dans des environnements à très haute température, comme les moteurs. Le carbone en tant que matrice est utilisé dans des applications à température extrêmement élevée [3].

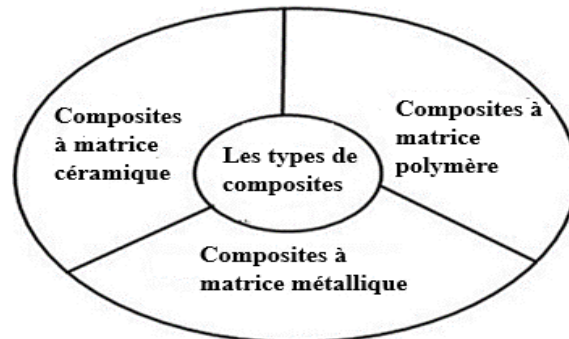


Figure 1-2 : Les différents types de renfort

1.3.2 Les renforts :

Les renforts confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture, dureté, etc. Ces renforts permettent également d'améliorer certaines des propriétés physiques : comportement thermique, tenue en température, tenue au feu, résistance à l'abrasion, propriétés électriques, etc. Les caractéristiques recherchées pour les renforts sont des caractéristiques mécaniques élevées, une masse volumique faible, une bonne compatibilité avec les résines, une bonne facilité de mise en œuvre, un faible coût, etc. En fonction des utilisations, les renforts peuvent être d'origines diverses : végétale, minérale, artificielle, synthétique, etc [4].

D'un point de vue géométrique, on peut distinguer trois grands types de renforts :

- Les fibres longues
- Les fibres courtes
- Les particules

Pour des applications structurelles, c'est-à-dire des pièces devant résister à des efforts importants, on utilise généralement des fibres longues, dont on adapte l'orientation aux sollicitations subies par la pièce, et les composites ainsi conçus ont généralement des comportements anisotropes. En revanche, pour des applications non structurelles, on utilise généralement des fibres courtes ou des particules, dont le coût de mise en œuvre est moins élevé [5].

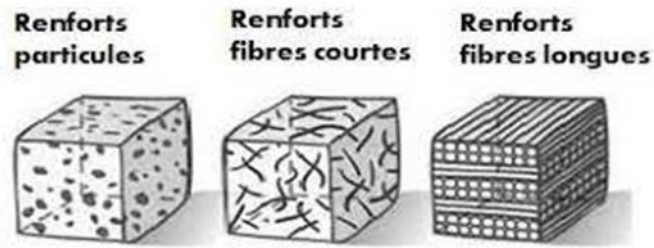


Figure 1-3 : Les différents types de renfort

1.3.3 Les interfaces :

Les composites étant des matériaux hétérogènes, ils possèdent des interfaces, c'est-à-dire des surfaces de contact entre la matrice et le renfort. Tant que le composite est intact, les deux constituants adhèrent parfaitement l'un à l'autre, et l'interface ne joue donc aucun rôle particulier. Cependant, l'interface joue un rôle important lorsque le composite subit des dégradations mécaniques et commence à se fissurer suite à une surcharge, à la fatigue... [5].

1.4 Les composites stratifiés :

Les structures composites stratifiées sont constituées de couches successives de renforts imprégnés de résines. Les couches sont également nommées plis. Les structures stratifiées sont constituées d'empilements de nappes unidirectionnelles ou bidirectionnelles. Ces nappes sont formées de renforts en fibres longues liées par de la résine. Le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La résine assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. Les pièces structurales sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir [6].

La stratification est utilisée pour combiner les meilleurs aspects des couches constitutives afin d'obtenir un matériau plus utile. Les propriétés qui peuvent être mises en avant par la stratification sont la résistance, la rigidité, le faible poids, la résistance à la corrosion, la résistance à l'usure, la beauté ou l'attractivité, l'isolation thermique, l'isolation acoustique, etc [7].

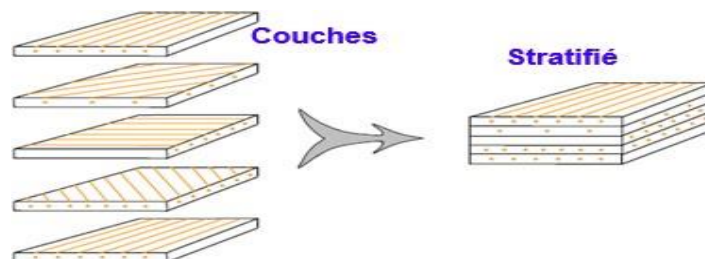


Figure 1-4 : composite stratifiées

1.5 Mécanismes d'endommagement :

Les structures composites subissent plusieurs endommagements au cours de leur vie, ces endommagements surviennent pendant la fabrication, en service ou lors des opérations de maintenance et peuvent significativement diminuer leur résistance résiduelle sans forcément laisser des marques visibles sur la surface extérieure [8].

L'endommagement sur un composite diffère des dommages sur une structure métallique il est plus dangereux car il crée des dommages interne qui peuvent être observés, mais la plupart du temps ils ne sont pas visibles et ne peuvent pas être détectés par une inspection visuelle.

Les études des dommages sur une structure composite stratifiée montrent généralement que les dommages impliquent trois types de phénomènes : fissuration de la matrice, délaminage et la rupture des fibres [9].

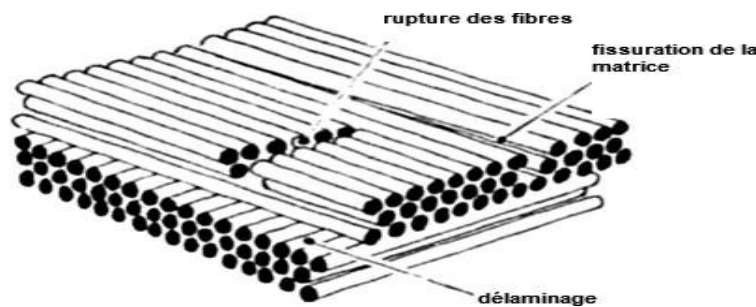


Figure 1-5 : Mécanismes d'endommagement

1.5.1 La fissuration de la matrice :

Des micro-fissurations apparaissent au niveau de la matrice suivies d'une fissure plus importante qui se propage perpendiculairement ou parallèlement à la sollicitation. La fissuration peut être transversale ou longitudinale la première se produit lorsque la contrainte en traction dans la matrice atteint la contrainte de rupture de la matrice, alors que la seconde a lieu lorsque la contrainte de cisaillement dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture généralement au voisinage d'une fibre [10].

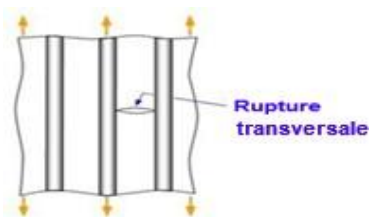


Figure 1-6 : fissuration transversale

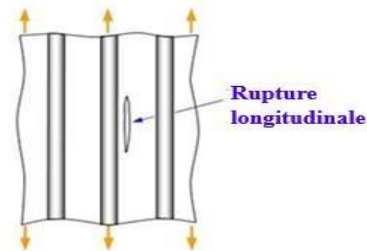


Figure 1-7 : fissuration longitudinale

1.5.1.1 La fissuration transverse :

Les fissures transversales sont souvent le premier mode d'endommagement qui apparaît dans les couches désorientées par rapport à la direction de sollicitation. Cela se produit généralement perpendiculairement à la direction de la charge appliquée. Les propriétés dans le sens longitudinale des composites sont supérieures aux propriétés de la direction transversale qui sont généralement faibles ce qui développe des fissures sur toute la largeur de pli induisent d'autres modes d'endommagement (tel que le délaminage et la rupture des fibres) qui sont plus dangereux et peuvent conduire à la rupture de composite [10].

Les fissures transversales se développent en nombre lorsqu'ils sont soumis à un chargement de traction quasi-statique ou à une fatigue et entraîne une dégradation des propriétés de stratifié [11].

1.6 La propagation des fissures :

Les fissures de la matrice se forment à partir de l'emplacement des défauts puis à mesure que la charge appliquée augmente ou sous l'effet de la fatigue, de plus en plus de fissures apparaissent. Plusieurs fissures dominent alors dans les couches où les fibres sont disposées transversalement à la direction de la charge appliquée. Au début, les fissures sont isolées les unes des autres et il n'y a pas d'interaction entre elles. Lorsque le nombre de fissures augmente, elles se rapprochent de plus en plus et commencent à interagir.

Les fissures peuvent fusionner en zones en forme de bande conduisant à un délaminage à grande échelle. Cela apparaît comme une conséquence de la perte d'intégrité du stratifié dans ces régions et les dommages se développent de manière instable et impliquent des ruptures de fibres importantes [10].

Les interfaces ont la propriété de dévier les fissures : lorsqu'une fissure se propage dans la matrice et atteint l'interface, elle ne traverse généralement pas cette dernière et les renforts ne sont donc pas endommagés. Au lieu de cela, la fissure change de direction et suit l'interface. En d'autres termes, au lieu d'une rupture brutale, on observe plutôt une décohésion, c'est-à-dire un décollement progressif entre les renforts et la matrice. L'interface joue donc le rôle de fusible et rend les composites plus ductiles et plus tenaces, c'est-à-dire plus résistants à la rupture, que leurs constituants élémentaires [5].

1.7 La réduction de la rigidité :

Les composites, comme tout matériau, peuvent se dégrader sous l'action du chargement qui leur est appliqué. Lorsqu'un composite stratifié est soumis à une charge, différents types de d'endommagement peuvent survenir, entraînant une dégradation de ces propriétés sans conduire à une défaillance finale. La fissuration transversale des plis est la principale cause de réduction de la rigidité dans les composites. Les déplacements relatifs des surfaces de fissure pendant la charge réduisent la contrainte et la déformation moyennes dans la couche endommagée, ce qui entraîne une dégradation de la rigidité du stratifié.

1.8 Types de vieillissement :

Le vieillissement des matériaux polymères et composites dans des conditions de service réelles se caractérise par des taux d'absorption et de dégradation lentes. Cependant, des essais accélérés sont nécessaires pour évaluer et quantifier les effets du vieillissement. Ces essais exposent généralement le matériau à un environnement plus sévère que celui dans lequel il est utilisé. En général, la température est le paramètre le plus couramment utilisé pour accélérer le processus de diffusion et peut être combinée à d'autres paramètres (humidité, lumière UV) en fonction de l'application [31].

1.8.1 Vieillissement physique :

Il existe deux types de vieillissement physique : la diffusion de l'eau et la plastification.

Diffusion de l'eau : L'absorption d'eau par un polymère est influencée par plusieurs facteurs tels que la température (T), les propriétés du polymère, et l'humidité relative (HR), qui est le rapport entre la pression de vapeur d'eau et la pression de vapeur saturante à la même température. Ce processus se déroule par différents mécanismes [32] :

- Diffusion à travers la matrice polymère : L'eau moléculaire diffuse et est physiquement absorbée par le polymère.
- Transport par microfissures : L'eau liquide se déplace par condensation capillaire à travers des microfissures.
- Interface fibre/matrice : L'eau peut diffuser, être absorbée, ou se condenser capillairement à l'interface entre les fibres et la matrice.

La petite taille de la molécule d'eau (rayon atomique de 0.096 nm) permet sa mobilité à travers le réseau moléculaire du polymère sous l'influence d'un gradient de concentration. Les molécules d'eau diffusantes ou non liées peuvent se fixer aux chaînes moléculaires, réduisant ainsi la température de transition vitreuse et provoquant un gonflement du polymère [33][34].

Les molécules d'eau se déplacent de la surface vers l'intérieur du polymère à travers les pores du réseau tridimensionnel, correspondant soit à des volumes libres, soit à des défauts de polymérisation. L'absorption par liaison hydrogène affaiblit la cohésion intermoléculaire, ce qui réduit les propriétés mécaniques du polymère, notamment la température de transition vitreuse, qui diminue d'environ 20 °C pour chaque augmentation d'un point de pourcentage de la teneur en eau.

Plastification : L'absorption d'eau par les composites à matrice polymère peut également conduire à la plastification de la résine. Ce phénomène se caractérise par une augmentation de la mobilité des chaînes macromoléculaires, due à une modification du volume libre ou à la rupture des liaisons hydrogène [35].

La plastification se manifeste par une diminution de la température de transition vitreuse et du seuil de plasticité. Les molécules d'eau peuvent pénétrer le réseau tridimensionnel en brisant les liaisons secondaires, notamment les liaisons hydrogène, entre les groupes polaires des chaînes macromoléculaires voisines. Les groupes polaires du polymère se lient préférentiellement à l'eau, ce qui augmente la mobilité des chaînes ou segments de chaînes macromoléculaires, réduisant ainsi la rigidité du matériau.

Cette mobilité accrue affecte les propriétés mécaniques et physicochimiques du polymère. Les études montrent généralement une diminution du module d'Young, du module de cisaillement, et une baisse de la température de transition vitreuse (T_g), ce qui est réversible. La plastification entraîne également un gonflement, qui, dans les composites, peut provoquer des contraintes interfaciales, menant à des déchaussements de fibres et des délaminages. Ce phénomène est particulièrement notable lorsque la résistance de l'interface est faible [36].

1.8.2 Vieillessement chimique :

Il existe deux types de vieillissement chimique : l'hydrolyse et le lessivage.

Hydrolyse : L'hydrolyse est une réaction chimique irréversible provoquée par l'eau, qui entraîne des scissions des chaînes macromoléculaires, réduisant ainsi la masse moléculaire de la résine polymère. Pendant l'absorption, les molécules d'eau peuvent remplacer les liaisons

hydrogène existantes par des liaisons hydrogène entre l'eau et le polymère. À long terme, ces interactions chimiques entraînent la dégradation de la résine et de l'interface par hydrolyse. Ce processus est thermiquement activé et peut être catalysé par divers agents chimiques tels que les ions OH⁻, H⁺, et les métaux de transition, soulignant ainsi l'influence de la composition du milieu réactionnel sur le vieillissement [35].

Lessivage : Le lessivage du réseau polymère se produit lorsqu'il y a une perte de masse du polymère après une exposition prolongée à une atmosphère humide. Cette perte de masse peut être observée soit pendant le processus de diffusion de l'eau après saturation, soit sur un polymère vieilli et séché à nouveau [35].

1.9 Problématique :

Nous considérons un stratifié croisé unidirectionnel [0/90]_s fissuré par des fissuration transverse et soumis à des sollicitations de fatigue. Le problème principal c'est de comprendre la corrélation entre l'évolution de la réduction de la rigidité longitudinale, la propagation des fissures, la contrainte appliquée, la densité des fissures, le rapport d'épaisseur et le nombre de cycle par une approche analytique. Une comparaison avec les résultats expérimentaux [19] a été faite pour valider le modèle choisi.

La deuxième phase c'est d'employer une simulation numérique en utilisant un logiciel de simulation et modélisation par éléments finis (ABAQUS). Les résultats obtenus vont confirmer la validité de l'approche numérique.

Pour la troisième étape, il s'agit d'analyser l'influence des conditions hygrothermiques sur le comportement mécanique des stratifiés composites. Cette analyse inclut l'évaluation des effets de l'humidité et des variations de température sur la rigidité.

1.10 Travaux effectués :

En 1977 K.W Garrett et J.W Bailey [12] ont analysé des stratifiées croisés en fibre de verre renforcée par du polyester et ont constaté que des fissures transversales se formaient dans les plis à 90 degrés avec un espacement de fissures uniforme. Ils ont observé que les fissures se formaient dans une direction perpendiculaire à la contrainte appliquée et s'étendaient généralement sur toute la largeur des plis transversaux. L'espacement entre les fissures a été trouvé qu'il dépend de l'épaisseur du pli transversal. Pour une déformation donnée, il a été trouvé que l'espacement des fissures augmentait avec l'augmentation de l'épaisseur du pli transversal et diminuait avec l'augmentation de la contrainte appliquée. Enfin, ils ont observé

que l'espacement moyen des fissures atteignait finalement une valeur limite qui dépendait également de l'épaisseur du pli transversal. Ces mêmes phénomènes ont été observés par [13] ainsi que par [14] pour les composites graphite/époxy.

Talerja [15] a étudié l'effet de l'épaisseur du pli transversal sur la contrainte d'initiation de fissure. Il a constaté que la contrainte pour l'initiation de fissure diminuait à mesure que l'épaisseur du pli transversal augmentait jusqu'à ce qu'une valeur limite soit atteinte. Il a observé que cette valeur limite de contrainte était la contrainte transversale ultime du pli à 90 degrés.

Wang et al [16] ont étudié les fissures transversales dans, un composite céramique avec des fibres de carbure de silicium et une matrice de calcium aluminosilicate. Ils ont constaté que la contrainte pour le début des fissures transversales augmentait lorsque l'épaisseur du pli transversal diminuait. Ils ont également noté que les plis extérieurs à 0 degré exerçaient une certaine contrainte sur les fissures transversales.

L. boniface et al [17] ont étudié la progression des fissures transversale dans un stratifié GFRP [0/90/0] sous des sollicitations statiques et sous la fatigue, ils ont trouvé que le développement des fissures dépend du la valeur de la charge et du mode de chargement. La rupture rapide se produit sous chargement statique et à des contraintes de fatigue maximales dépassant le seuil de fissuration statique. La croissance lente des fissures se produit tout au long du chargement en fatigue en dessous de la contrainte de fissuration statique et à des contraintes plus élevées lorsque la densité de fissures est élevée et l'espacement des fissures est faible. Ils ont aussi constaté que Le taux de propagation des fissures est indépendant de la longueur de la fissure mais dépend de l'espacement entre les fissures et qu'il est influencé par Les facteurs qui affectent le facteur d'intensité de contrainte, tels que les interactions entre les fissures et les changements de morphologie de l'extrémité de la fissure.

L.ogin et al [18] [19] ont développé un modèle pour étudiée la réduction de la rigidité due à la croissance des fissures dans le pli transversal pendant la fatigue d'un stratifié en plastique renforcé de fibres de verre [0/90]. Un facteur d'intensité de contrainte a été dérivé pour une fissure transversale dans le pli et est lié au taux de réduction de rigidité et à la propagation de fissures. Il a été montré que le facteur d'intensité de contrainte ne dépend pas de la longueur de fissure car la charge est transférée autour de la fissure via les plis à 0 degré. Il n'y aura donc qu'une intensité de contrainte due à la perturbation locale de contrainte dans la région des extrémités de fissure. Le modèle a donné des bons accords avec les données expérimentales et

peut être utilisé pour maintenir un taux de réduction de rigidité constant en augmentant de manière graduellement la charge.

El mahi et al [20] ont étudiée la réduction de la rigidité et la perte d'énergie dans le cas d'un stratifiée soumis à des tests de fatigue, deux modèles [07/90]_s et [0/90/04]_s ont été considérée. Il a été constaté que les fissures se développent dans la direction normale aux fibres et s'étendent à travers les stratifiée depuis les bords libres des éprouvettes. Le nombre de fissures augmente avec l'augmentation de la charge ou du nombre de cycles jusqu'à atteindre une saturation dans la densité de fissures. La progression d'endommagement a été caractérisée par les distributions de fissures sur la largeur de l'éprouvette, donnant les courbes S-N. Selon les courbes S-N observées lors des tests de fatigue, la réduction de la rigidité se produit avec l'initiation des fissures transversales dans la matrice, au cours des premiers cycles pour les stratifiée [0/90]_s, et pour 10^4 à 10^6 cycles dans le cas des stratifié [0/90/0]_s. La réduction de la rigidité en fonction de la densité de fissure a été évaluée par analyse par éléments finis, à partir des courbes S-N. Les résultats obtenus montrent une relation linéaire, entre la réduction de la rigidité et la densité de fissure, qui dépend de la séquence de stratification.

J.M berthelot et al [21] Dans leurs travaux, ont présenté une simulation de la progression de L'endommagement sur la base d'une distribution statistique dans le volume de l'éprouvette. Deux évolutions différentes de la progression de l'endommagement sur la largeur de l'éprouvette sont observées en fonction de essais quasi-statiques ou essais de fatigue. Dans le cas des tests statiques, les fissures transversales dans la matrice commencent aux bords libres de l'éprouvette et traversent instantanément toute la largeur de l'éprouvette d'un bord à l'autre. Le nombre de fissures augmente avec l'augmentation de la charge. Jusqu'à ce qu'il y ait une saturation de la densité de fissures. Ainsi, l'analyse des distributions de contraintes et de déformations est réduite à une analyse bidimensionnelle à l'intérieur d'une zone élémentaire entre deux fissures consécutives. La zone élémentaire est caractérisée par la distance entre deux fissures consécutives et par les épaisseurs des couches à 0 et 90 degrés. Un modèle généralisé avec un cisaillement parabolique dans les couches à 90 degrés et un cisaillement progressif dans les couches à 0 degré a été développé. Sur la base de cette analyse, une procédure numérique associée à une distribution statistique de la contrainte de rupture a été mise en œuvre pour étudier la progression des fissures transversales. Pendant les tests de fatigue, les fissures de la matrice dans les couches à 90 degrés se déclenchent aux bords libres de l'éprouvette de test, puis se propagent lentement sur toute la largeur de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles. Dans ce cas L'analyse de la distribution des contraintes et des déformations ainsi que

l'évaluation de la réduction de la rigidité sont des problèmes très complexes et doivent être réalisés sur la base d'une approche tridimensionnelle. Une analyse par éléments finis tridimensionnelle a été mise en œuvre. Les résultats montrent que le champ de déplacement et la distribution des contraintes peuvent être évalués par le modèle généralisé dans la bande fissurée. Ainsi, la modélisation de l'initiation et de la propagation des fissures pendant les tests de fatigue peut être évaluée en divisant la largeur de l'éprouvette en bandes et en tenant compte d'un critère de propagation des fissures entre les différentes bandes.

J.M berthelot et al [22] dans leurs études ont utilisé une analyse par élément finis pour analyser le développement progressif de fissures transversales dans les stratifiées croisés soumis à des tests de fatigue uni-axiale. Les résultats obtenus montrent que le champ de déplacement et la distribution des contraintes peuvent être bien évalués dans la bande fissurée par un modèle analytique tenant compte du cisaillement progressif dans l'épaisseur des couches à 0 degré et par la théorie des stratifiée dans la bande non fissurée, sauf près de l'extrémité de la fissure. Ensuite une simulation sur la progression des fissures transversales, basée sur des distributions statistiques le long de la longueur de l'éprouvette pour l'initiation des fissures et sur la largeur de l'éprouvette pour la croissance des fissures à travers la largeur de l'éprouvette a été présenté. Le processus de simulation a été appliqué à des stratifié croisés en fibre de verre/époxy, et les résultats obtenus ont été comparés avec les résultats expérimentaux. La simulation a été faite en divisant l'éprouvette en bandes sur sa largeur. Ensuite, les valeurs de la contrainte de rupture de la couche à 90 degrés ont été distribuées le long de la longueur et sur la largeur de l'éprouvette selon la distribution de résistance de la couche à 90 degrés évaluée lors des tests statiques. Pour chaque état de fissure, le champ de contrainte dans le stratifié croisé a été estimé dans chaque bande par le modèle analytique précédent en tenant compte d'un cisaillement progressif des couches à 0 degré. Un critère d'initiation des fissures transversales sur les bords libres de l'éprouvette a été proposé et distribué le long de la longueur de l'éprouvette. Le taux de croissance des fissures transversales à travers la largeur de l'éprouvette a été considéré comme une fonction de l'énergie dissipée à l'extrémité de la fissure pendant les cycles de fatigue, avec une valeur d'autant plus élevée que la contrainte de rupture de la couche à 90 degrés est faible à l'endroit où la fissure se propage. Ces concepts ont été appliqués à l'analyse du développement des fissures transversales dans les laminés croisés en fibre de verre/résine époxy, et la comparaison entre les résultats dérivés du processus de simulation et les résultats expérimentaux montre un bon accord qui valide ces concepts.

V. Lietard (1998) [37] a examiné les effets du vieillissement hygrothermique sur le processus de rupture du composite verre/époxy, avec et sans chargement mécanique. Les résultats montrent que l'eau absorbée par la résine induit différents modes de rupture : rupture avec déchaussement des fibres, rupture par délaminage avec séparation des couches, rupture partielle en flexion avec délaminage et rupture franche.

Mercier [38] a étudié le vieillissement en milieu humide et l'endommagement par fissuration des matériaux composites à matrice organique. La diffusion d'eau dans le matériau, composé d'une matrice époxy renforcée par des fibres de verre, a été analysée expérimentalement en déterminant les cinétiques d'absorption sous différentes conditions d'humidité. Les essais expérimentaux de traction ont mis en évidence et quantifié des baisses des propriétés mécaniques en fonction de la quantité d'eau absorbée. Les mécanismes physiques responsables de ces modifications ont été identifiés. Un mode d'endommagement particulier, la fissuration intra-laminaire, ainsi que son interaction avec l'humidité, ont également été étudiés expérimentalement. Les différences entre les évolutions réversibles et irréversibles des propriétés ont été mises en évidence et analysées en détail.

**CHAPITRE 2 : MODELISATION ET
SIMULATION NUMERIQUE DE LA
FISSURATION TRANSVERSE SOUS L'EFFET
DE LA FATIGUE**

2.1 Introduction :

Les composites sont principalement utilisés en raison de leur faible poids et de leur résistance à la fatigue, Cependant, leur structure hétérogène et anisotrope rend plus difficile la compréhension et la caractérisation de leur endommagement sous charge mécanique, qui est interne et se produit à de multiples échelles. Avec l'augmentation de leur utilisation, l'identification du comportement mécanique de ces matériaux est nécessaire. Le mode d'endommagement le plus courant est La fissuration transverse de la matrice c'est le premier mode d'endommagement de la couche désorienté par rapport à la direction de chargement dans un stratifié composite.

La fissuration transversale est un domaine qui présente un grand intérêt pour les matériaux composites. Garrett et Bailey [12] ont été parmi les premiers à étudier la fissuration transversale dans les stratifiés croisés. Lorsqu'une charge de traction est appliquée dans la direction de la couche 0° cela se produit dans la couche à 90° du fait que la rigidité et la résistance des fibres longues renforcées dans les stratifiés composites polymères sont plus faibles dans le sens transversal que dans le sens longitudinal. Le nombre de fissures transversales augmente et se propage sur toute la largeur de pli jusqu'à ce qu'une saturation soit atteinte, entraînent une dégradation des propriétés thermo-mécaniques du matériau et en particulier de sa rigidité. Il est donc important de savoir comment de tels dommages se produisent et comment ils se développent.

Ce chapitre a été réalisé pour se concentre sur l'effet de propagation des fissures transverse dans un stratifiée de type $[0/90]$ soumis à la fatigue sur l'évolution de la rigidité longitudinal de stratifiée en fonction de nombre de cycles.

2.2 Modélisation analytique de la fissuration transverse sous l'effet de la fatigue :

2.2.1 Le comportement en fatigue des composites stratifiés :

Les composites sont connus pour être insensibles à la fatigue dans le sens des fibres. L'excellente résistance à la fatigue peut être due au fait que la charge dans les composites est principalement supportée par les fibres.

Le comportement en fatigue des matériaux renforcés de fibres longues a été étudié en par de nombreux chercheurs dans le but de proposer des critères capables de prédire la durée de vie en fatigue d'un stratifié composite soumis à des charges cycliques. Une étude approfondie et précise sur le sujet a été présentée par [23]. Ils ont constaté que Le principal inconvénient de la durée de vie en fatigue est qu'elle dépend d'un grand nombre de données expérimentales pour chaque matériau, chaque séquence assemblage et chaque condition de chargement.

L'application d'une charge cyclique peut, en fait, activer différents mécanismes d'endommagement. En raison de la différence d'orientation dans chaque pli, certains plis sont plus faibles dans le sens de la charge que les autres et se rompent précocement avant la rupture finale. Ces fissures prennent naissance à des endroits où la concentration de contraintes est élevée et la résistance faible. Dans les matériaux métalliques, une fissure, une fois formée, se développe rapidement jusqu'à la rupture finale. Cependant Dans les matériaux composites, même les fissures visibles n'entraînent pas de rupture immédiate ; au contraire, elles peuvent même croître de manière à réduire la concentration de contraintes sur les fibres. En outre, comme elles se produisent dans tout le volume des plis faibles de stratifiée, elles peuvent également entraîner une diminution des propriétés des composites.

2.2.2 La limite d'endurance et courbe S-N :

Les ingénieurs utilisent un certain nombre de méthodes pour déterminer la durée de vie en fatigue d'un matériau. L'une des plus utiles est la méthode contrainte-vie, généralement caractérisée par une courbe S-N, également appelée courbe de Wöhler Elle trace la contrainte appliquée σ en fonction du nombre de cycles N jusqu'à la défaillance. La valeur σ_d pour laquelle la courbe S – N devient horizontale à des valeurs N plus élevées et appelée La limite d'endurance ou la limite de fatigue qui est le niveau de contrainte en dessous duquel la rupture par fatigue ne se produit pas.

L'évaluation de rapport σ_d/R_m ou R_m représente limite de résistance (la contrainte maximale qu'un matériau peut supporter) permet d'évaluer le taux de résistance à la fatigue pour les matériaux. La forme des courbes S-N dans les composites conduit à un facteur σ_d/R_m plus important pour les composites (entre 0.4 jusqu'à 0.9) que pour les matériaux métalliques.

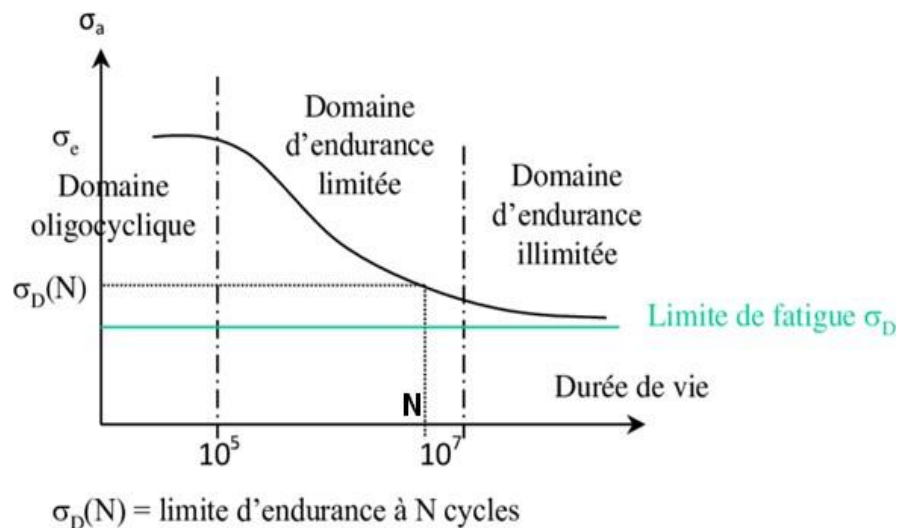


Figure 2-1 : Courbe S-N

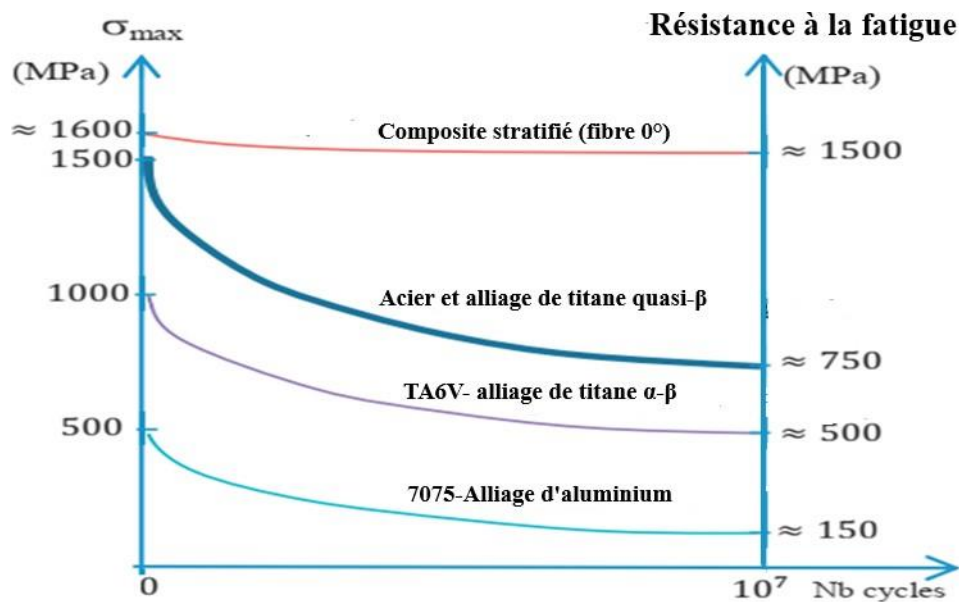


Figure 2-2 : comparaison de la résistance à la fatigue pour différents matériaux

2.2.3 Initiations des fissures :

La première forme de dommage dans les stratifiés est généralement la microfissuration de la matrice. L'observation la plus courante de la microfissuration est la fissuration des plis à 90° lors d'une charge axiale dans les directions 0° . La fissuration transversale est donc le mode d'endommagement le plus courant dans les matériaux composites. L'un des effets immédiats de la fissuration transversale est la dégradation de la rigidité du stratifié. L'initiation de fissures transversales dans les stratifiés composites a fait l'objet de recherches. Des études approfondies ont été menées tant sur le plan expérimental qu'analytique.

Les études menées par [12] et [24] et [25] ont montré que des fissures transversales se formaient dans les bords libres des plis à 90° dans une direction perpendiculaire à la sollicitation appliquée et s'étendaient généralement sur toute la largeur des plis transversaux, et l'épaisseur des plis à 90° ont eu un effet significatif sur le processus de fissuration. [15] et [16] ont étudié l'effet de l'épaisseur du pli transversal sur la contrainte d'initiation de fissure et ont constaté que la contrainte pour le début des fissures transversales augmentait lorsque l'épaisseur du pli transversal diminuait.

2.2.4 La propagation des fissures :

Les fissures transversales se multiplient lorsqu'elles sont soumises à une charge de fatigue ce qui entraîne une dégradation des constants élastiques du stratifié. L'analyse de la propagation des fissures est basée sur l'hypothèse qu'une discontinuité se développe dans le matériau dans le sens de la largeur d'un échantillon. Des études multiples ont été réalisées pour prédire le développement des fissures utilisant différentes méthodes. [26] ont étudié la multiplication des fissures transversales en fonction de la contrainte appliquée dans les stratifiés à plis croisés en utilisant une théorie basée sur la résistance à la fatigue. En supposons que le développement des fissures était contrôlé par la contrainte de rupture dans les plis à 90° . [27] ont démontré qu'une analyse utilisant la méthode du taux de dissipation d'énergie basée sur shear-lag peut être utilisée pour prédire avec précision la propagation de la fissuration.

Dans cette mémoire Les fissures sont représentées en termes de densité de fissures (nombre de fissures par unité de longueur dans la direction transversale). Inversement proportionnelle à la distance entre deux fissures $2s$.

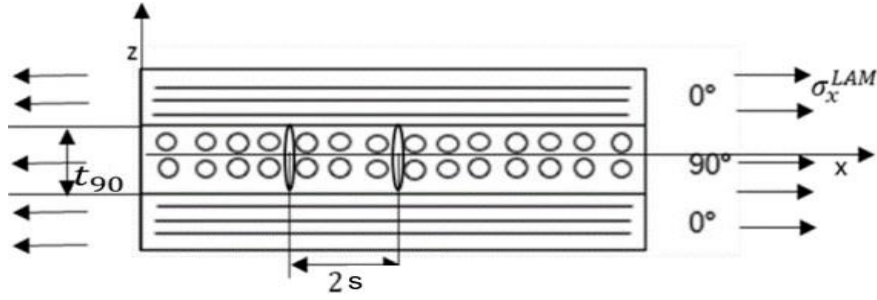


Figure 2-3 : distribution des fissures

[19] à montrer que le taux de propagations des fissures peut être exprimé par l'équation de la loi de Paris :

$$\frac{dz}{dN} = B \Delta K^m \quad (2.1)$$

- $\frac{dz}{dN}$: taux de propagation d'une fissure en fonction de nombre de cycle
- ΔK : facteur d'intensité de contrainte
- B et m : des constantes

En incluant les effets du contrainte moyenne :

$$\frac{dz}{dN} = B' K_{max}^m \quad (2.2)$$

Supposons qu'il existe P fissures croissantes dans le pli transversal, le taux de croissance total des fissures peut être exprimé par :

$$\frac{da}{dN} = P \frac{dz}{dN} = P B' K_{max}^m \quad (2.3)$$

- $\frac{da}{dN}$: le taux de croissance total des fissures

- a : la longueur totale des fissures

A partir du modèle idéalisé du stratifié fissuré, nous pouvons écrire une expression pour la longueur totale des fissures :

$$a = \frac{WL}{2s} \quad (2.4)$$

- W : la largeur de stratifiée
- L : la longueur de stratifiée
- 2s : l'espacement moyen entre deux fissures consécutives

2.2.5 La densité des fissures :

La densité des fissures transversales est mesurée afin d'étudier l'initiation et la propagation des fissures sur la largeur de stratifiée donc c'est un paramètre utile pour caractériser les dommages causés par une charge cyclique. Il a été prouvé que la densité des fissures augmente rapidement après l'initiation des fissures jusqu'à atteindre une saturation, en fatigue la rigidité diminue progressivement à mesure que la densité des fissures transversales augmente au cours du cycle.

[19] montre que la réduction de la rigidité, définie par le rapport entre le module longitudinal du stratifié après avoir été endommagé et le module longitudinal du stratifié avant d'avoir été endommagé, est décrite en termes de densité de fissures.

$$\frac{E}{E_0} = 1 - cD \quad (2.5)$$

- E_0 : Module longitudinale de composite non fissuré

$$E_0 = (bE_1 + dE_2) \left(\frac{b}{d}\right) \quad (2.6)$$

- E : Module longitudinale de composite fissuré
- c : constante de matériau

$$c = \frac{E_0}{E_1} \left(\frac{b+d}{b} - \frac{E_1}{E_0} \right) \quad (2.7)$$

- D : densité de fissure

$$D = \frac{1}{2s} \quad (2.8)$$

- b : épaisseur des couches transverse
- d : épaisseur des couche longitudinale
- E_1 : module des plis longitudinal
- E_2 : module des plis transversal

La figure 2-4 montre la relation linéaire entre la réduction de la rigidité et la densité de fissure

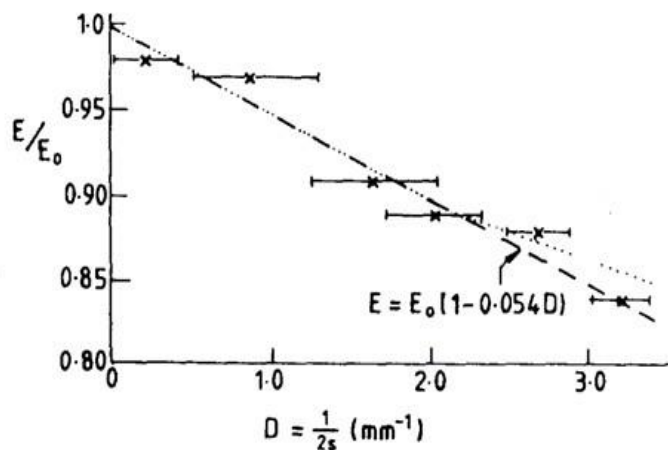


Figure 2-4 : réduction de rigidité en fonction de densité de fissures

2.2.6 Taux de dissipation d'Énergie :

Le taux de dissipation d'énergie est le taux de transformation de l'énergie lors de la rupture d'un matériau, elle est définie comme étant une énergie libérée lors de la déformation elle est donc associé à la propagation transversale de la fissure sur la largeur. Elle est exprimée comme la diminution de l'énergie potentielle totale par augmentation de la surface de rupture, Ce processus est souvent décrit en termes de l'aire sous la courbe contrainte-déformation, qui représente l'énergie totale absorbée par le matériau jusqu'à la rupture.

Lors d'un cycle de fatigue on observe un phénomène d'hystérésis lié au délai de réponse du matériau à la sollicitation. L'hystérésis se produit en raison de la différence entre la direction de la charge appliquée et la réponse du matériau. Cette différence entraîne une dissipation d'énergie supplémentaire. Cette dissipation d'énergie supplémentaire contribue à la dégradation

du matériau et peut potentiellement accélérer la propagation des fissures, conduisant ainsi à la rupture du matériau.

Le taux de dissipation d'énergie est lié à l'énergie élastique stockée U_{el} , L'énergie élastique moyenne stockée U_{el} par unité de volume dans le pli transversal, est donnée par :

$$U_{el} = \frac{1}{V} \int_{-s}^s \left(\frac{\sigma^2 W 2d}{2E_2} \right) dx \quad (2.9)$$

- σ_2 : La contrainte de pli transversale
- V : volume entre deux fissures constitutives

L'intégration donne :

$$U_{el} = \left(\frac{\sigma}{E_0} \right)^2 \Omega(\lambda, s) \quad (2.10)$$

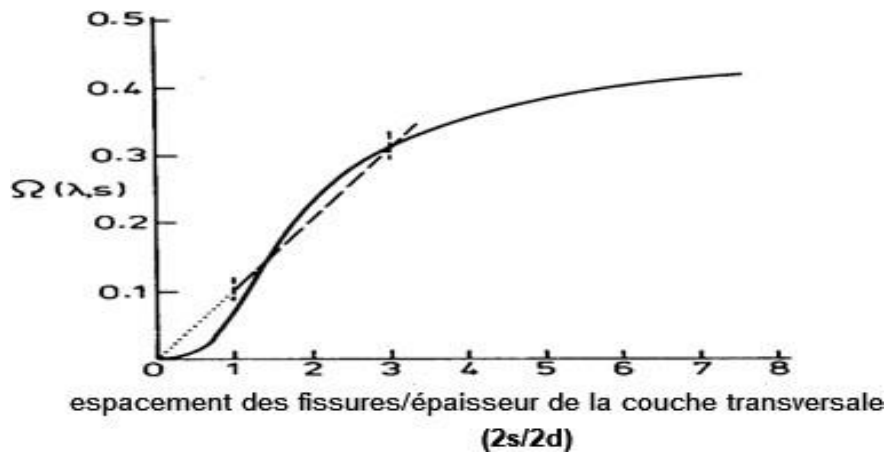


Figure 2-5 : Traçage de la fonction $\Omega(\lambda, s)$

La fonction $\Omega(\lambda, s)$ est représenté sur la figure 2-5 en fonction de l'épaisseur des plis transversal et l'espacement entre les fissures, la fonction $\Omega(\lambda, S)$ est approximativement linéairement proportionnelle à l'espacement moyen des fissures. Lorsque l'espacement moyen des fissures est compris entre une et trois fois l'épaisseur du pli.

$$\Omega(\lambda, s) \approx \frac{s}{k} \quad (2.11)$$

$$\lambda = \sqrt{\frac{3G(b+d)E_0}{d^2bE_2E_1}} \quad (2.12)$$

- G : module de cisaillement dans la direction longitudinal des plis transversal
- k est une constante

2.2.7 Facteur d'intensité de contrainte :

La croissance des fissures est fortement influencée par des facteurs qui affectent le facteur d'intensité des contraintes. Pour estimer le facteur d'intensité de contrainte d'une fissure transversale en croissance, il est important de réaliser que le facteur d'intensité de contrainte est indépendant de la longueur de la fissure mais dépend de l'espacement de la fissure et de l'épaisseur du pli transversal. [19] a montré que le facteur d'intensité de contrainte ne dépend pas de la longueur de fissure car la charge est transférée autour de la fissure via les plis à 0 degré. Il n'y aura donc qu'une intensité de contrainte due à la perturbation locale de contrainte dans la région des extrémités de fissure.

[19] a développé une approche qui prend en compte l'évolution de la contrainte moyenne dans le pli transversale, ce qui permet d'obtenir le facteur d'intensité de la contrainte K, associé aux fissures. K peut alors être relié au taux de croissance total des fissures par une forme la relation de Paris.

Tout d'abord, nous déterminons la contrainte moyenne σ_m dans le pli transversal pour un espacement de fissure donné. En combinant les équations (2.10) et (2.11).

$$\sigma_m = \frac{E_2}{E_0} \left(\frac{1}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \sigma \sqrt{2s} \quad (2.13)$$

- σ : la contrainte du stratifié

Puisque la largeur d'une fissure transversale est égale à l'épaisseur transversale du pli, l'étendue de cette fissure sera à peu près égale à la moitié de l'épaisseur du pli. Le facteur d'intensité sera d'environ

$$\Delta K = \sigma_m \sqrt{2d} \quad (2.14)$$

On obtient alors :

$$\Delta K = \left(\frac{E}{E_0}\right) \left(\frac{2s}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \sigma \sqrt{2d} \quad (2.15)$$

$$k_{max} \approx \sigma_{max} \sqrt{2s} \quad (2.16)$$

2.2.8 Taux de réduction de rigidité :

Les principales causes de la réduction de rigidité sont les multiples fissures transversales à 90°, elles provoquent une réduction du module longitudinale de stratifiée, dans ce travail pour déterminer le taux de réduction de la rigidité nous avons pris comme référence le rapport du module longitudinal de stratifiée après avoir été endommagé divisé par le module longitudinal avant d'être endommagé. Le problème c'est de trouver une relation entre ce rapport et le nombre de cycles.

De l'équation (2.5) on a $2s = c \left(\frac{1}{1-\frac{E}{E_0}}\right)$ on remplace dans (2.4)

$$a = \frac{WL}{c} \left(1 - \frac{E}{E_0}\right) \quad (2.17)$$

On dérive par rapport à N, on obtient :

$$\frac{da}{dN} = -\frac{WL}{cE_0} \frac{dE}{dN} \quad (2.18)$$

On remplace dans (2.1)

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{c^{n+1} P B^F}{WL} E_0^{2n} \left(\frac{\sigma_{max}^2}{E^2 \left(1 - \frac{E}{E_0}\right)}\right)^n \quad (2.19)$$

Avec $n = \frac{m}{2}$

On pose $A = \frac{c^{n+1} P B^F}{WL}$

En intégrant on obtient alors :

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

0

$\frac{1}{n+1}$

$$\begin{aligned} &= \\ &f \\ &(\frac{N}{2}) \\ &= \\ &f \\ &(\frac{N}{2}) \end{aligned}$$

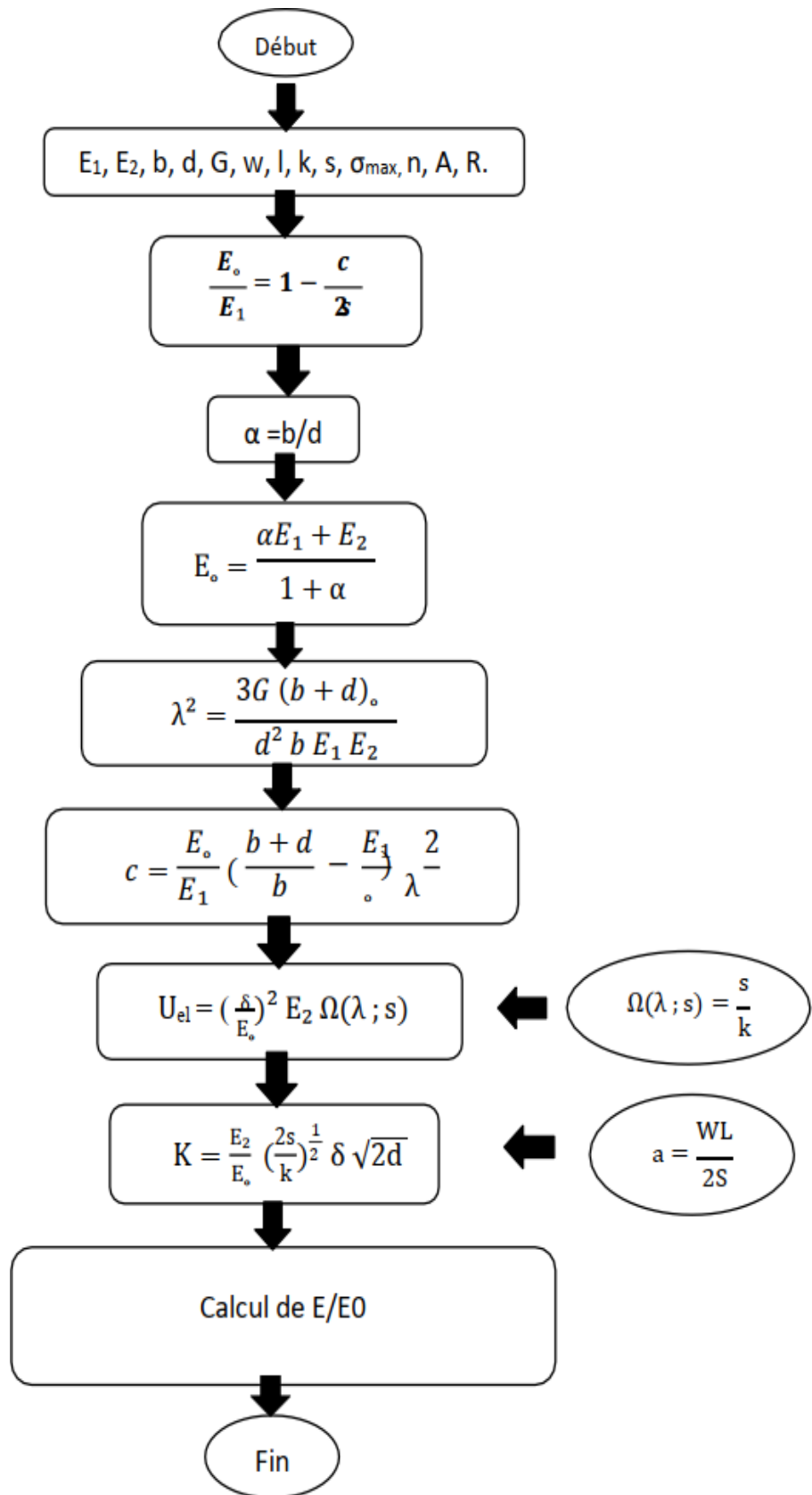


Figure 2-6 : Organigramme de calcul de la rigidité du matériau

2.3 Simulation numérique par élément finis :

La partie suivante a été dédiée à la simulation numérique par la méthode d'élément finis en deux dimension (2D) qui a été employé pour évaluer la réduction de la rigidité d'une plaque composite. La fissuration transversale de la matrice développée dans les stratifiés composites a été étudiée numériquement à l'aide d'un modèle d'éléments finis mis en œuvre dans le logiciel Abaqus.

2.3.1 Méthode de simulation :

Afin d'évaluer le processus d'endommagement par fatigue par simulation numérique, il est nécessaire d'appliquer un modèle numérique approprié pour les modes d'endommagement. Dans cette étude, nous avons adopté une approche globale pour simuler les fissures transversales dans les laminés composites soumis à des charges de fatigue en utilisant Abaqus. En intégrant la mécanique de la dégradation continue (CDM) et les critères d'initiation de l'endommagement de Hashin [28][29]. Une section représentative du composite située entre deux fissures transversales, avec une distance inter-fissures de $2S$, a été modélisée. La géométrie de cette section a été définie et des conditions aux limites ont été appliquées pour simuler le comportement mécanique sous chargement.

La mécanique de la dégradation continue (CDM) est une méthode adaptée pour modéliser les dommages intra-laminaires en les homogénéisant afin d'évaluer la perte de rigidité. L'idée principale de la mécanique de la dégradation continue (CDM) est de surveiller le niveau de contrainte à l'intérieur d'un matériau, et une fois qu'il atteint un seuil critique, la rigidité de la région endommagée est dégradée. La (CDM) est une représentation qui ne modélise pas explicitement les dommages exacts, mais qui met à jour les propriétés constitutives au fur et à mesure que les dommages se produisent [30].

Dans Abaqus, le début de l'endommagement est détecté par les critères d'initiation de l'endommagement de Hashin et Rotem [28] en termes de contraintes σ . Le critère de Hashin peut être défini pour chaque mode (tension des fibres, compression des fibres, tension de la matrice, compression de la matrice) et indique le début de l'endommagement du matériau. Pour intégrer ces critères dans Abaqus, six valeurs de résistance doivent être introduites, correspondant aux contraintes maximales tolérables dans chaque direction de chargement. Une fois que les critères d'initiation des dommages sont satisfaits, toute charge supplémentaire entraîne une dégradation de la rigidité du matériau. L'évolution de l'endommagement utilise les taux critiques de dissipation d'énergie G qui sont des propriétés matérielles à introduire dans

Abaqus. Par conséquent, en plus des six valeurs de résistance, quatre valeurs de taux de dissipation d'énergie critique doivent être définies.

2.3.2 Géométrie et conditions aux limites :

Un modèle aux éléments finis (2D) représentant un chargement de fatigue unidirectionnel a été construit pour analyser le comportement des laminés. Ceci permet d'étudier le comportement de la structure de manière simplifiée tout en conservant les propriétés de la géométrie et le comportement mécanique

La géométrie du modèle est composée d'une section de matériau située entre deux fissures transverses et séparés d'une distance de $2S$. avec deux couches orientées à 0° et 90° respectivement, avec une épaisseur de 0,3 mm pour la couche à 0° et de 0,52 mm pour la couche de 90° . La distance $2S$ entre les fissures transverses, joue un rôle important car elle définit la taille de la zone de modélisation et influence la répartition des contraintes et des déformations dans le matériau. Une fissure semi-elliptique a été ajouté aux modèles pour améliorer les résultats.

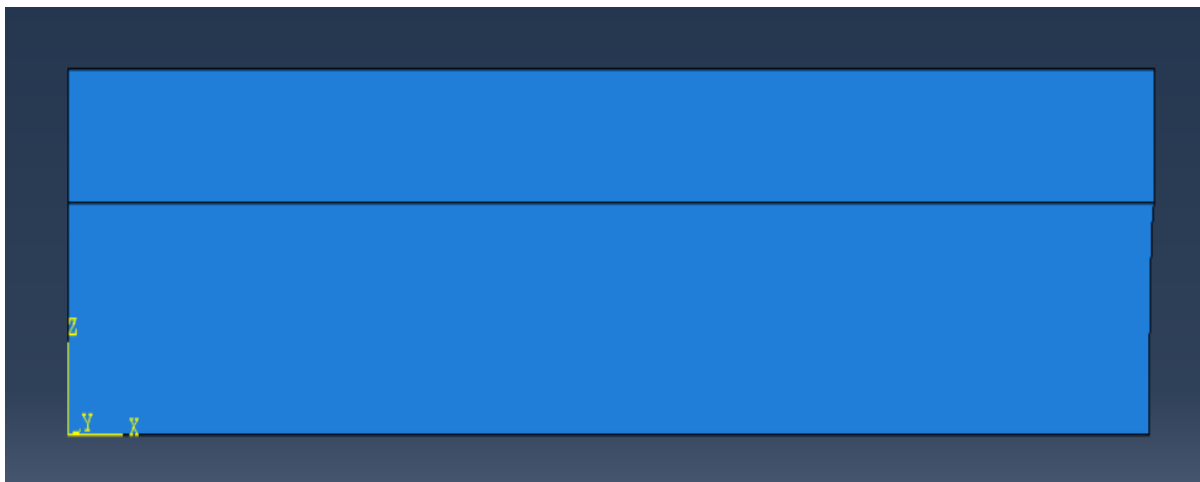


Figure 2-7 : Géométrie du modèle

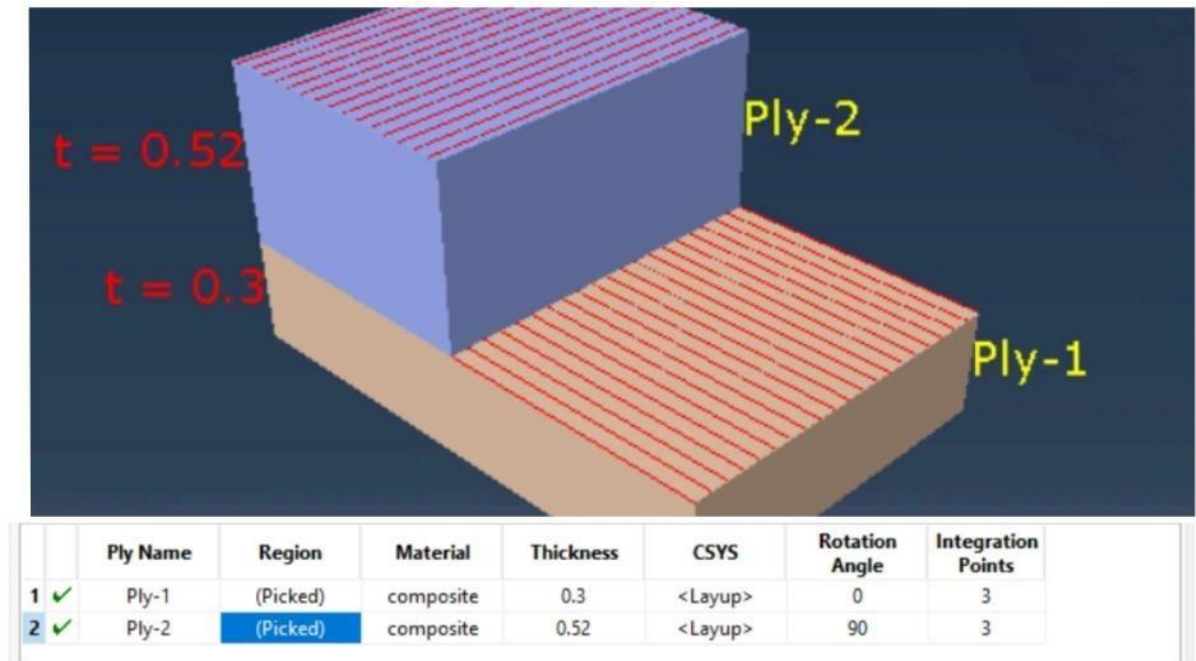


Figure 2-8 : l'empilage et l'orientation des plis du stratifié

Pour appliquer le chargement de fatigue, le côté inférieur du laminé a été fixée, et une charge de fatigue perpendiculaire aux fibres à 90° a été appliquée à l'extrémité. Ces conditions permettent de simuler et capturer les conditions de contrainte et de déformation que le matériau pourrait subir. Des amplitudes périodiques ont été utilisées pour déterminer le comportement sous chargement cyclique. En particulier, trois valeurs de contrainte ont été choisies : 110 MPa, 150 MPa et 225 MPa. L'utilisation de ces différentes amplitudes permet d'étudier la réponse du matériau à des niveaux de contrainte variés.

À 110 MPa, le laminé est soumis à une charge relativement faible, permettant d'observer les premiers signes de dégradations. À 150 MPa, le niveau de contrainte augmente, simulant des conditions plus sévères qui pourraient provoquer une dégradation plus rapide de la rigidité. Enfin, à 225 MPa, le laminé est soumis à une charge très élevée, testant les limites de sa résistance à la fatigue et accélérant la dégradation de sa rigidité.

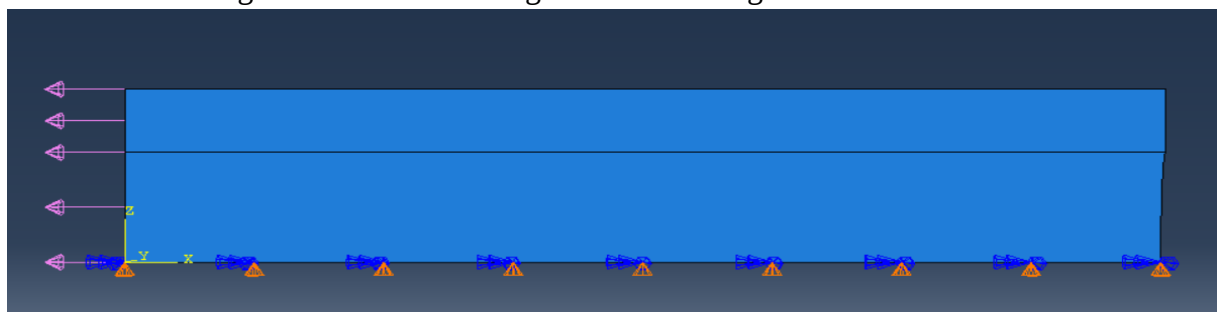


Figure 2-9 : Les conditions aux limites

2.3.3 Maillage :

Le maillage a pour objectif de discrétiser le système en divisant la structure en de nombreux éléments, ce qui permet de définir la géométrie de manière précise et de garantir un bon déroulement de la simulation numérique. Dans cette étude, afin d'assurer la fiabilité des résultats, un maillage structuré quadratique de taille 0,03 mm a été choisi pour représenter plus fidèlement la structure du stratifié étudié, Cela a conduit à un total de 3780 éléments de type S4R.

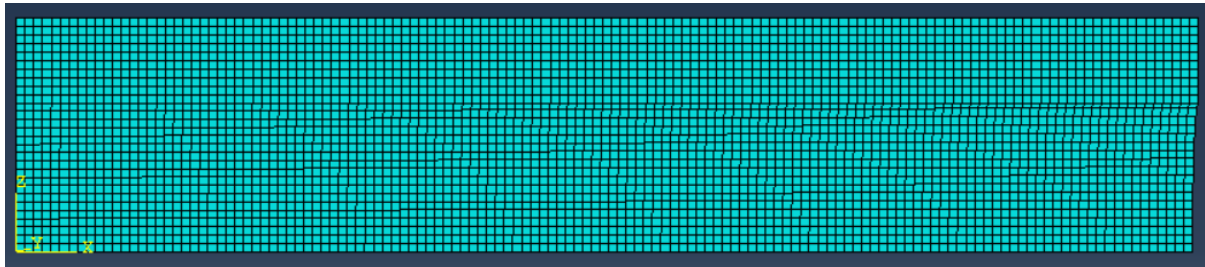


Figure 2-10 : Maillage

2.3.4 Calcul de la dégradation du module élastique longitudinal :

Le taux de réduction du module élastique longitudinal est défini comme le rapport entre la rigidité dégradée (E) et la rigidité originale (E_0), permettant d'évaluer la perte de rigidité d'un matériau. Pour calculer la rigidité dégradée, nous utilisons la loi de Hooke, $\sigma = E \cdot \epsilon$, où σ représente la contrainte longitudinale et ϵ la déformation longitudinale. Ces valeurs, S_{11} et E_{11} sont obtenues à partir des résultats de simulation par éléments finis.

2.4 Conclusion :

Dans ce chapitre, nous avons d'abord développé une modélisation analytique pour évaluer la réduction de rigidité des matériaux composites due à la fissuration transverse sous l'effet de la fatigue. Cette méthode analytique a permis d'étudier l'effet des fissures sur les propriétés mécaniques des composites.

Par la suite, nous avons utilisé le logiciel ABAQUS pour réaliser des simulations numériques. Les résultats des simulations vont être comparés aux résultats analytiques et aux données expérimentales disponibles, ce qui permettra de valider et de confirmer la précision de notre modèle. Les résultats de cette comparaison seront discutés de manière approfondie dans le chapitre suivant, mettant en lumière les conclusions.

**CHAPITRE 3 : SIMULATION ET
VISUALISATION DES RESULTATS DES
STRATIFIES FISSURES SOUS
SOLLICITATION DE FATIGUE**

3.1 Introduction :

Ce chapitre est consacré à la présentation et à l'analyse des résultats obtenus à partir des différentes approches adoptées pour étudier la réduction de rigidité due à fissuration transverse d'un stratifié soumis à la fatigue. Des approches analytiques et numériques ont été développées pour déterminer le taux de réduction de rigidité E/E_0 dans le deuxième chapitre, nous présentons dans ce chapitre les résultats de ces modèles.

Notre objectif principal est de valider les modèles utilisés en comparons les résultats aux résultats expérimentaux [19], cette validation est nécessaire pour s'assurer que les modèles développés peuvent être utilisés pour prédire la réduction de rigidité des stratifiées fissurés sous fatigue.

Cette comparaison comprendra une évaluation des différences entre les résultats des modèles et les observations expérimentales. Ainsi qu'une discussion sur les raisons possibles de ces écarts. Telles que les simplifications des modèles, les conditions aux limites, ou les paramètres matériaux utilisés. Nous aborderons également les limites des approches analytiques et numériques actuelles, et suggérons des pistes d'amélioration pour augmenter leur précision et leur fiabilité.

3.2 Simulation numérique :

Dans le cadre de cette étude, une analyse numérique a été réalisée à l'aide du logiciel ABAQUS dans laquelle nous avons comparé les résultats expérimentaux et analytiques obtenus par Ogin [19]. Les critères d'initiations de dommage de Hashin [29] ont été utilisés pour modéliser l'endommagement et la rupture des stratifiés. Ces critères permettent de capturer l'endommagement des stratifiés en prenant en compte quatre modes de défaillance, (tension des fibres, compression des fibres, tension de la matrice, compression de la matrice). L'évolution des dommages a été intégrée dans ABAQUS pour simuler la progression de l'endommagement après son initiation. Cela permet de capturer la réduction progressive de la rigidité longitudinale du matériau. En combinant ces critères la simulation a permis de capturer l'effet des fissures transversales sur la rigidité longitudinale.

La géométrie est définie par une section de matériau située entre deux fissures transverses, séparées d'une distance $2S$. Ce choix de géométrie permet de réduire la taille de la zone d'analyse et de capturer l'effet des fissures transversales sur le comportement de matériau. Une fissure transversale semi-elliptique a été introduite dans le modèle pour améliorer les résultats.

La distance $2S$ entre les fissures transverses, joue un rôle crucial dans la modélisation. En ajustant cette distance, il est possible d'étudier l'influence de la densité de fissures transversales sur les propriétés mécaniques.

3.2.1 Choix de matériaux :

Le matériau composite choisi pour la simulation numérique est le composite verre/époxyde ayant les propriétés élastiques suivantes :

Tableau 3-1 : Propriétés élastiques du matériau verre/époxy

E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	ν_{12}	G_{12} (GPa)	G_{13} (GPa)	G_{23} (GPa)
43	13	0.31	3.4	3.4	3.1

3.2.2 Choix de la géométrie de la fissure :

Une étude a été réalisée par Doumaz, S. et Touahri, R [37] pour déterminer la géométrie optimale pour la modélisation des fissures transversales. Ils ont choisi la fissure semi-elliptique car c'est la fissure la plus typique qui puisse se produire en pratique.

3.2.3 Propriétés de la rupture :

L'outil intégré d'Abaqus pour un système d'endommagement progressif et de défaillance pour les matériaux renforcés par des fibres, basé sur les critères de défaillance de Hashin [29], a été utilisé. Dans ce cas, la réponse élastique est définie comme un matériau élastique linéaire avec une matrice de rigidité orthotrope sous contrainte plane. Cependant, l'initiation des dommages doit également être définie pour les quatre mécanismes inclus : tension des fibres, compression des fibres, tension de la matrice et compression de la matrice. Ensuite, les propriétés élémentaires sont dégradées en fonction de la réponse définie pour l'évolution des dommages, compte tenu des taux de dissipation d'énergie (tableau 3-2).

Tableau 3-2 : Paramètres d'initiation et d'évolution des dommages

Paramètres d'initiation des dommages (MPa)						Paramètres d'évolution de l'endommagement (KN/mm)			
X^T	X^C	Y^T	Y^C	S^L	G_{ft}	G_{fc}	G_{ft}	G_{mt}	G_{mc}
1500	1500	80	80	54	10	16	16.9	39.9	45.1

3.3 Validation et résultats :

Dans cette section une comparaison entre les résultats expérimentale d'ogin [19] avec les résultats obtenus par la modélisation analytique et la simulation numérique sera faite afin de pouvoir valider les modèles et méthodes utilisés.

La comparaison se portera sur le taux de réduction de module de d'élasticité longitudinale en fonction de nombre de cycles pour les trois différents niveaux de contrainte appliqué dans l'étude 110 MPA, 150 MPA, 225 MPA.

a) $\sigma = 110$ MPA :

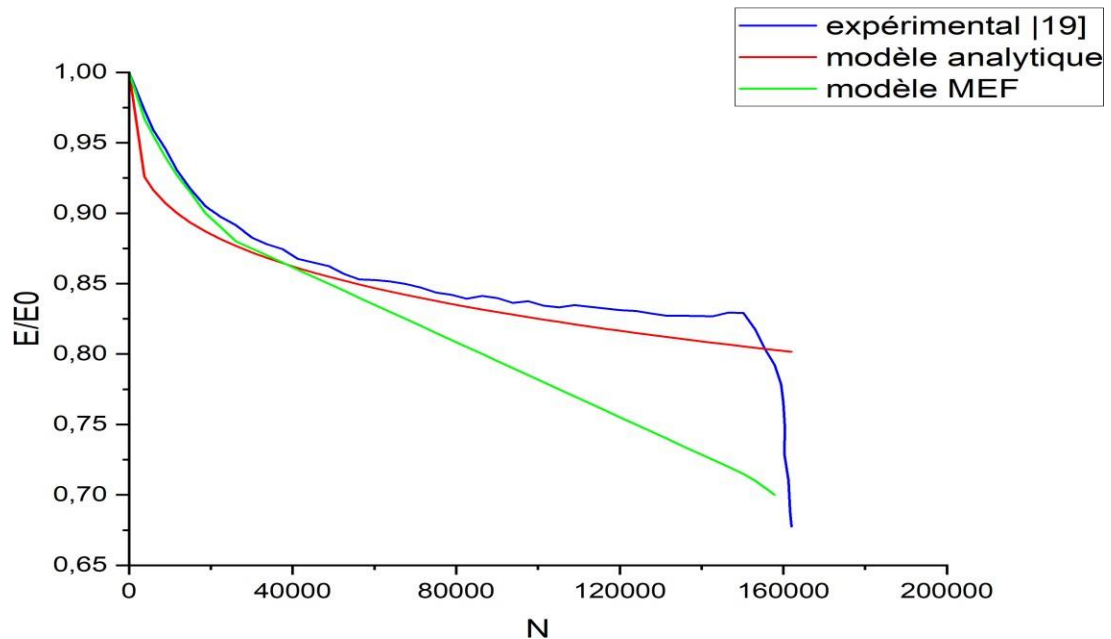


Figure 3-1 : Comparaison de taux de réduction de rigidité en fonction de nombre de cycles (110 MPA).

Commentaire :

Les résultats expérimentale présente au début une réduction rapide de la rigidité suivie d'une stabilisation avec l'augmentation de nombre de cycles puis d'une chute aux alentours de 160000 cycles, le modèle analytique et en bonne cohérence avec le modèle expérimentale avec une diminution plus progressive de la rigidité aux début de cycles et suivie d'une phase de stabilisation sans capturer la chute observé expérimentalement, le modèle aux élément finis est en bon accord avec les données expérimentale initialement mais divergent à mesure que le nombre de cycles augmente.

b) $\sigma = 150$ MPA

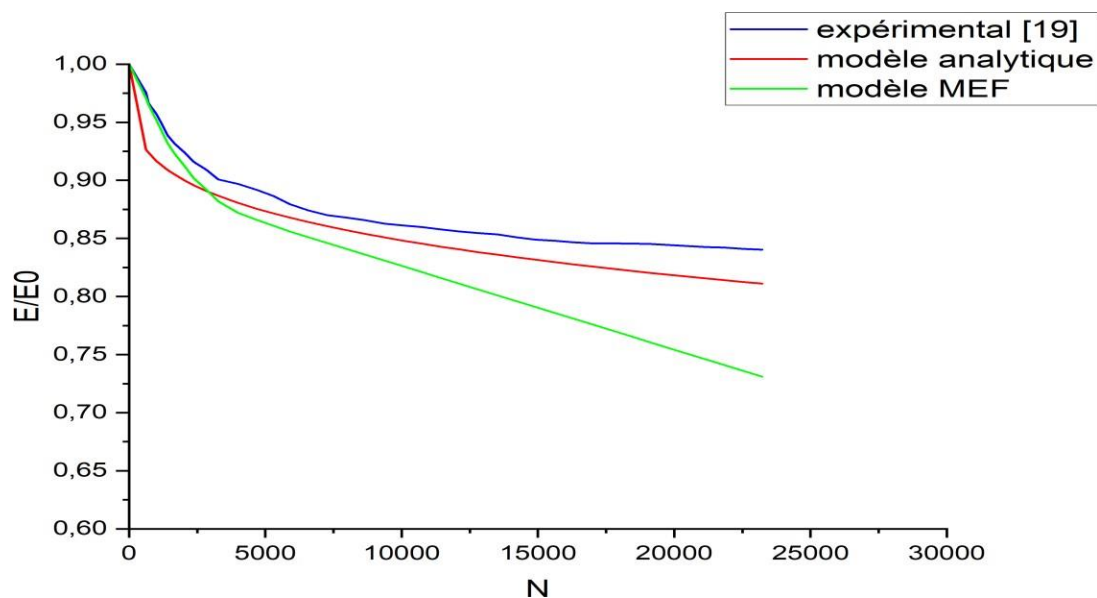


Figure 3-2 : Comparaison de taux de réduction de rigidité en fonction de nombre de cycles (150 MPA).

Commentaire :

Les résultats expérimentaux montre une dégradation rapide de la rigidité lors des cycles initiales, suivie d'une phase plus progressive et plus stable a mesure que le nombre de cycle augmente, le modèle analytique montre une allure similaire aux résultats expérimentale mais il est plus uniforme et ne reflète pas les variations des donnés expérimentale, le modèle aux éléments finis est en bonne cohérence avec les données expérimentale aux début de cycles suivie d'un écart plus grand vers les derniers cycles.

c) $\sigma = 225 \text{ MPA}$

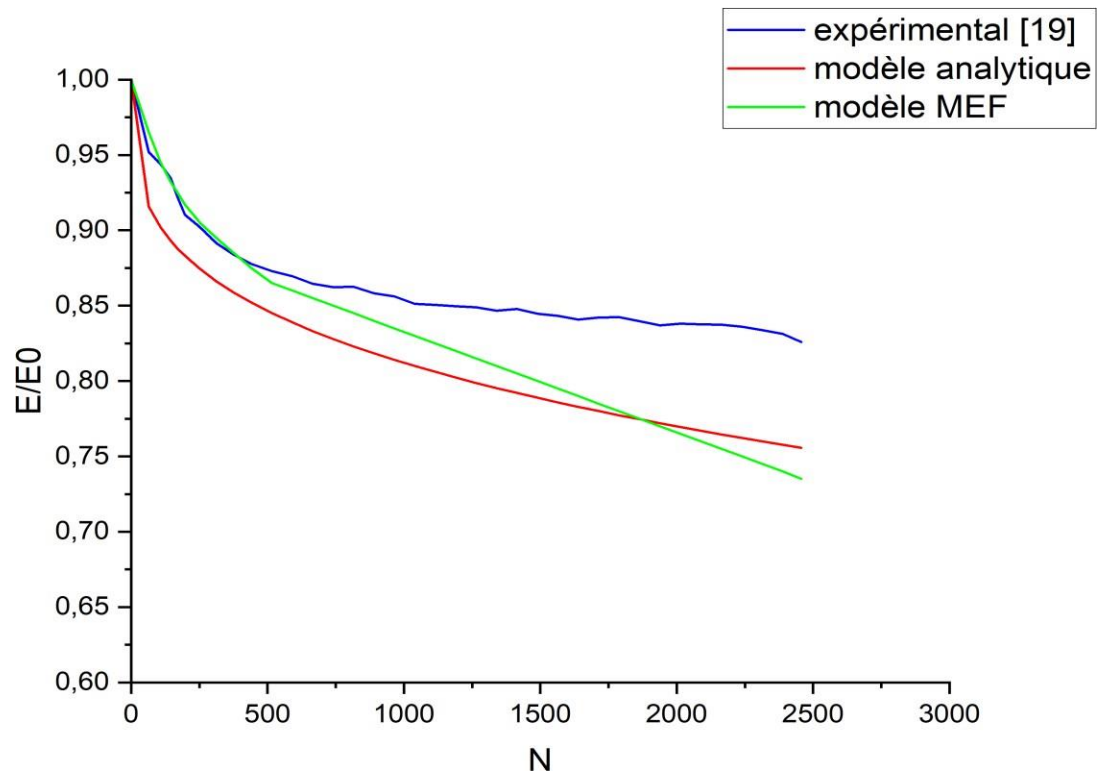


Figure 3-3 : Comparaison de taux de réduction de rigidité en fonction de nombre de cycles (225 MPA).

Commentaire :

Le résultat expérimental montre une dégradation rapide de la rigidité lors des cycles initiales suivie d'une diminution plus graduelle à mesure que le nombre de cycle augmente, le modèle analytique suit la même tendance que les données expérimentales mais il est plus linéaire, le modèle aux éléments finis est en bon accord avec le modèle expérimental lors des cycles initiales puis présente des écarts plus grands lors des derniers cycles.

3.3.1 Interprétation des résultats :

À $\sigma = 110$ MPA la réduction de rigidité est plus graduelle et se produit à un nombre de cycles trop élevée, la courbe expérimentale montre une réduction plus linéaire avec des changements réduite par rapports aux autre contrainte, l'écart entre le modèle analytique et numérique devient plus apparent avec l'augmentation de nombre de cycles. Le nombre nécessaire pour réduire la rigidité a 70% est plus élevée par rapport aux autres contraintes indiquant une résistance plus grande a la fatigue pour les faibles contraintes.

À $\sigma = 150$ MPA La réduction de rigidité est plus progressive comparé a la contrainte de 225 MPA la courbe expérimentale montre de fluctuation et elle est moins linéaire, les modelés analytique et numérique suivant l'allure de la courbe expérimentale mais présentes plus d'écart a mesure que le nombre de cycle augmente. Le nombre de cycle pour atteindre 70% de réduction de rigidité et plus petit par rapport a celui de 110 MPA et il est plus élevée que celui de 225 MPA, montrant une meilleure résistance à la fatigue sous une contrainte modérée.

À $\sigma = 225$ MPA Une réduction rapide très rapide de la rigidité se produit suivie d'une phase de stabilisation, la courbe expérimentale présente des fluctuations comparées aux modèle analytique et numérique, Les deux modèles suivent de près le modèle expérimental et capturent bien l'allure générale, bien qu'ils divergent des données expérimentales après un certain nombre de cycles. Le nombre de cycle pour atteindre 70% de réduction est trop faible ce qui montre une dégradation rapide sous contrainte élevé.

En résumé, la réduction de la rigidité est plus rapide sous des contraintes élevées, tandis que sous des contraintes plus faibles, la rigidité diminue plus lentement et de manière plus uniforme, nécessitant un nombre beaucoup plus élevé de cycles pour atteindre les mêmes niveaux de dégradation.

La réduction de rigidité se produit d'une façon graduelle en prenant en compte le nombre de cycles pour chaque niveau de contraintes qui est plus élevé pour les contraintes faibles. Avec des écart apparente ente les résultats expérimentale, le modèle analytique et la simulation MEF suggérant que les modèle analytique et MEF ne capturent pas tous les effets de fatigue la long terme, les causes des écarts incluent des simplifications dans les modèles analytique, les approximations numérique dans les simulations MEF, pour réduire les écarts il est important d'améliorer les modèles analytique et MEF en intégrant des effets non linéaire, d'affiner le maillage et les conditions aux limites nous suggérant aussi une simulation à trois dimension.

3.4 Conclusion :

Globalement, les courbes montrent qu'une réduction de rigidité plus rapide se produit sous des contrainte élevée et une réduction plus lente et progressive sous des contrainte faible, nécessitant un nombre de cycle plus élevée. Les écarts entre les résultats expérimentaux et les modèles analytique et numérique sont dus à des simplifications et des approximations de ces modèles, pour améliorer les résultats dans les futures études il est important d'affiner les modèles analytique et numérique en intégrant des effets non linéaires, en améliorant le maillage et les conditions aux limites et envisager des simulations tridimensionnelles.

CHAPITRE 4 : SIMULATION ET RESULTATS DES STRATIFIER FISSURES SOUS L'EFFET DES CONDITIONS HYGROTHERMIQUES

4.1 Introduction :

La discussion initiale de ce chapitre se concentrera sur les effets du vieillissement L'effet de l'humidité et de la chaleur sur les propriétés des matériaux composites Nous évaluerons par la suite le comportement des propriétés mécaniques, sous l'effet de la température et l'humidité. L'analyse numérique par éléments finis a été réalisée à l'aide du logiciel ABAQUS.

Pour résoudre ce problème nous nous appuierons sur la mise en œuvre du modèle Tsai [38] prend en compte les changements de température de transition qui se produisent à cause de l'humidité. Pour nos besoins, nous utiliserons le modèle simplifié de Tsai car Les concentrations utilisées dans ce modèle ne dépendent pas du temps. Dans un premier temps, on va faire varier la température et l'humidité indépendamment pour observer les effets de chaque paramètre. Dans la deuxième étape, nous modifierons à la fois la température et l'humidité pour étudier les effets des paramètres hygrothermiques sur le stratifié.

Pour réaliser cette expérience nous utiliserons un quart de stratifié de type [0/90] fissurés par des fissurations transverse. Les stratifiés seront soumis à un chargement de fatigue. Une évolution de la rigidité relative en fonction du nombre de cycles sous effet hygrothermique sera réalisée.

4.2 Phénomènes hygrothermiques :

Les polymères et composites à base de polymères absorbent l'humidité lorsqu'ils sont immergés ou placés dans une atmosphère humide. L'absorption d'eau dépend essentiellement de la nature du polymère, de la température T et de l'absorption d'humidité RH ou humidité relative (par définition, RH est le rapport entre la pression de vapeur d'eau et la pression de vapeur saturée à une même température T . Elle s'effectue principalement des manières suivantes :

- La matrice polymère : diffusion et absorption physique de l'eau moléculaire.
- Les microfissures : transport d'eau liquide par condensation.
- L'interface fibre/matrice : diffusion, absorption et condensation. [32]

Les molécules d'eau sont de petites molécules (rayon atomique 0,096 nm) et traversent donc facilement le réseau moléculaire des polymères sous l'influence de gradients de concentration, il s'agit d'un phénomène de diffusion et les molécules d'eau sont dites diffusantes ou non liées. Les molécules d'eau sont polarisées et peuvent attacher des groupes hydroxyle,

il s'agit d'un phénomène d'absorption physique dans lequel les molécules d'eau sont liées ou piégées.

La fixation des molécules d'eau sur les chaînes moléculaires a deux conséquences majeures : la diminution de la température de transition vitreuse, et le gonflement du polymère Springer [34].

L'effet d'adsorption des liaisons hydrogène sur les molécules d'eau est d'affaiblir Les forces de cohésion intermoléculaire entraînent une diminution des propriétés mécaniques, La conversion se produit par une diminution de la température de transition vitreuse. en général, Chaque augmentation d'un point de pourcentage du taux d'humidité entraîne une baisse de la température intérieure d'environ 20 °C. Température de transition vitreuse. 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 caoutchoutière. Puis une chute rapide des propriétés mécaniques ce qui rend le polymère inapte à répondre à des sollicitations mécaniques.

4.3 Caractérisation du matériau :

Un matériau est caractérisé principalement par la présence des modules mécaniques qui peuvent être identifiés expérimentalement. Il est essentiel de réaliser plusieurs tests de traction afin de déterminer les divers modules d'élasticité du pli élémentaire d'un composite à fibres continues. Un essai de traction monotone unidirectionnel est utilisé pour mesurer le module d'Young ou l'élasticité longitudinal, ainsi que le coefficient de Poisson, lors d'un empilement à 0°. Un essai de traction monotone sur un unidirectionnel est utilisé pour évaluer le module d'élasticité transversale lors d'un empilement à 90°. Finalement, on évalue le module de cisaillement en effectuant une expérience de traction monotone sur un sol 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 [39].

4.3.1 Le module de Young longitudinale :

Par la relation :

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

Avec :

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

Ce module dépend essentiellement du module longitudinal de la fibre.

4.3.2 Le module de Young transversal :

La relation micromécanique modifiée pour le graphite époxy **T300/5208** du module de Young transversal est :

$$E = \frac{1 + 0,156 \left(\frac{V_f}{V_m} \right)}{f \left(\frac{1}{E_{fy}} + \frac{0,156 V_m / V_f}{E_m} \right)} \quad (4.3)$$

4.3.3 Le module de cisaillement longitudinal :

De même la relation micromécanique modifiée pour graphite époxy **T300/5208** du module de Young transversal est :

$$G_{xy} = \frac{1 + 0,316 \frac{V_m}{V_f}}{\frac{1}{G_{fy}} + \frac{0,316 V_m}{G_m V_f}} \quad (4.4)$$

Avec :

$$G_m = \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)} \quad (4.5)$$

4.3.4 Le coefficient de Poisson :

Il caractérise la contraction dans le sens transverse (Y) du pli lorsqu'on le sollicite en traction suivant le sens longitudinal (X) :

$$V_{XY} = V_m \cdot V_m + V_{fx} \cdot V_f \quad (4.6)$$

La comparaison des valeurs des modules obtenues par ces modèles avec ceux donnés par Tsai [38], donne d'excellents résultats (Tableau 4-1)

Tableau 4-1 : Propriétés du T300/5208 $T_{rm}=22^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$

	E_x (GPa)	E_y (GPa)	G_{xy} (GPa)	ν_{xy}	α_x	α_y	β_x	β_y
Tsai	181	10.3	7.17	0.28	0.02	22.5	0	0.06
Loi des mélange modifié	181.3	10.305	7.169	0.28	0.023	3.5	0	0.62

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

Cette section vise à mesurer le vieillissement et à observer son impact sur les caractéristiques mécaniques du matériau.

Le modèle prend en compte la variation de la température de transition avec l'humidité, puis l'évolution des caractéristiques de base des fibres et de la matrice avec la température et l'humidité.

Ce modèle présente l'avantage de prendre en considération le vieillissement des fibres, contrairement à de nombreuses études qui jugent cette dégradation négligeable, en particulier par rapport à la dégradation de la matrice et de l'interface.

Toutes les conditions de vieillissement ont été définies par des lois globales, qui permettent de lier la baisse des constantes élastiques des matériaux composites aux caractéristiques physico-chimiques des matériaux. Les aspects relationnels décrivant les mécanismes physiques à l'origine de ces changements sont décrits ci-dessous.

4.4.1 Evolution de T_g au cours du vieillissement :

Tsai [38] assume que la température de transition diminue d'une certaine quantité (g.C.) en raison de l'absorption d'humidité :

$$T_g = T^0 - gc \quad (4.7)$$

4.4.2 Température adimensionnelle :

Tsai [38] propose la notion de la température adimensionnelle T^* , qui est un élément essentiel pour l'évaluation des caractéristiques du composite :

$$T^* = (T_g - T_{opr}) / (T_g - T_{rm}) \quad (4.8)$$

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

4.4.3 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 en fonction de la température adimensionnelle.

$$\frac{E_{fx}}{E_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (4.9)$$

$$\frac{E_{fy}}{E_{fy}^0} = (T^*)^f \quad (4.10)$$

$$\frac{G_{fx}}{G_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (4.11)$$

$$\frac{v_{fy}}{v_{fy}^0} = (T^*)^f \quad (4.12)$$

f : étant une constante semi empirique [40].

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

Tsai [38] relie la température adimensionnelle T^* , pour déterminer empiriquement les expressions des propriétés de la matrice, en fonction de la température et de l'humidité avant et après le vieillissement, pour le carbone époxyde T300/5208.

$$\frac{E_m}{E_m^0} = (T^*)^a \quad (4.13)$$

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

$$\frac{\nu_m}{\nu_m^0} = (T^*)^a \quad (4.15)$$

a : étant une constante semi empirique [40].

4.5 Choix du matériau :

Dans cette étude, nous avons choisi le matériau en résine époxy graphite T300/5208, Possède les propriétés élastiques suivantes :

$E_f = 259.0$ GPa, $G_f = 19.69$ GPa, $\nu_f = 0.25$, $\nu_m = 0.35$ et $E_m = 3.4$ GPa, $C_0 = 0\%$, $T_0 = 22^\circ\text{C}$.

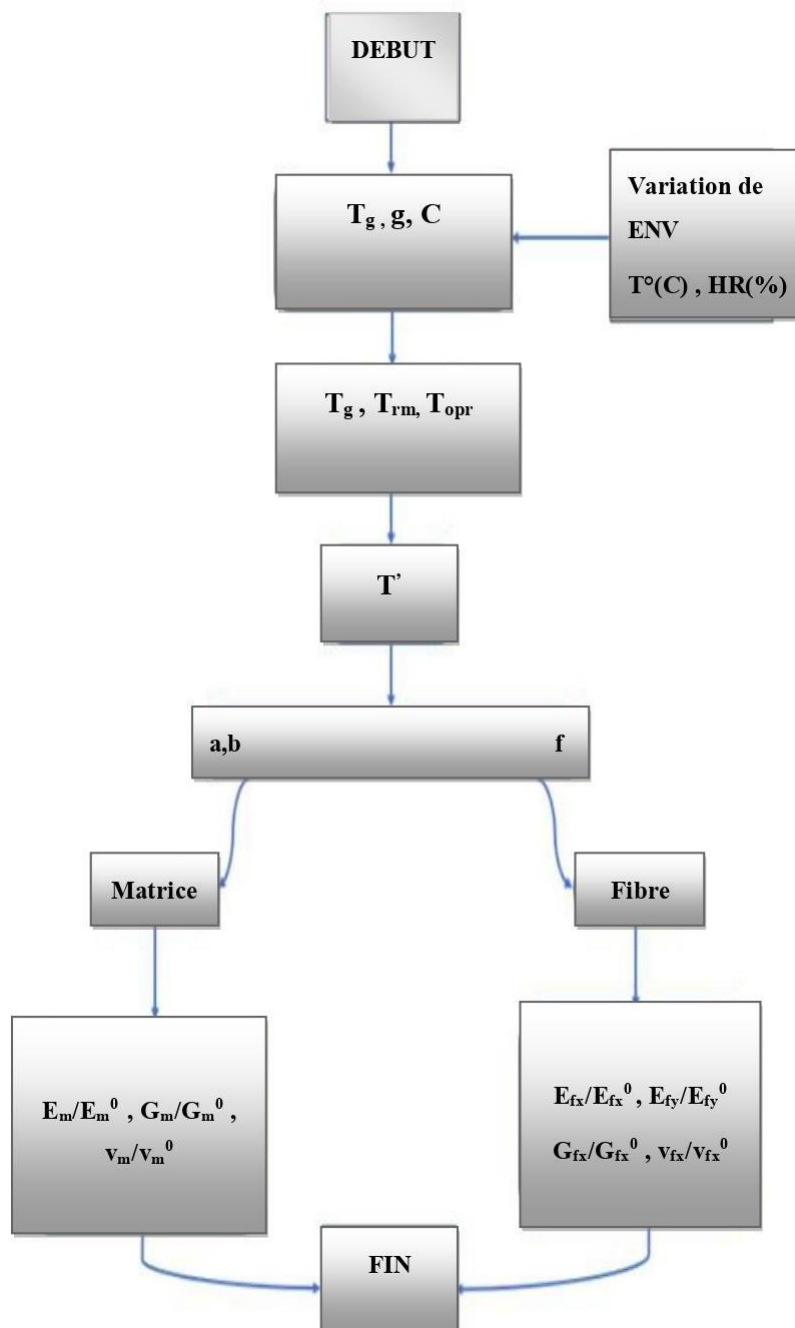


Figure 4-1 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles.

4.5.1 Propriétés du matériau :

Tableau 4-2 : Caractéristiques de fibres et matrice

$E_{fx}(\text{GPa})$	$E_{fy}(\text{GPa})$	$G_{fx}(\text{GPa})$	ν_{fx}	$E_m(\text{GPa})$	$G_m(\text{GPa})$	ν_m	V_f	V_m
259	18.69	19.69	0.25	3.4	1.26	0.35	0.7	0.3

Tableau 4-3 : Caractéristiques de variation de température et d'humidité

$T_g^0 (\text{C}^\circ)$	$T_{rm} (\text{C}^\circ)$	$g (\text{C}^\circ)$	a	b	c	h	f	e
160	22	2000	0.5	0.2	0.9	0.04	0.04	0.2

Tableau 4-4 : Caractéristiques de diffusion

Type de Matériau	T(C°)	HR (%)	D (mm ² /s)	C_{max}
T300/5208	20°	100	2.27×10^{-8}	1.5

4.6 Conditions de simulation :

4.6.1 Effets de la température :

Les différentes propriétés du matériau T300/5208 sont calculées pour les deux valeurs d'humidité relative HR=0% et HR=100% en variant la température T(°C).

Tableau 4-5 : propriétés élastiques du matériau T300/5208 en fonction de différentes valeurs de la température opérationnelle

Humidité relative	Propriétés T	E _x (GPa)	E _y (GPa)	G _x (GPa)	G _y (GPa)	ν _x	ν _y
HR=0%	20°C	182.4317418	10.34432699	7.210421946	5.091085981	0.280	0.015
	60°C	179.8475139	9.349865420	6.389233424	4.612078565	0.262	0.013
	120°C	173.0872611	6.897872202	5.487734138	3.418545605	0.253	0.008
HR=100%	20°C	165.1497118	4.476277106	4.520470291	2.996820954	0.211	0.007
	60°C	159.8224286	3.340741115	3.207382369	2.089350593	0.190	0.006
	120°C	155.5816454	2.772585133	2.778421265	1.119023502	0.172	0.005

4.6.2 Effets de l'humidité relative :

Les différentes propriétés du matériau T300/5208 sont calculées pour les deux valeurs de température opérationnelle T=20°C et T=120°C en variant l'humidité HR (%).

Tableau 4-6 : propriétés élastiques du matériau T300/5208 en fonction de différentes valeurs d'humidité relative

Température opérationnelle	Propriétés HR	E _x (GPa)	E _y (GPa)	G _x (GPa)	G _y (GPa)	ν _x	ν _y
T=20°C	0%	182.4317418	10.34432699	7.210421946	5.091085981	0.280	0.015
	66%	182.4503147	10.35153846	7.216485270	5.094546909	0.281	0.015
	100%	182.4625179	10.35637706	7.220470291	5.096820954	0.281	0.015
T=120°C	0%	173.0872611	6.897872202	3.418545605	4.487734138	0.223	0.008
	66%	169.3518115	5.686133915	3.610199690	2.823493662	0.206	0.006
	100%	165.1497111	4.479658192	2.775539533	2.228280986	0.191	0.005

4.6.3 Effets des conditions hygrothermiques :

Tableau 4-7 : : propriétés élastiques du matériau T300/5208 en fonction de différentes conditions hygrothermiques

Propriétés ENV	E_x (GPa)	E_y (GPa)	G_x (GPa)	G_y (GPa)	ν_x	ν_y
ENV 1 T=20°C C=0%	182.4317418	10.34432699	7.210421946	5.091085981	0.280	0.015
ENV2 T=60°C C=1%	179.4331638	9.1585404367	6.234507019	4.519482851	0.258	0.013
ENV 3 T=120°C C=1.5%	165.4625179	4.456377067	2.720470291	2.296820954	0.191	0.005

4.7 Résultats :

4.7.1 Effets de la température :

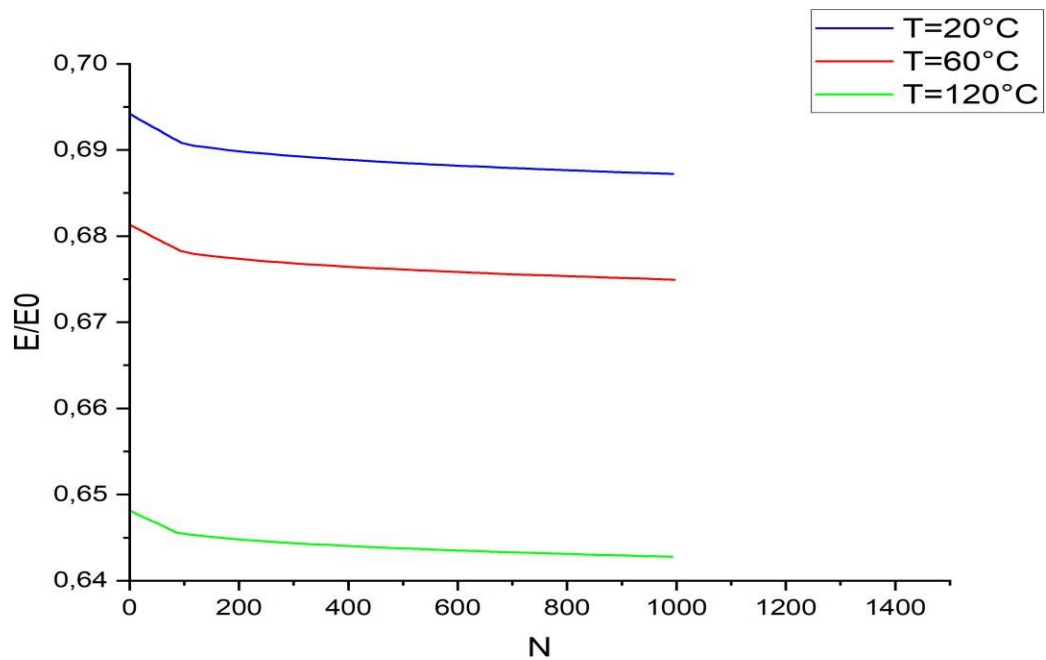


Figure 4-2 : La Réduction de la rigidité a HR=0% et T=20°,60°,120° a $\sigma=10$ MPa

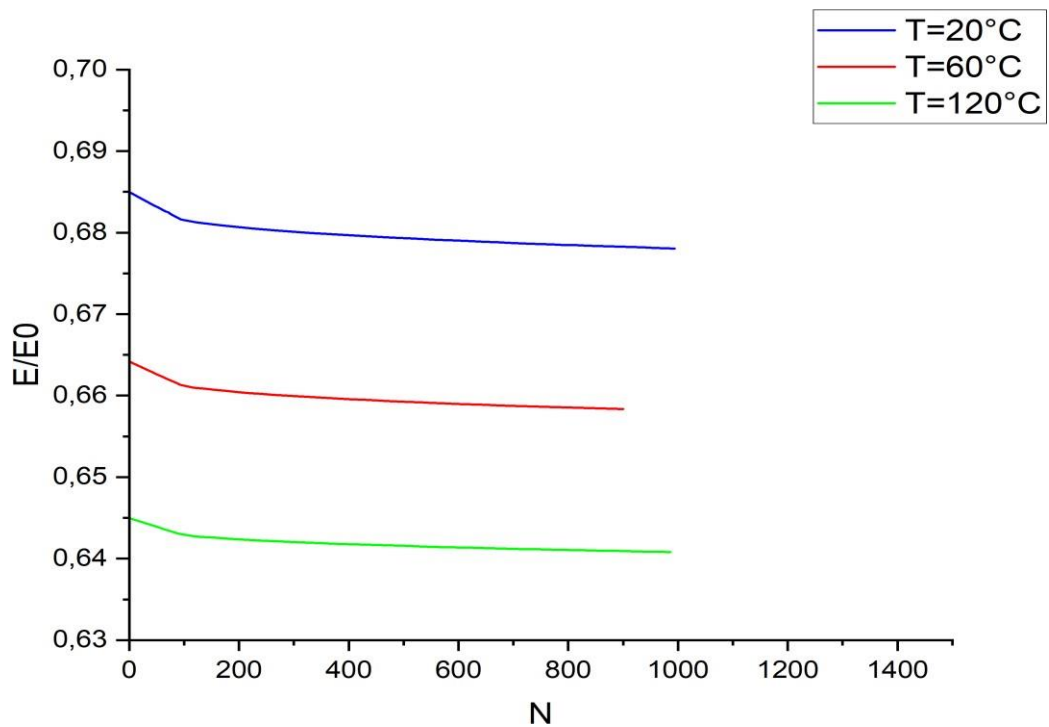


Figure 4-3 : La Réduction de la rigidité a HR=100% et T=20°,60°,120° a $\sigma=10$ MPa

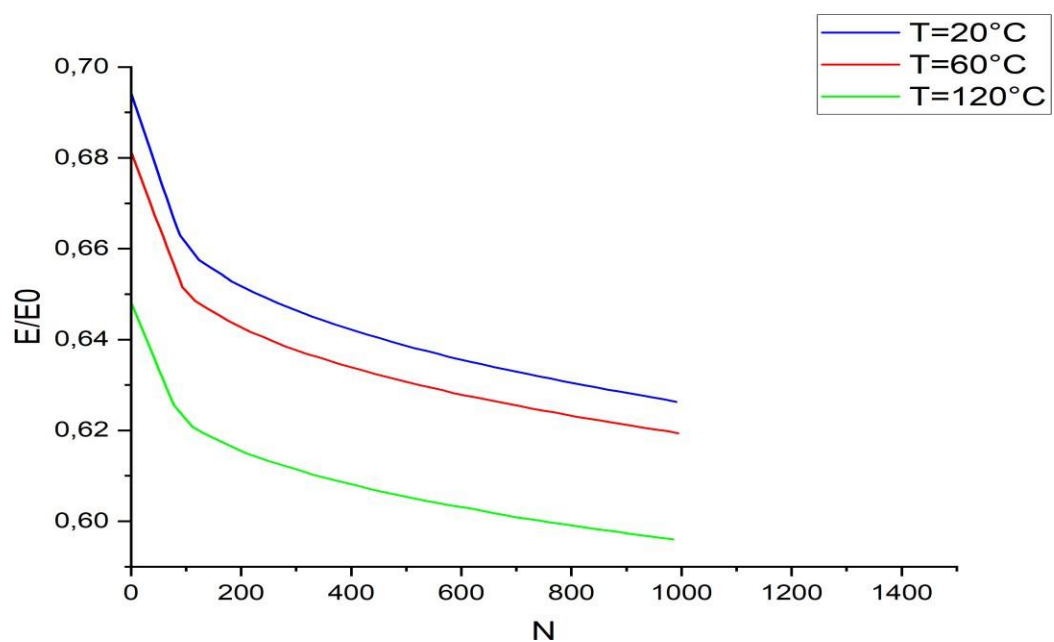


Figure 4-4 : La Réduction de la rigidité a HR=0% et T=20°,60°,120° a $\sigma=50\text{MPa}$

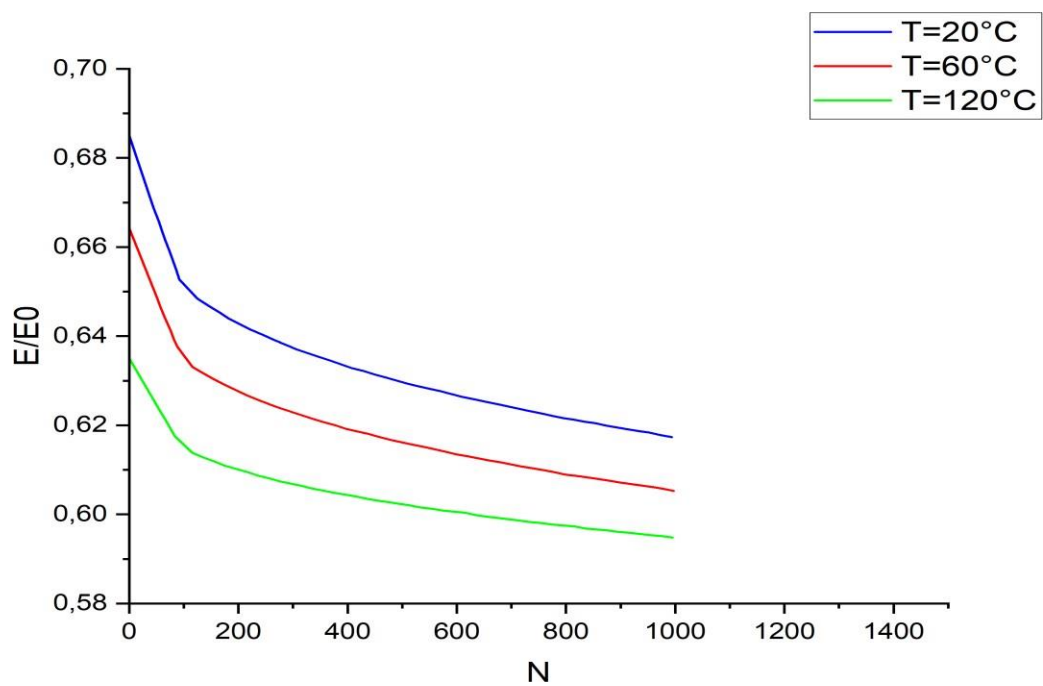


Figure 4-5 : La Réduction de la rigidité a HR=100% et T=20°,60°,120° a $\sigma=50\text{MPa}$

Commentaire :

Les courbes montrent l'évolution de la taux de réduction de la rigidité E/E_0 en fonction de nombre de cycles et sous deux humidité relative différentes $HR=0\%$ et $HR=100\%$ à des températures $T=20^\circ\text{C}$, 60°C et 120°C et sous deux contrainte différentes $\sigma=10$ et $\sigma=50$, Les graphes montrent une baisse rapide suivie d'une diminution plus progressive, le rapport E/E_0 diminue plus rapidement à des température élevée, ce qui indique que la température accélère la dégradation, pour les graphes a contrainte élevée la dégradation est plus prononcé, pour les graphes a contrainte base la diminution est plus moins marqué, mais l'effet de la température reste apparent, en conclusion ces graphes indiquent bien que l'augmentation de la température accélère la perte de rigidité de matériau en fonction de nombre de cycles

4.7.2 Effets de l'humidité relative :

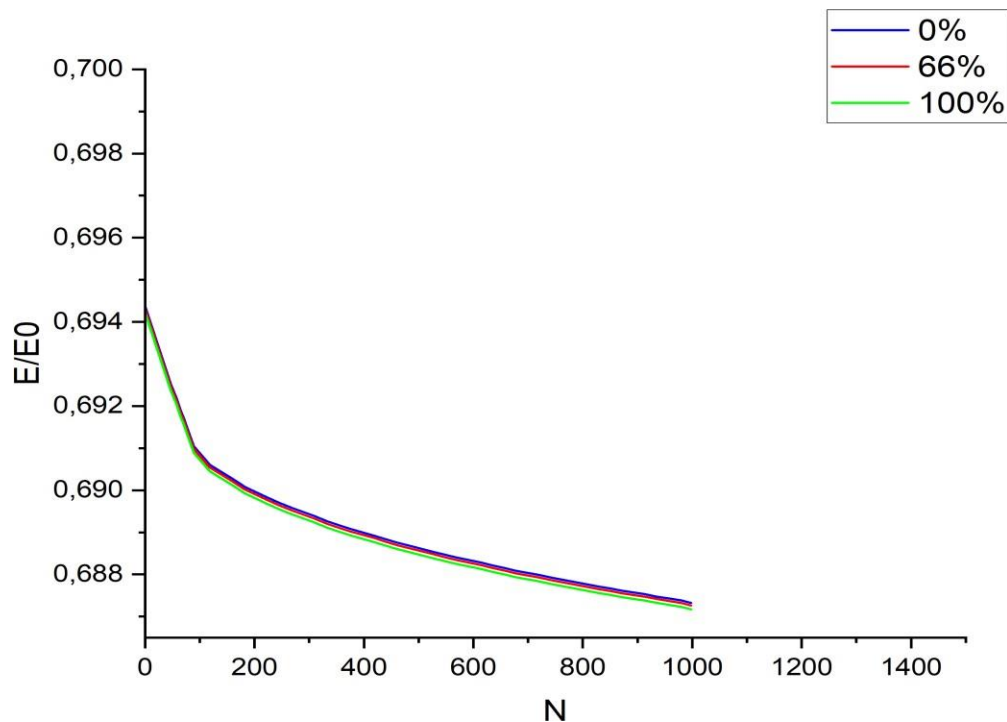


Figure 4-6 : La réduction de la rigidité a $T=20^\circ\text{C}$ et a une humidité relative variable a $\sigma=10$ MPA

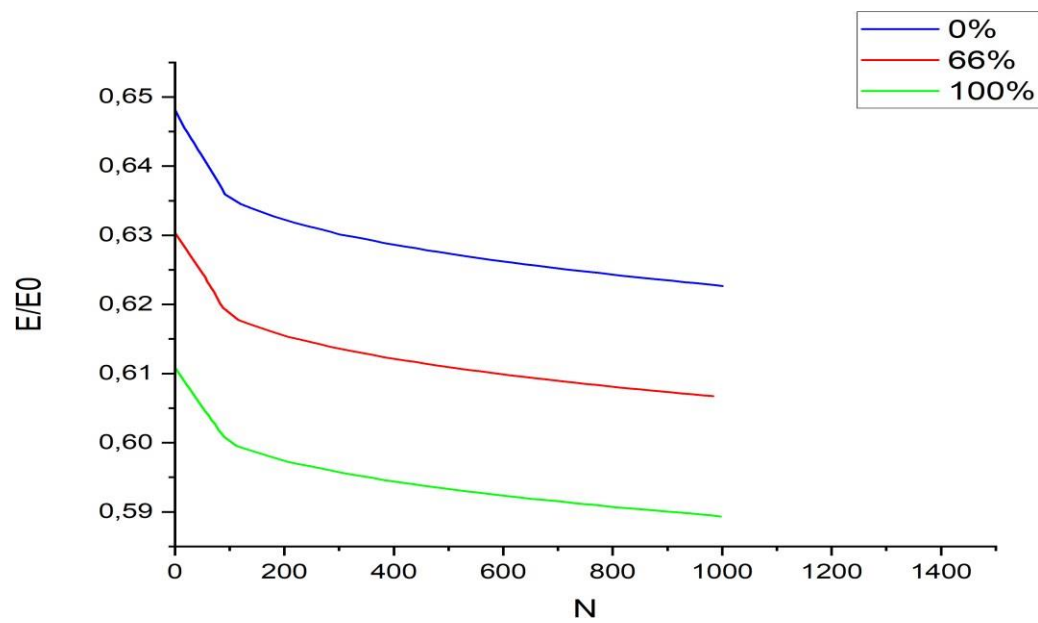


Figure 4-7 : La réduction de la rigidité a $T=120^{\circ}\text{C}$ et a une humidité relative variable a $\sigma=10$ MPA

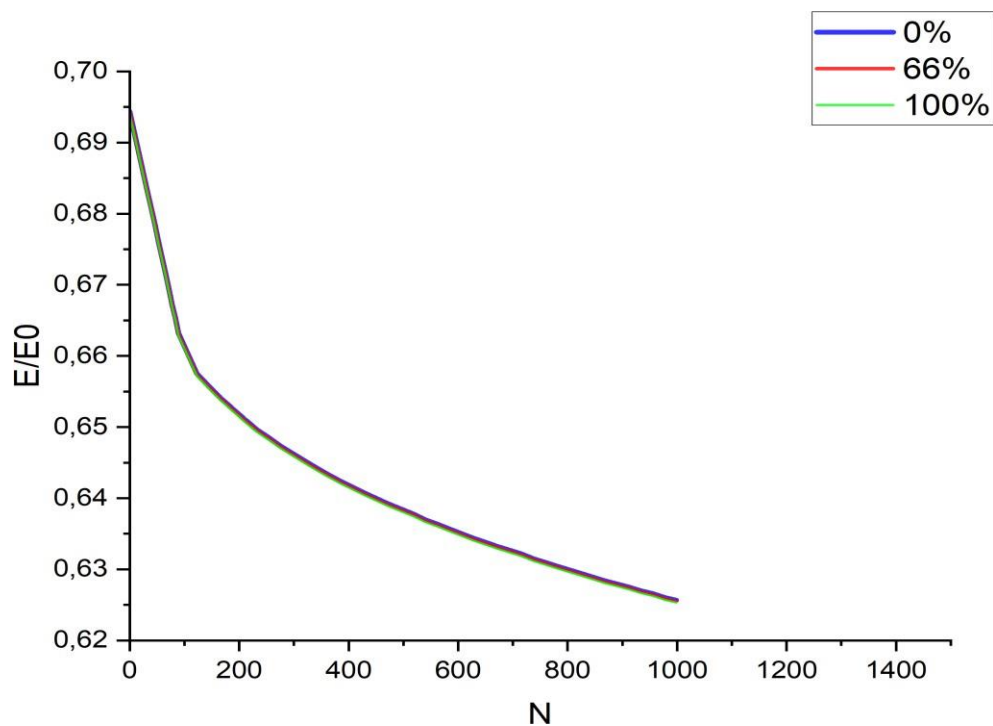


Figure 4-8 : La réduction de la rigidité à $T=20^{\circ}\text{C}$ et a une humidité relative variable a $\sigma=50$ MPA

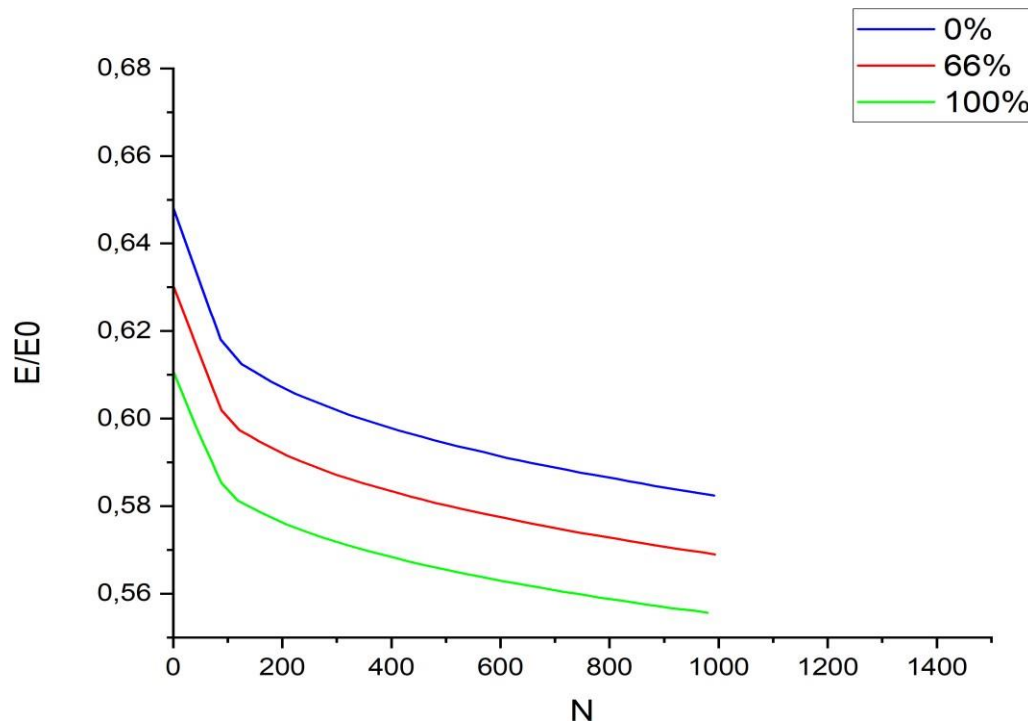


Figure 4-9 : La réduction de la rigidité à $T=120^{\circ}\text{C}$ et a une humidité relative variable a $\sigma=50$ MPA

Commentaire :

Les graphes présentent l'évolution de taux de réduction de la rigidité E/E_0 à deux températures distinctes et avec différentes humidités relatives sous deux contraintes. On remarque que La rigidité se dégrade avec l'augmentation de nombre de cycle pour toutes les concentrations d'humidité, à 20°C l'humidité n'a presque pas d'effet significatif car les courbes sont presque superposés montrent une dégradation similaire de la rigidité ce qu'indique que la température 20°C est trop basse pour que l'humidité ait un impact. A 120°C les courbes sont plus prononcées pour les trois humidités relatives. On remarque aussi que les résultats sont similaires pour les deux contraintes mais avec une variation plus grande de la rigidité à une contrainte élevée.

4.7.3 Effets des conditions hygrothermique :

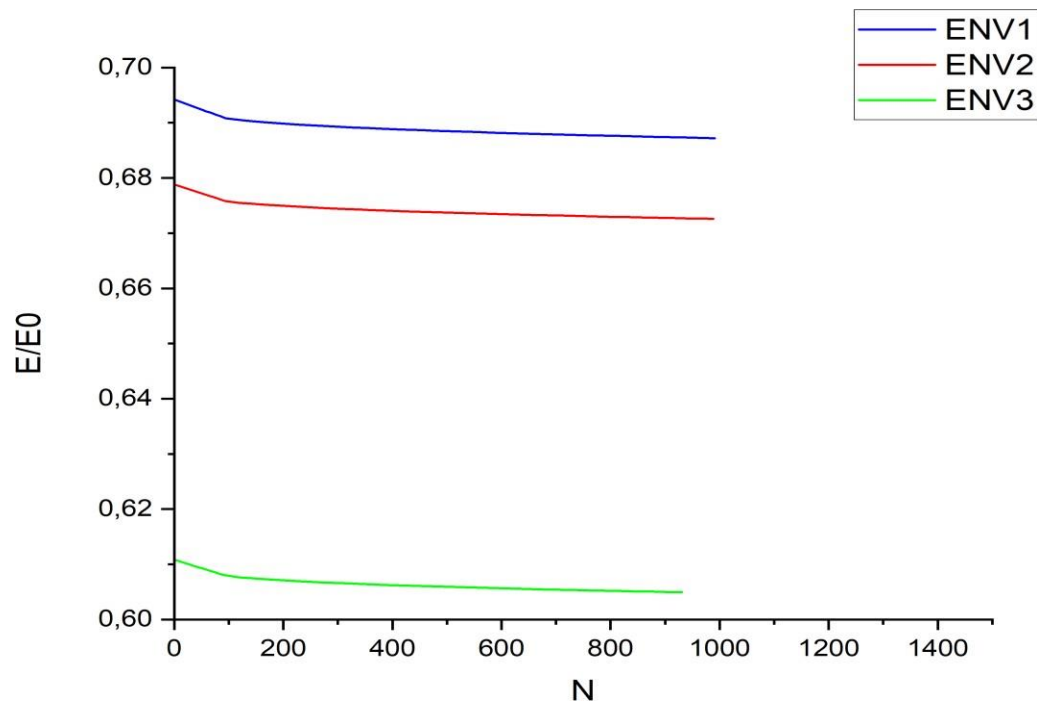


Figure 4-10 : La réduction de la rigidité dans les environnements 1, 2 et 3 à $\sigma=10$ MPA

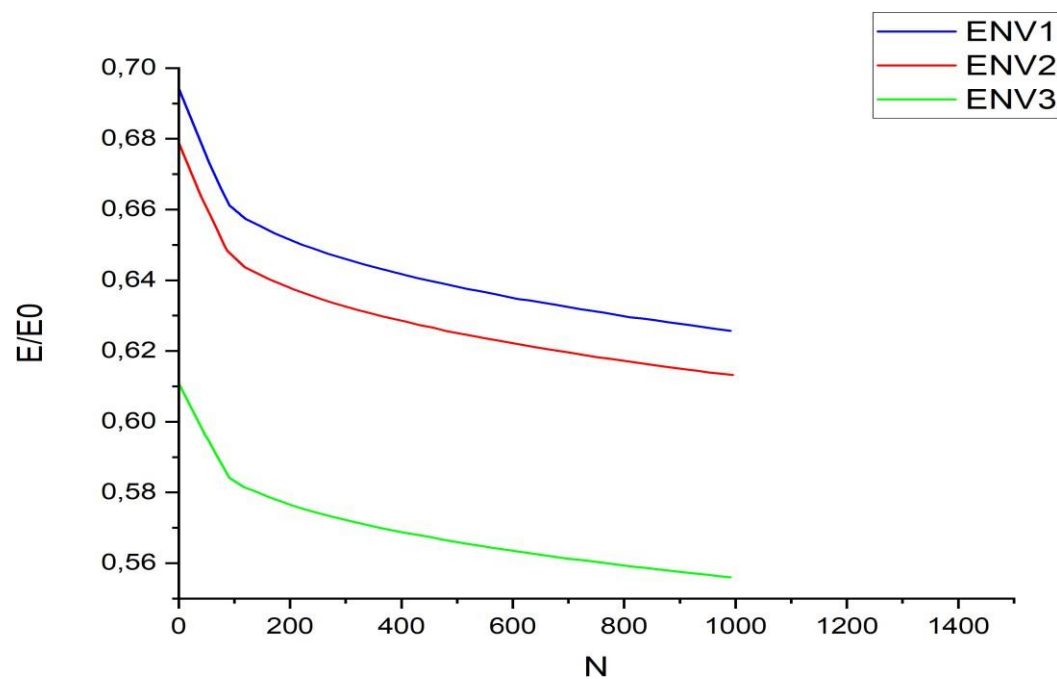


Figure 4-11 : La réduction de la rigidité dans les environnements 1, 2 et 3 à $\sigma=50$ MPA

Commentaire :

Les deux graphes montrent l'évolution de taux de réduction de rigidité E/E_0 en fonction de nombre de cycles pour trois environnements (ENV1, ENV2, ENV3). Dans le graphe où la contrainte est plus élevée, les courbes montrent une réduction rapide initiale suivie d'une diminution plus progressive, dans les graphes où la contrainte est plus basse, les courbes montrent une décroissance plus modérée de E/E_0 , on remarque que pour les deux graphes, l'environnement 1 présente une diminution plus lente par rapport à ENV 2 et ENV 3, ce qui indique que les conditions hygrothermiques ont un effet sur les propriétés de matériau.

4.8 Conclusion :

Nous avons étudié l'effet des conditions hygrothermiques en terme de température et d'humidité sur la rigidité de stratifiées en fonction de nombre de cycles. Les résultats montrent une influence des conditions hygrothermiques sur les propriétés mécaniques, ce qu'on peut conclure, que la rigidité dépend totalement de la variation de température et humidité.

5. CONCLUSION GENERALE

Au cours de ce travail de recherche, nous avons étudié la dégradation de la rigidité des matériaux composites de type $[0/90]_s$. Le processus d'endommagement est caractérisé par des fissures transversales dans la couche orientée à 90° . Nous avons adopté une approche utilisant à la fois des simulations numériques et une modélisation analytique en développant des équations déterminants l'évolution de la rigidité longitudinale dans le composite endommagé en fonction du nombre de cycles et la contrainte appliqué ont été établies pour comprendre les mécanismes de réduction de rigidité dus à la fissuration transverse et aux effets hygrothermiques.

Nous avons d'abord développé une modélisation analytique pour évaluer la réduction de rigidité des matériaux composites fissurés par des fissuration transverses et sollicité par un chargement de fatigue. Les résultats de ces modèles analytiques ont été ensuite validés par des simulations numériques réalisées avec le logiciel ABAQUS. Cette approche a permis d'étudier le comportement des stratifié en comparant les résultats obtenus avec des données expérimentales disponibles. Les résultats des simulations numériques et de modèle analytique ont montré des bons accords avec les résultats expérimentaux, bien que certains écarts soient apparus, principalement dus aux simplifications des modèles analytiques et aux approximations dans les simulations par éléments finis.

L'étude a également exploré l'influence des conditions hygrothermiques sur la dégradation des propriétés mécaniques des composites. La modélisation du vieillissement a été établie à travers un modèle à l'échelle micro-analytique, modèle de Tsai qui prend en considération l'effet de la concentration d'humidité et de la température sur les propriétés des fibres et de la matrice.

A L'aide de cette modélisation analytique et de l'étude numérique par éléments finis, les résultats obtenus peuvent être résumés comme suit :

- Développement des équations déterminant la variation de la rigidité pour évaluer la dégradation des matériaux composites fissuré avec fissures transverses sous des chargements de fatigue.
- Les simulations numériques réalisées avec le logiciel ABAQUS ont montré une bonne cohérence avec les résultats expérimentales.

- Des écarts entre les résultats des deux approches et les résultats expérimentaux ont été observés, principalement causé par des simplifications et approximations des modèles analytique et numérique.
- Les courbes de dégradation montrent une diminution plus prononcée de la rigidité sous des contraintes élevées et une dégradation plus lente sous des contraintes plus faibles.
- La température et l'humidité exercent des Influences sur la dégradation des propriétés mécaniques des stratifiées.
- Accélération de la dégradation de la rigidité sous des températures et des niveaux d'humidité élevés.
- L'effet hygrothermique été plus important sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle pour des contraintes maximales élevées

En conclusion, cette étude a apporté une compréhension sur les mécanismes de dégradation des matériaux composites. On peut dire que la présence des fissures transverses dans un stratifié composite à une grande influence sur les propriétés élastique de matériau et conduit a une dégradation de sa rigidité. Les conditions hygrothermiques conduisent aussi au vieillissement de composite et à la perte de sa résistance.

Comme perspective

- On recommande d'envisager des simulations tridimensionnelles pour capturer de manière plus proche les effets de la fissuration et des conditions hygrothermiques.
- De faire des comparaisons entre des résultats expérimentales et les résultat numérique de l'hygrothermie.

6. BIBLIOGRAPHIE

- [1] Gay, Daniel. *Composite Materials: Design and Applications*. 4th ed. CRC Press, 2023.
- [2] Daniel, Isaac M., and Ori Ishai. *Engineering Mechanics of Composite Materials*. 2nd ed. New York: Oxford University Press, 2006.
- [3] "Materials and Process Resine Matrix." <https://compositeworld.com>.
- [4] Berthelot, J.-M. *Mécanique des Matériaux et Structures Composites*.
- [5] Gendre, Lionel. "Matériaux Composites et Structures Composites." May 17, 2011.
- [6] Gornet, L. "Généralités sur les Matériaux Composites." 2011. Disponible en ligne: <https://cel.hal.science/cel-00470296v2>.
- [7] Jones, R. M. *Mechanics of Composite Materials*. 2nd ed. Boca Raton: CRC Press, 2018. <https://doi.org/10.1201/9781498711067>.
- [8] Bouvet, Christophe. "Dommages d'Impact sur Stratifié Composite." 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17), Jun 2011, Poitiers-Futuroscope, France. pp. 206. <https://ffhal-00597428>.
- [9] Gay, Daniel. *Matériaux Composites*. 3ème Edition revue et augmentée.
- [10] Kahla, Ben Hiba. "Models for Bending Stiffness in Laminates with Intralaminar and Interlaminar Damage." Master's thesis, Luleå University of Technology, 2014.
- [11] Kahla, Hiba Ben, Z. Ayadi, F. Edgren, A. Pupurs, and J. Varna. "Statistical Model for Initiation Governed Intralaminar Cracking in Composite Laminates during Tensile Quasi-Static and Cyclic Tests." *International Journal of Fatigue*. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.05.030>.
- [12] Garrett, K. W., and J. E. Bailey. "Multiple Transverse Fracture in 90° Cross-Ply Laminates of a Glass Fibre-Reinforced Polyester." *Journal of Materials Science* 12, no. 2 (1977): 157-168. <https://doi.org/10.1007/BF00566241>.
- [13] Sun, C. T., and K. C. Jen. "On the Effect of Matrix Cracks on Laminate Strength." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 6, no. 3 (1987): 208-221. Technomic Publishing Co., Inc. <https://doi.org/10.1177/073168448700600301>.

- [14] Reifsnider, K. L., E. G. Henneke, W. W. Stinchcomb, and J. C. Duke. "Damage Mechanics and NDE of Composite Laminates." Engineering Science and Mechanics Department, Virginia Polytechnic Institute and State University.
- [15] Talreja, R. "Fatigue of Composite Materials." In *Modern Trends in Composite Laminates Mechanics*, edited by H. Altenbach et al., 282-290. Springer-Verlag Wien, 2003.
- [16] Wang, S. W., and A. Parvizi-Majidi. "Mechanical Behavior of Nicalon Fiber Reinforced Calcium Aluminosilicate Matrix Composites."
- [17] Boniface, L., and S. L. Ogin. "Application of the Paris Equation to the Fatigue Growth of Transverse Ply Cracks." *Journal of Composite Materials* 23 (1989): 735-754. <https://doi.org/10.1177/002199838902300706>.
- [18] Ogin, S. L., P. A. Smith, and P. W. R. Beaumont. "A Stress Intensity Factor Approach to the Fatigue Growth of Transverse Ply Cracks." *Composites Science and Technology* 24 (1985): 47-59.
- [19] Ogin, S. L., P. A. Smith, and P. W. R. Beaumont. "Matrix Cracking and Stiffness Reduction during the Fatigue of a (0/90)_s GFRP Laminate." *Composites Science and Technology* (1985): 23-31.
- [20] El Mahi, A., J.-M. Berthelot, and J. Brillaud. "Stiffness Reduction and Energy Release Rate of Cross-Ply Laminates during Fatigue Tests." *Composite Structures* 30, no. 2 (1995): 123-130. [https://doi.org/10.1016/0263-8223\(94\)00061-1](https://doi.org/10.1016/0263-8223(94)00061-1).
- [21] Berthelot, J.-M., and J.-F. Le Corre. "Modelling the Transverse Cracking in Cross-Ply Laminates: Application to Fatigue." *Composites: Part B* 30, no. 6-7 (1999): 569-577. [https://doi.org/10.1016/S1359-8368\(99\)00023-2](https://doi.org/10.1016/S1359-8368(99)00023-2).
- [22] Berthelot, J.-M., A. El Mahi, and J.-F. Le Corre. "Development of Transverse Cracking in Cross-Ply Laminates during Fatigue Tests." *Composites Science and Technology* 61, no. 11 (2001): 1711-1721. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(01\)00068-9](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(01)00068-9).
- [23] Degrieck, J., and W. Van Paepegem. "Fatigue Damage Modeling of Fibre-Reinforced Composite Materials: Review." *Applied Mechanics Reviews* 54, no. 4 (2001): 279-300. <https://doi.org/10.1115/1.1381395>.
- [24] Bailey, J. E., and A. Parvizi. "On Fibre Debonding Effects and the Mechanism of Transverse Ply Failure in Cross-Ply Laminates of Glass Fibre/Thermoset Composites." *Journal of Materials Science* 16 (1981): 649-659. <https://doi.org/10.1007/BF02402742>.

- [25] Parvizi, A., and J. E. Bailey. "On Multiple Transverse Cracking in Glass Fibre Epoxy Cross-Ply Laminates." *Journal of Materials Science* 13 (1978): 2131-2136. <https://doi.org/10.1007/BF00554318>.
- [26] Leblond, P., A. El Mahi, and J.-M. Berthelot. "2D and 3D Numerical Models of Transverse Cracking in Cross-Ply Laminates." *Composites Science and Technology* 56, no. 8 (1996): 793-796. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(96\)00022-X](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(96)00022-X).
- [27] Parvizi, A., K. W. Garrett, and J. E. Bailey. "Constrained Cracking in Glass Fibre-Reinforced Epoxy Cross-Ply Laminates." *Journal of Materials Science* 13 (1978): 195-201. <https://doi.org/10.1007/BF00547856>.
- [28] Hashin, Z., and A. Rotem. "A Fatigue Failure Criterion for Fiber-Reinforced Materials." *Journal of Composite Materials* (1973): 448-464.
- [29] "Abaqus Online Documentation." <http://129.97.46.200:2080/v6.14/books/hhp/default.htm>.
- [30] Kachanov, L. M. *Introduction to Continuum Damage Mechanics*. Springer Netherlands, 1986. Otd Tech, 8, 26-31, 1958.
- [31] Saidane, E. H. "Etude de l'Effet du Vieillissement Hygrothermique sur le Comportement Mécanique d'Éco-Composites à Renfort Hybride." PhD diss., Reims, 2015. Disponible en ligne: <https://www.theses.fr/2015REIMS034>.
- [32] Benkhedda, A. "Etude Hygrothermique des Matériaux Composites à Matrice Polymère avec la Prise en Compte de l'Effet du Vieillissement lors de la Désorption en Transitoire." Thesis, University of Blida 1, 2008. Disponible en ligne: <https://di.univ-blida.dz/jspui/handle/123456789/6474>
- [33] Ricker, R. E., E. Escalante, and M. R. Stoudt. "Environmental Effects on Polymer Matrix Composites." In *Proceedings of the Tri-Service Conference on Corrosion*, edited by M. Levy, 469-477. US Department of Defense, 1992.
- [34] Shen, C.-H., and G. S. Springer. "Moisture Absorption and Desorption of Composite Materials." *Journal of Composite Materials* 10, no. 1 (1976): 2-20. <https://doi.org/10.1177/002199837601000101>.
- [35] Boukert, B. "Prise en Compte du Vieillissement Hygrothermique dans l'Analyse du Comportement des Composites Hybrides." Thesis, University of Blida 1, 2011. Disponible en ligne: <https://di.univ-blida.dz/jspui/handle/123456789/5639>

[36] Perrot, Y. "Influence des Propriétés de la Matrice sur le Comportement Mécanique de Matériaux Composites Verre/Polyester Utilisés en Construction Navale de Plaisance - Cas des Résines Polyester Limitant les Émissions de Styrène." PhD diss., Université de Bretagne Sud, 2006.

[37] Doumaz, S., and R. Touahri. "Effet de la Température sur les Propriétés d'un Matériau Composite Stratifié [0 m /90 n] s Fissuré et sous Sollicitation de Traction Uni Axiale." Thesis, University of Blida 1, 2020. Disponible en ligne: <https://di.univ-blida.dz/jspui/handle/123456789/11085>

[38] Tsai, S. W. "Composites Design." In *Think Composites*. Dayton, Paris, Tokyo, 1987.

[39] Groves, S. E., C. E. Harris, A. L. Highsmith, D. H. Allen, and R. G. Norvell. "An Experimental and Analytical Treatment of Matrix Cracking in Cross-Ply Laminates." *Experimental Mechanics* 27, no. 1 (1987): 73-79. <https://doi.org/10.1007/BF02318867>.