

UNIVERSITÉ SAAD DAHLAB DE BLIDA

Faculté des Sciences de l'Ingénieur

Institut d'Aéronautique et des Etudes spatiales



Mémoire pour l'obtention du diplôme de master en Aéronautique

Option : Structure d'avion

**EFFET DE VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE DANS LES
COMPOSITES FISSURES SOUS SOLlicitATIONS DE FATIGUE**

Par

Ait Belkacem Ismahane

Promoteur:

Mr: KHODJET-KESBA.M

Co- Promoteur:

Mr:BOUKERT.B

2018/2019

Remerciements

Nous tenons à remercier tout premièrement Dieu le tout puissant pour la volonté, la santé et la patience, qu'il nous a donné durant tous ces longues années.

*Ainsi, nous tenons à remercier tout particulièrement notre promoteur et encadreur : **D^r. KHODJET-KESBA Mohamed** , enseignant à l'institut d'aéronautique université de Blida 1, pour avoir d'abord proposée ce thème, et pour son suivi continuel tout le long de la réalisation de ce mémoire accompagné par ses orientations éclairées et ses conseils si précieux*

.

*Nous tenons à remercier vivement toutes personnes qui nous ont aidés à élaborer et réaliser ce mémoire notamment mon cher mari **Benmaati Zakaria** . à mes amies **Bakouche Khedaoudj et Mecheri Yamina** . Nos remerciements vont aussi à tous les enseignants de l'Institut d'Aéronautique et des Etudes spatiales qui ont contribué à notre formation par ailleurs, nos remerciements à tous les membres du jury de nous avoir accordé l'honneur d'examiner et de valoriser notre travail.*

Dédicaces

Toutes les lettres ne sauraient trouver les mots qu'il faut... Tous les mots ne sauraient exprimer la gratitude, l'amour, le respect, la reconnaissance... Aussi, c'est tout simplement que Je dédie ce modeste travail en témoignage de toute mon affection et mon respect à :

- Ma chère mère Cheref Malika,

- mon cher mari Benmaati Zakaria,

- Mes frères Mohamed et Tarik et mes sœurs Yasmine Sarah et Narimene que j'aime profondément,

- Toute ma famille,

- Touts mes amis

Et spécialement Kaboudj Khedaoudj et Mecheri Yamina.

Ait Belkacem Ismahane

Résumé

L'étude présentée concerne l'évolution de la rigidité en fonction du nombre de cycle dans les composites stratifiés croisés constitués de plis unidirectionnels à fibres longues et à matrice organique soumis à une sollicitation de fatigue. D'une part, les stratifiés sont soumis à des conditions de température et d'humidité et perdent leurs rigidité. Le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transverse des couches orientées à 90°. Une comparaison avec l'expérimental a été faite pour valider le modèle choisi. Les résultats représentent clairement la dépendance de la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle, contrainte appliquée, la température et l'humidité, ainsi que la fraction volumique et le rapport d'épaisseur.

summary

The present study concerns the evolution of stiffness versus cycle number in cross-laminated composites consisting of long-fiber and organic-matrix unidirectional folds subjected to fatigue stress. On the one hand, the laminates are subjected to temperature and humidity conditions and lose their rigidity. The first type of damage that appears is the transverse cracking of the layers oriented at 90. A comparison with the experimental was made to validate the chosen model. The results clearly represent the dependence of stiffness reduction as a function of cycle number, applied stress, temperature and humidity, volume fraction and thickness ratio.

ملخص

تتعلق هذه الدراسة بتطور الصلابة في مقابل عدد الدورات في المركبات المرققة المتقاطعة التي تتكون من طيات أحادية الاتجاه ومصنوفة عضوية مصنوفة أحادية الاتجاه تتعرض لضغط التعب. من ناحية ، تتعرض الشرائح لظروف درجة الحرارة والرطوبة وتفقد صلابتها. النوع الأول من الضرر الذي يظهر هو التكسير العرضي للطبقات الموجهة في 90. وقد أجريت مقارنة مع التجربة للتحقق من صحة النموذج المختار. تمثل النتائج بوضوح الاعتماد على الحد من الصلابة كدالة في رقم الدورة والإجهاد المطبق ودرجة الحرارة والرطوبة وجزء الحجم ونسبة السمك.

TABLE DES MATIERE

RESUME

REMERCIEMENTS

TABLE DES MATIERE

LISTE DES ILLUSTRATION GRAPHIQUE

INTRODUCTION GENERALE

1. RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE	13
1.1 Problématique :	13
1.3 Travaux effectués	14
1.3.1 Fatigue des stratifiées croisées	16
1.3.2 Vieillissement hygrothermique des composites.....	19
1.3.3 Interaction fatigue / humidité	19
1.4 Définition du sujet	22
2. MODELISATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE POUR LES COMPOSITES CAS FATIGUE.....	23
1. Introduction	23
2. Fatigue des matériaux composites.....	23
2.1 Limite d'endurance et courbe S-N	23
2.2 Endommagement par fatigue des composites et son effet	24
2.2.1. Module/rigidité	25
2.2.2. Energie dissipée, amortissement	26
2.2.3. Déformations caractéristiques	28
3 fatigue des matériaux composites fissurés.....	30
3. MODELISATION DU VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE.....	33
3.1 Introduction	33
3.2 Phénomène hygrothermiques	33
3.3 Caractérisation du matériau	34
3.3.1 Le module de Young dans la direction des fibres	35
3.3.2 Le module de Young transversal	35
3.3.3 Le module de cisaillement longitudinal	35
3.3.4 Le coefficient de Poisson	35
3.4 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau et le modèle de Tsai	35

3.4.1 Evolution de Tg au cours du vieillissement	36
3.4.2 Température adimensionnelle	37
3.4.3 Prise en compte du vieillissement dans les propriétés de la matrice	38
3.4.4 Prise en compte du vieillissement dans les propriétés des fibres	39
3.4.5 Organigramme	39
3.4.6 Propriétés du T300/5208 [20]	40
3.4.7 Conditions de simulation	40
3.4.8 Variation des modules mécaniques	41
3.4.9 Variations des taux de réduction des modules mécaniques	43
3.5 Interprétations	45
3.5.1 Effets de la température	45
3.5.2 Effets de la concentration	46
3.6 Validation des résultats	47
4. SIMULATION ET RESULTATS DES STRATIFIER FISSURES SOUS SOLLICITATION DE FATIGUE ET CONDITION HYGROTHERMIQUES.	48
4.1 Introduction	48
4.2 Choix du matériau de simulation Le matériau composite choisi pour la simulation numérique est le composite.....	48
4.3 Validation	49
4.4 Effet hygrothermique sur la réduction de la rigidité	50
4.4.1 réduction de la rigidité relative	50
a) influence de la température	51
b) influence de l'humidité	55
c) influence hygrothermique (température et humidité)	58
d) influence de volume des fibres (V_f)	60
e) influence de la contrainte maximal (σ_{max})	61
f) influence de nombre de couche 90° (fissurés)	62
4.4.2 réduction de la rigidité totale	64
a) influence de la température	64
b) influence de l'humidité	67
c) influence hygrothermique (température et humidité)	71
d) influence de volume des fibres (V_f)	72
e) influence de la contrainte maximal (δ_{max})	73
f) influence de nombre de couche 90° (fissurés)	75
Conclusion generale	76
Liste des symboles	
Bibliographie	
Dédicaces	

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1.1 : densité de fibres rompues sur la face en traction d'éprouvettes de flexion vieilles sous sollicitation monotone	18
Figure 1.2 : courbes de Wolher en flexion d'un UD 0° verre/époxy non vieilli testé dans différentes conditions hygrométriques.	20
Figure 1.3 : courbes de Wolher en flexion d'un UD 0° verre/époxy vieilli puis testé en atmosphère ambiante.	21
Figure 2.1 : Courbe schématique de la fatigue et définition des domaines d'endurance.	24
Figure 2.2 : Evolution de l'endommagement des matériaux par mesure du module Résiduel [10].	26
Figure 2.3 : Boucles d'hystérésis : a) chargement temporel, b) courbe	27
Figure 2.4 : Evolution de : a) l'énergie d'hystérésis en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de charge, b) l'endommagement des éprouvettes ($D(n)$) à différents niveaux de charge en fonction de leur vie (N/N_f) [11].	27
Figure 2.5 : a) Déplacement des boucles d'hystérésis. b) Evolution de la déformation maximale pendant l'essai de fatigue [15].	28
Figure 2.6 : a) Fissuration transversale. b) Evolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles pour amide/époxy.	29
Figure 3.1 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles par MICATSAI	39
Figure 3.2 : Effet de la variation de température sur le module de Young longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.	41
Figure 3.3 : Effet de la variation de température sur le module de Young transversal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.	42
Figure 3.4 : Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.	42
Figure 3.5 : Effet de la variation de température sur le coefficient de Poisson	43

longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

Figure 3.6 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0% pour le T300/5208. 43

Figure 3.7 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0.5% pour le T300/5208. 44

Figure 3.8 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1% pour le T300/5208. 44

Figure 3.9 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1.5% pour le T300/5208. 45

Figure 4.1 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour [0/90]_S verre/epoxyde ($\sigma_{\max} = 110$ MPa). 49

Figure 4.2 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour [0/90]_S verre/époxyde ($\sigma_{\max} = 150$ MPa). 49

Figure 4.3 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour [0/90]_S verre/epoxyde ($\sigma_{\max} = 225$ MPa). 50

Figure 4.4: la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement C=0% et T=variable avec une contrainte $\sigma = 10$ MPa 51

Figure 4.5 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement C=0.005 % et T=variable avec une contrainte $\sigma = 10$ MPa 52

Figure 4.6: la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement C=0 % et T=variable avec une contrainte $\sigma = 30$ MPa 52

Figure 4.7: la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement C=0.015 % et T=variable avec une contrainte $\sigma = 30$ MPa 53

Figure 4.8 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement C=0 % et T=variable avec une contrainte $\sigma = 50$ MPa 53

Figure 4.9 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement C=0.015 % et T=variable avec une contrainte 54

$\sigma=50\text{MPa}$	
Figure 4.10 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$	55
Figure 4.11 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$	55
Figure 4.12 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$	56
Figure 4.13 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$	56
Figure 4.14 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$	57
Figure 4.15 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$	57
Figure 4.16 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=\text{variable}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$	58
Figure 4.17 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $\text{Temperature} = \text{variable}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$	59
Figure 4.18 : influence volume de fibre sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $\text{Temperature } T=20^{\circ}\text{C}$ et $C= 0\%$ avec une contrainte $\sigma_{\text{max}}=30\text{MPa}$	59
Figure 4.19 : influence volume de fibre sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $\text{Température } T=120^{\circ}\text{C}$ et $C= 0.015\%$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$	60
Figure 4.20 : influence de contrainte sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement	61

Temperature $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$

Figure 4.21 : influence de contrainte sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement température $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=0.015\%$ 62

Figure 4.22 : influence de nombre de couche 90° sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température $T=120^{\circ}\text{C}$, $C=0.015\%$ et $\sigma=30\text{MPa}$ 63

Figure 4.23: la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0\%$ et T =variable avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$ 64

Figure 4.24 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0.005\%$ et T =variable avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$ 64

Figure 4.25: la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0\%$ et T =variable avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$ 65

Figure 4.26: la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0.015\%$ et T =variable avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$ 65

Figure 4.27 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0\%$ et T =variable avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$ 66

Figure 4.28 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0.015\%$ et T =variable avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$ 66

Figure 4.29 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et C =variable avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$ 67

Figure 4.30 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et C =variable avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$ 68

Figure 4.31 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition 68

hygrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$	
Figure 4.32 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$	69
Figure 4.33 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$	69
Figure 4.34 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$	70
Figure 4.35 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=\text{variable}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$	71
Figure 4.36 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$	71
Figure 4.37 : influence volume de fibre sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$ avec une contrainte $\sigma_{\text{max}}=30\text{MPa}$	72
Figure 4.38 : influence volume de fibre sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Temperature $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=0.015\%$ avec une contrainte $\delta=30\text{MPa}$	73
Figure 4.39 : influence de contrainte sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$	74
Figure 4.40 : influence de contrainte sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Temperature $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=0.015\%$	74
Figure 4.41 : influence de nombre de couche 90° sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température $T=120^{\circ}\text{C}$, $C=0.015\%$ et $\delta=30\text{MPa}$	75

Tableau 3.1 : Caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208, [19]	41
Tableau 3.2 : Caractéristiques de variation de température et d'humidité, [19]	41
Tableau 3.3 : Propriétés du T300/5208 $T_r=22^\circ\text{C}$, [19]	41
Tableau 3.4 : Caractéristiques de diffusion du T300/5208, [19]	41
Tableau 3.5 : Choix des environnements	41
Tableau 3.6 : Taux de réduction des propriétés mécaniques $T=60^\circ\text{C}$, $C=0\%$, $C=0.15\%$, $C=1\%$, $C=1.5\%$.	46
Tableau 3.7 : Taux de réduction des propriétés mécaniques $T=120^\circ\text{C}$, $C=0\%$, $C=0.15\%$, $C=1\%$, $C=1.5\%$	47
Tableau 4.1 : Propriétés élastiques du matériau verre/époxyde	48

LISTE DES SYMBOLES

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

(a) : Rapport géométrique de fissuration

C_0 : Concentration initiale

C : Concentration de l'humidité

C_s : Concentration à la saturation

E_{x0} : 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

h : Demi épaisseur du stratifié

h_k : Epaisseur du pli d'ordre k

l : Demi longueur entre deux fissures consécutives

n : Nombre de couches à 90°

m : Nombre de couches à 0°

T_{opr} : Température d'utilisation

T_g : Température de transition

T_{0g} : Température de transition à la température de référence

t : Temps

t_0 : Epaisseur de la couche 0°

E une déformation relative,

E le module d'Young,

ν le coefficient de Poisson,

P un effort,

f un déplacement,

t le temps,

a la longueur d'une fissure,

Introduction générale

Les matériaux composites sont généralement utilisés pour leur faible densité et leurs propriétés mécaniques élevées. Ces avantages les rendent particulièrement intéressants pour des applications dans le domaine des transports, en raison des économies d'énergie liées aux gains de masse. Par ailleurs, les grandes avancées dans la durabilité des matériaux, les techniques d'élaboration, de fabrication et de dimensionnement des composites ont permis l'élaboration des composites offrant de bonnes performances en fatigue.

Les stratifiés à fibres longues sont des composites particuliers, constitués d'un empilement de couches élémentaires ou plis à l'intérieur desquels les renforts fibreux, noyés dans une matrice, sont alignés selon une direction privilégiée. Lors d'une sollicitation de fatigue, la dégradation de matériaux homogènes et isotropes est généralement localisée et se produit selon trois stades : l'amorçage, la propagation d'une fissure principale et la ruine finale. Le premier type d'endommagement qui apparaît est la fissuration transverse des couches orientées à 90° , beaucoup de recherche ont été développées qui tentent d'évaluer la répartition des contraintes et la dégradation de la rigidité due à des micros fissures dans les stratifiés.

L'esprit dans lequel s'inscrit cette recherche, doit tenir compte dans un premier temps des effets de vieillissement dus à l'environnement qui sont la température et l'humidité, sur les constituants élémentaires du composite qui sont les fibres et la matrice à travers le modèle de Tsai. Le comportement des Structures est ensuite étudié à travers l'étude des propriétés élastique et l'évolution de la rigidité relative et totale en fonction de nombre de cycle. Les structures étudiées sont considérées fissurées, soumises a des sollicitation de fatigue et sous l'effet deconditions environnementales différentes, en fonction de nombre de cycle.

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

1. Une étude bibliographique sur les différents modes de fissurations, qui sont générées par les effets de vieillissement hygrothermique des stratifiés croisés était nécessaire. Cette étude

nous a permis d'orienter notre recherche

2. Le travail est consacré à l'étude du comportement en fatigue des composites étudiés

3. Il est judicieux de comprendre le processus hygrothermique au niveau microscopique de la matrice et des fibres. Ainsi le deuxième chapitre présente une synthèse générale concernant l'influence de la reprise d'humidité et les effets de vieillissement qui sont dus à la température et à l'humidité, sur les composites à matrice polymère. Le modèle de Tsai modélisant le vieillissement est aussi donné ainsi des résultats sur les caractéristiques mécaniques vieillis.

4. Dans ce chapitre, on donne la représentation du comportement de la rigidité relative et la rigidité totale en fonction de nombre de cycle dans un matériau composite croisé et fissuré, soumis à des sollicitations de fatigue et sous différentes conditions hygrothermiques.

CHAPITRE I

RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Introduction :

Les matériaux composites sont caractérisés, par une forte hétérogénéité sur le plan microscopique et une anisotropie prononcée de leurs propriétés mécaniques sur le plan macroscopique. Une utilisation rationnelle de ces matériaux, de quelle nature soit elle, exige une bonne compréhension et une modélisation réaliste de leurs propriétés directionnelles.

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

En effet, il s'est avéré que les propriétés mécaniques de certaines matrices polymères pouvaient être modifiées, suite à une exposition prolongée dans une atmosphère humide et à température variable.

1.2 Problématique :

L'originalité du travail réside dans le fait que les propriétés mécaniques des matériaux composites fissurés sont déterminées à partir d'un environnement variable, à travers le modèle de Tsai [19] pour le cas dynamique. Une comparaison avec les résultats expérimentaux Ogin [3] a été faite pour valider le modèle choisi sans l'introduction de l'effet de température et humidité.

Enfin, la dernière étape est de voir l'évolution de la rigidité relative et totale en fonction de nombre de cycle, variation de température et humidité, fraction volumique des fibres, contrainte appliquée et le rapport d'épaisseurs.

1.3 Travaux effectués :

1.3.1 Fatigue des stratifiées croisées :

Les travaux de J.-M. Berthelot et al [1], montrent que lors des essais de fatigue, des fissures transversales de la matrice sont générées aux bords libres de l'éprouvette et se développent progressivement sur la largeur de l'éprouvette en fonction du nombre de cycle. Une analyse par éléments finis a été mise en œuvre dans le cas d'un élément tridimensionnel correspondant au cas de fissures régulièrement espacées. Différentes valeurs des paramètres de la fissuration transversale progressive (longueur de la fissure, allongement de la fissuration, épaisseur des couches) ont été prises en compte.

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 prenant en compte le cisaillement progressif dans l'épaisseur des couches 0^0 et par la théorie du stratifié dans la bande non fissurée, sauf près du fond de fissure. Sur la base de ces résultats, un processus de simulation du développement de la fissuration transversale lors d'essais de fatigue a été mis en œuvre en divisant l'éprouvette en bandes sur toute sa largeur. Ensuite, les valeurs de la contrainte de rupture de la couche 90^0 ont été réparties le long de la longueur et de la largeur de l'éprouvette en fonction de la distribution de résistance de la couche 90^0 évaluée lors d'essais statiques. Pour chaque état de fissure, le champ de contrainte dans le stratifié à couches croisées a été estimé dans chaque bande par le modèle analytique précédent en considérant un cisaillement progressif des couches nuls.

Un critère d'initiation des fissures transversales sur les bords libres de l'éprouvette a été proposé et réparti le long de l'éprouvette. Le taux de croissance des fissures transversales sur la largeur de l'éprouvette a été considéré en fonction de l'énergie dissipée au fond de la fissure au cours des cycles de fatigue, une valeur d'autant plus élevée que la contrainte à la rupture de 90^0 couches est faible. Ces concepts ont été appliqués à l'analyse du développement de la fissuration transversale dans les stratifiés croisés fibre de verre / époxy, et la comparaison entre les résultats dérivés du processus de simulation et les résultats expérimentaux montre un bon accord validant ces concepts. Les critères d'initiation et de propagation utilisés dans le présent travail sont basés sur des approches de contrainte simples associées à la distribution statistique de ces critères à

l'intérieur du stratifié en considération. L'analyse peut facilement être étendue à des critères plus sophistiqués.

A-El Mahi [2] a montré que dans le cas de stratifiés à couches croisées soumis à un chargement quasi statique ou cyclique uniaxial, le stade précoce de l'endommagement est dominé par la fissuration de la matrice dans les couches de 90° . Ces fissures matricielles se développent dans le sens des fibres et s'étendent sur les stratifiés à partir des bords libres des éprouvettes. Le nombre de fissures augmente avec l'augmentation de la charge ou du nombre de cycles jusqu'à une densité de fissure à saturation, en fonction de l'épaisseur des nappes transversales. Les fissures de la matrice s'étendant uniquement dans le sens transversal, il a utilisé une analyse bidimensionnelle pour étudier la fissuration transversale.

S. L. Ogin et al [3] a étudié la réduction de la rigidité due à la fissuration de la matrice dans un stratifié de plastique renforcé de fibres de verre (GFRP) (0/90) sous des sollicitations quasi statiques et en fatigue. Il a été montré que la réduction de la rigidité était directement proportionnelle à la densité de fissures qui s'accumulent dans le pli transversal. Un modèle pour la croissance des fissures dans le pli transversal pendant la fatigue donne un bon accord avec les courbes de réduction de la rigidité déterminées expérimentalement.

Dans le cas d'essais statiques [4] ,[5], les fissures de la matrice transversale s'initient aux bords libres de l'échantillon et traversent instantanément toute la largeur de l'échantillon. Ainsi, l'analyse des distributions de contraintes et de déformations est réduite à une analyse bidimensionnelle. Un modèle généralisé avec un cisaillement parabolique dans la couche 90° et un cisaillement progressif dans la couche 08 a été développé. Sur la base de cette analyse, une procédure numérique associée à une distribution statistique des contraintes de fracture a été mise en œuvre pour étudier la progression de la fissuration transversale. Lors des essais de fatigue, les fissures de la matrice se développent progressivement sur la largeur de l'éprouvette. Dans ce cas, l'analyse des contraintes et des déformations doit être effectuée sur la base d'une enquête tridimensionnelle. L'analyse par éléments finis en trois dimensions 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 lors des essais de fatigue peut être évaluée en divisant la largeur de

l'échantillon en bandes et en considérant un critère de propagation des fissures d'une bande à l'autre.

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

V.Lietard (1998) [6], examina les effets du vieillissement hygrothermique sur le processus de rupture du composite verre/époxy avec et sans chargement mécanique, les résultats montrent que l'eau absorbée par la résine, induit différents mode de rupture : rupture avec déchaussement des fibres, rupture par délaminage avec séparation des couches, rupture partielle en flexion avec délaminage et rupture franche.

Mercier [7] a traité le vieillissement en milieu humide et l'endommagement par fissuration, de matériaux composites à matrice organique (CMO). La diffusion d'eau dans le matériau (matrice époxy renforcée par des fibres de verre) a été tout d'abord analysée expérimentalement, par détermination des cinétiques d'absorption sous différentes conditions d'humidité. Des baisses de différentes propriétés mécaniques en fonction de la quantité d'eau absorbée, ont été mises en évidence et quantifiées lors d'essais expérimentaux de traction. Les mécanismes physiques à l'origine de ces modifications ont été identifiés. Un mode d'endommagement particulier, la fissuration intra laminaire, ainsi que son couplage avec l'humidité, ont aussi été étudiés expérimentalement. Des différences entre évolutions réversibles et irréversibles des propriétés ont été mises en évidence et analysées en détail.

1.3.2 Vieillissement hygrothermique des composites

Lors d'un vieillissement sans contrainte, la diffusion d'eau à travers la matrice a principalement pour conséquences.

- la diminution des propriétés mécaniques et thermomécaniques de la matrice par plastification et hydrolyse;
- la diminution des propriétés cohésives de l'interface par hydrolyse ou condensation de l'agent de couplage.
- la création de micro-fissures et décohésions inter faciales sous l'effet de différentiels de gonflement et éventuellement de pressions osmotiques.

Si les propriétés élastiques longitudinales varient peu après vieillissement, la résistance mécanique diminue systématiquement, Ceci suppose une fragilisation des fibres de verre par l'eau, mise en évidence par dénombrement optique des ruptures de monofilaments à la surface de poutres de flexion préalablement vieilles, (figure 1.1) . On observe par ailleurs une fractographie très particulière: dans les plis à 0^0 les surfaces de rupture sont largement coplanaires perpendiculairement aux fibres et présentent très peu de défibrage.

Ceci est significatif d'une localisation extrême de l'endommagement, donc d'une grande sensibilité du mécanisme mis en jeu aux concentrations de contraintes. La planéité et la perte de résistance diminuant avec l'augmentation de la vitesse de chargement, on peut en déduire que le paramètre déterminant est le temps passé sous charge en présence d'eau. Ceci est confirmé par la quasi-réversibilité de la perte de propriétés au séchage, au moins lorsque le vieillissement s'est effectué dans des conditions hygrothermiques peu sévères.

Cette sensibilité des composites verre/époxy à la superposition des sollicitations environnementales et mécaniques a largement été mise en évidence lors d'essais statiques en immersion. On a en effet observé la rupture fragile d'éprouvettes pour des sollicitations très inférieures à celles limitant la déchéance par fluage. Comme précédemment, les faciès de rupture étaient plans et sans défibrage.

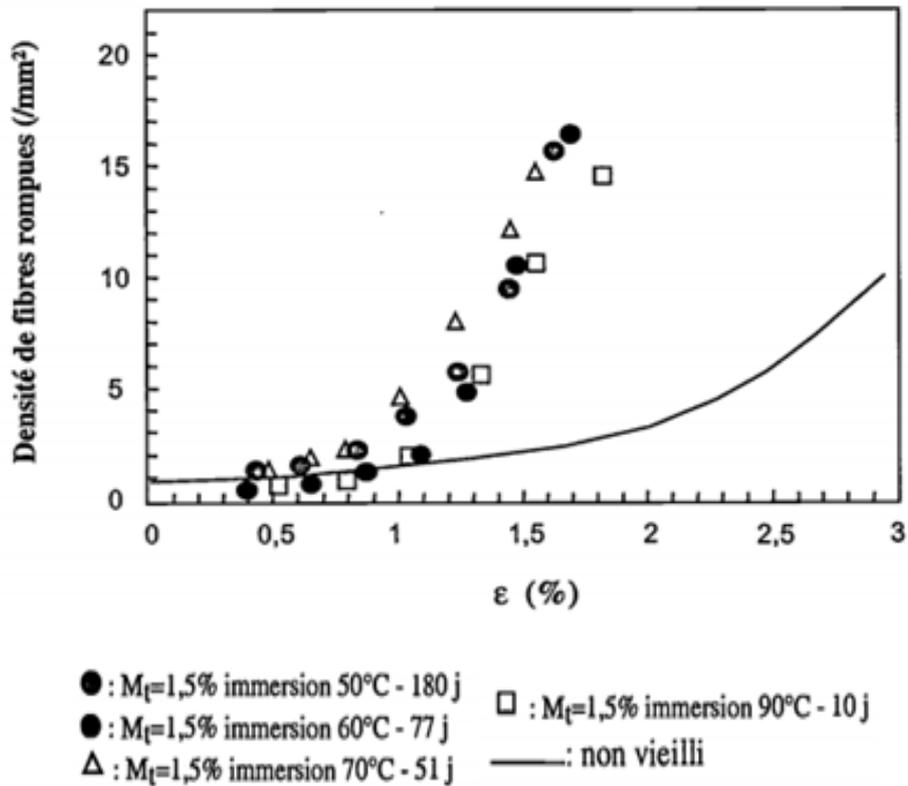


Figure 1.1 : densité de fibres rompues sur la face en traction d'éprouvettes de flexion vieilles sous sollicitation monotone

Toutes ces observations sont caractéristiques de la corrosion sous contrainte ou Stress Corrosion Cracking, dont l'occurrence dans les composites à renfort verre est attestée par la propagation d'entailles macroscopiques sous sollicitation statique en immersion dans l'eau ou un acide fort. L'origine physique de ce mécanisme reste cependant à préciser.

Par spectrographie infra-rouge à la surface de fibres de verre E, on peut observer après vieillissement en immersion l'extraction des ions modificateurs du réseau de silice (Na^+) et leur remplacement par des protons. Cependant, ce mécanisme n'est pas conditionné par l'application de contraintes externes et il ne peut être incriminé que dans le cas d'une exposition directe du renfort à l'environnement externe. Il n'a ainsi été mis en évidence que pour des matrices facilement hydrolysables ou des stratifiés préalablement endommagés. Ceci est incompatible avec les observations fractographiques de [Hogg & Hull], qui montrent que l'effet de l'environnement sur les fibres est sensible dans le volume du matériau et dès les premiers

stades de l'endommagement (i.e. avant création mécanique ou chimique de fissures débouchantes).

Pour en rendre compte, il faut recourir à un mécanisme pouvant avoir lieu du fait des quantités d'eau limitées diffusant à travers une matrice organique. C'est le cas de la chimie-sorption de l'eau sur la silice expliquant la rupture différée du verre massif sollicité en milieu humide, aujourd'hui largement reconnue comme l'origine de la corrosion sous contrainte dans les composites à renfort verre. Toutefois, à ce jour, aucune évidence expérimentale directe n'a pu être donnée dans le cas de fibres de renfort au sein d'une matrice.

1.3.3 Interaction fatigue / humidité

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

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

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

La figure 1.2 présente les courbes de Wöhler $\epsilon_{max} = f(N_{10})$ d'un UD verre / époxy non vieilli, fortement sollicité en flexion dans différentes conditions hygrothermiques. Si à température ambiante les effets de l'humidité sont faibles voire bénéfiques, à 70°C la perte d'endurance est sensible. La déformation maximale admissible (A) reste constante, conformément à l'absence d'eau dans le volume du matériau. La pente (B) diminue, ce qui traduirait l'accélération de l'endommagement en front de fissures par corrosion sous contrainte des fibres directement exposées à l'humidité. Cette hypothèse semble confirmée

par l'observation de la propagation d'entailles dans des unidirectionnels sous sollicitation de fatigue en immersion dans des solutions acides.

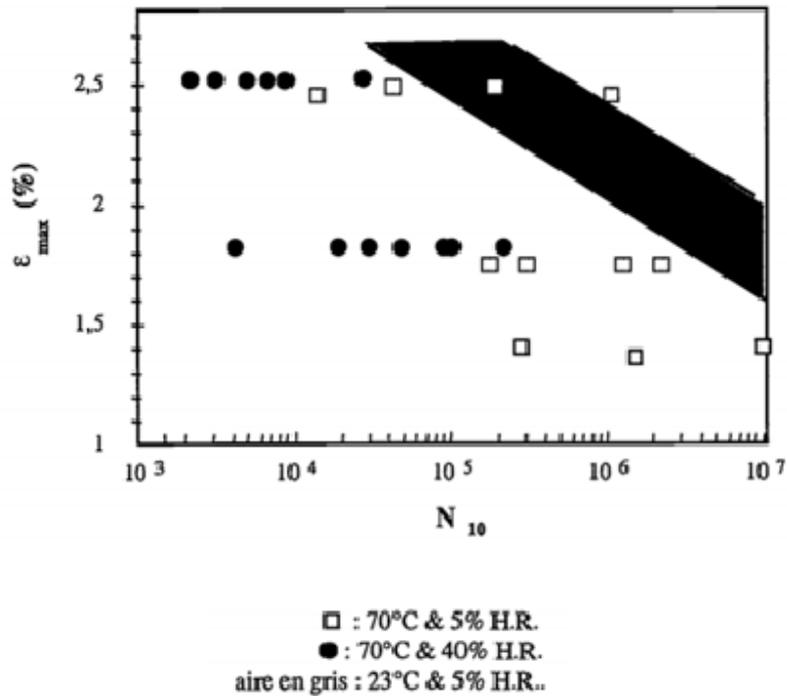


Figure 1.2 :courbes de Wolher en flexion d'un UD 0° verre/époxy non vieilli testé dans différentes conditions hygrothermique.

La figure 1.3 présente les courbes de Wölher du même matériau, vieilli à différentes températures jusqu'à contenir une quantité d'eau donnée, puis sollicité en atmosphère ambiante. La grande variabilité de l'effet du vieillissement préalable en fonction de la température disqualifie l'emploi de la prise d'eau comme seul paramètre environnemental. On observe toutefois une perte d'endurance systématique relativement à l'état non vieilli, A et B diminuant conjointement. L'eau ayant pu diffuser en volume, la diminution de A été attribuée à la fragilisation des fibres dans tout le matériau.

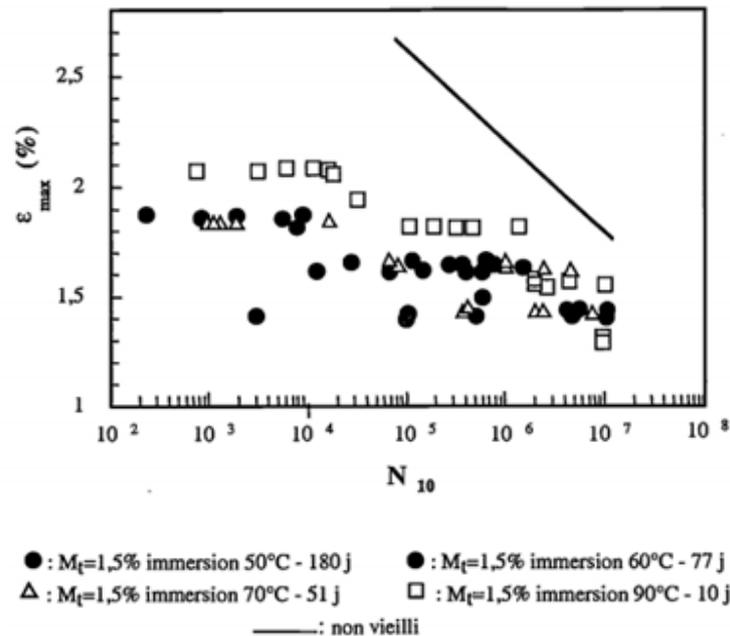


Figure 1.3: courbes de Wolher en flexion d'un UD⁰⁰ verre/époxy vieilli puis testé en atmosphère ambiante.

Cette analyse tend à décrire l'interaction entre sollicitations mécaniques et environnementales comme une modification des paramètres d'entrée des processus d'endommagement. Or, la corrosion sous contrainte n'est pas réductible à une synergie entre les effets séparés de la fatigue et de l'humidité. Toute prévision devra donc a minima prendre en compte les paramètres temps passé sous charge et nombre de cycles. A notre connaissance, aucun modèle ne le permet actuellement. Même dans le cas plus simple d'une sollicitation statique, les modèles utilisables tels quels ne sont pas nombreux: la mécanique de l'endommagement ne prend pas en compte le temps, les analyses rhéologiques sont manifestement plus adaptées au cas des sollicitations transverses et ne prennent pas en compte la physico-chimie. Alternativement, deux analyses micromécaniques semblent intéressantes. Elles s'appuient sur l'application aux fibres de renfort du formalisme de chimie-sorption dissociative établi pour le verre massif et permettent de reproduire qualitativement la dépendance entre temps à rupture et effort imposé. Toutefois, l'absence de données expérimentales impose l'identification des paramètres d'activation via l'ajustement de la prévision sur des essais accélérés. Un dimensionnement conservatif des structures ne saurait donc s'appuyer en l'état sur de telles approches.

1.4 Définition du sujet :

Cette étude a été accomplie au sein de l'institut d'aéronautique et des études spatiales d'Université de Blida. Le but de notre travail est d'examiner le comportement des matériaux composites fissurés et de voir l'évolution de la rigidité en fonction de conditions hygrothermiques variables sous sollicitation de fatigue.

L'originalité du travail réside dans le fait que les propriétés mécaniques des matériaux composites fissurés sont déterminées à partir d'un environnement variable, à travers le modèle de Tsai pour le cas dynamique. L'approche de l'étude sera faite par la simulation numérique.

CHAPITRE 2

MODELISATION DE LA FISSURATION TRANSVERSE POUR LES COMPOSITES CAS FATIGUE

1. Introduction :

La fissuration transverse se manifeste dans les couches dont les fibres sont désorientées par rapport à la direction de sollicitation. Les fissures apparaissent dans la matrice ou à l'interface entre fibre matrice, et se propagent parallèlement aux fibres.

En conséquence, la qualité de l'interface fibre matrice joue un rôle important dans le développement de la fissuration transverse. Les fissures partent le plus souvent des bords du matériau, bien que les contraintes locales dues à un défaut dans la matrice puissent à l'occasion en être la cause.

L'expérience montre que les mécanismes de rupture de pièces de machines ou de structures en fonctionnement normal sont, le plus souvent, dues à la fatigue. La fatigue est un phénomène de modification des propriétés des matériaux consécutive à l'application de cycles d'efforts, dont la répétition peut conduire à la rupture [98].

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

2. Fatigue des matériaux composites:

2.1 Limite d'endurance et courbe S-N :

Le rapport de la limite d'endurance sur la contrainte maximale quasi-statique (σ_D / σ^{UTS}) UTS peut être un indicateur de la tenue en fatigue d'un matériau. Aussi, ce ratio qui se situe entre 0,4 et 0,9 pour les composites, est inférieur pour les métaux et alliages

métalliques (0,3 pour l'aluminium et 0,4 pour le fer et ses alliages) [8]. L'expérience montre que les matériaux composites résistent mieux à la fatigue en traction, que les matériaux métalliques. A l'opposé, les premiers s'endommagent beaucoup plus sévèrement que les métaux sous des chargements de fatigue en compression et cisaillement. L'allure des courbes S-N des composites est généralement monotone et quasi-linéaire en raison de l'absence de plastification[8]. En cela elle se distingue de celle des métaux (Figure 1.1).

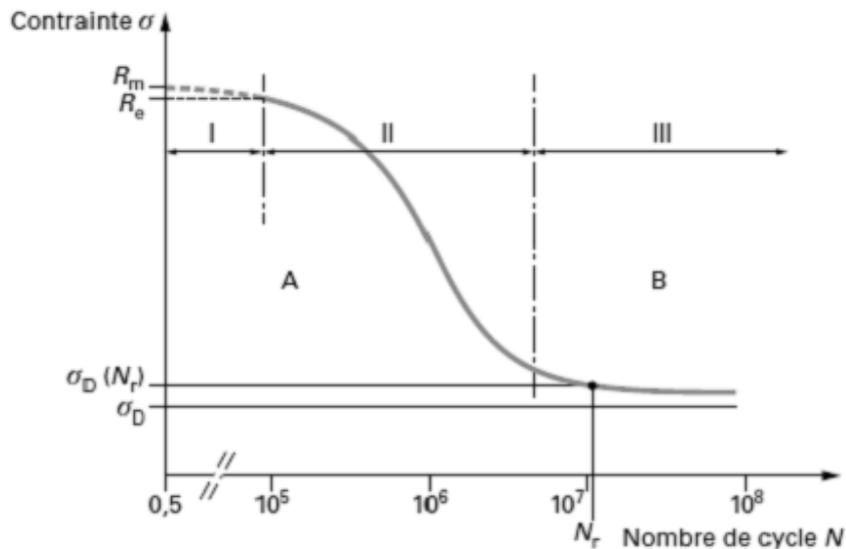


Figure 2.1 : Courbe schématique de la fatigue et définition des domaines d'endurance.

2.2 Endommagement par fatigue des composites et son effet :

La répétition des chargements crée de l'endommagement au sein des composites. Lorsque le nombre de cycles effectués (n) est inférieur à la durée de vie de la structure (N_f), il est important de quantifier ces dommages afin d'estimer la durée de vie résiduelle de la structure. En effet, la résistance résiduelle du matériau décroît à mesure que l'essai de fatigue se prolonge.

Les indicateurs les plus étudiés pour caractériser l'endommagement progressif du matériau durant l'essai de fatigue sont l'évolution du module, de la déformation, de l'aire

correspondante des boucles d'hystérésis, de la résistance résiduelle et de la densité de fissures.

2.2.1. Module/rigidité :

Certaines études s'intéressent au suivi du module au cours de la vie de l'éprouvette. Dans ce mémoire, l'évolution du module normalisé (E/E_0) avec E_0 module initial et E module du cycle en cours, est choisie comme indicateur de la variation du module résiduel. Généralement, l'endommagement (D) est défini par les relations (2.1) et relation (2.2).

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

$$D = (E_0 - E)/(E_0 - E_f) \quad (2.2)$$

E_f : étant le module au moment de la rupture.

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

Le scénario de l'évolution de la rigidité dépend grandement de la stratification du composite testé. Cependant, il est généralement admis dans la littérature une évolution de l'endommagement en trois phases comme cela est décrit par Reifsnider [9]. Il y'a d'abord la phase d'initiation au cours de laquelle les microfissures apparaissent. Celle-ci est suivie par la diminution régulière et lente des dommages. Enfin, il se produit une accélération de la baisse de rigidité qui conduit à la rupture.

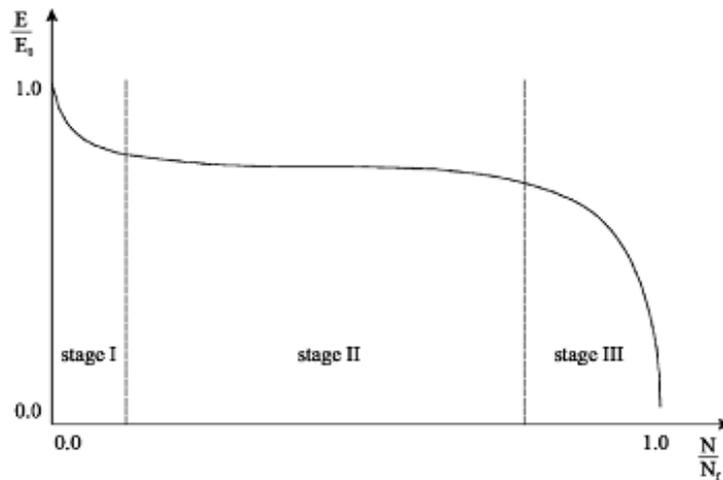


Figure 2.2 Evolution de l'endommagement des matériaux par mesure du module Résiduel [10].

2.2.2. Energie dissipée, amortissement :

Au cours d'un cycle de fatigue, on observe un phénomène d'hystérésis lié au retard de la réponse du matériau sur le chargement. Le trajet de chargement ne se confond pas avec celui de la décharge, formant ainsi une boucle d'hystérésis. L'aire enfermée dans la courbe contrainte-déformation d'un cycle n (Figure 2.3) correspond à l'énergie dissipée (U_n). L'énergie de déformation élastique (U_e). Représentée par l'aire sous le segment de droite liant les extrémités de la boucle, est matérialisée par une surface sombre dans la (Figure 2.3.b)

. L'amortissement est alors défini comme le rapport des deux énergies, U_n/U_e

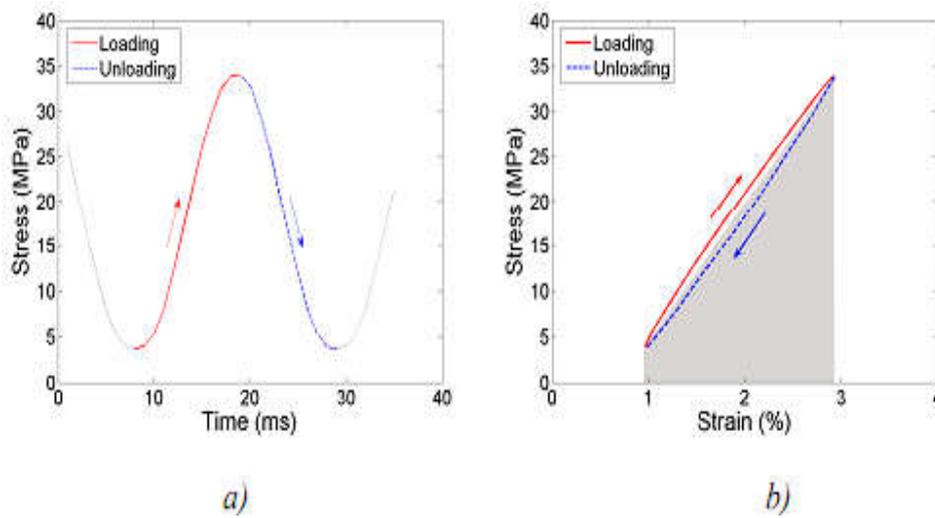


Figure 2.3 : Boucles d'hystérésis : a) chargement temporel, b) courbe

contrainte/déformation cyclique.

Tan et Dharan [11] ont calculé l'endommagement d'éprouvettes composites pré-entaillées ($D(n)$), en utilisant la relation (2.3). U_e correspond à l'énergie de déformation élastique originale. Leur étude montre l'existence d'une courbe de référence unique, appelée courbe maîtresse pour tous les niveaux de charge (Figure 2.4). L'augmentation de l'énergie d'hystérésis et de l'amortissement renseigne sur l'évolution de l'endommagement du composite [12].

$$D(n) = U_n / U_e - U_e / U_e \quad (2.3)$$

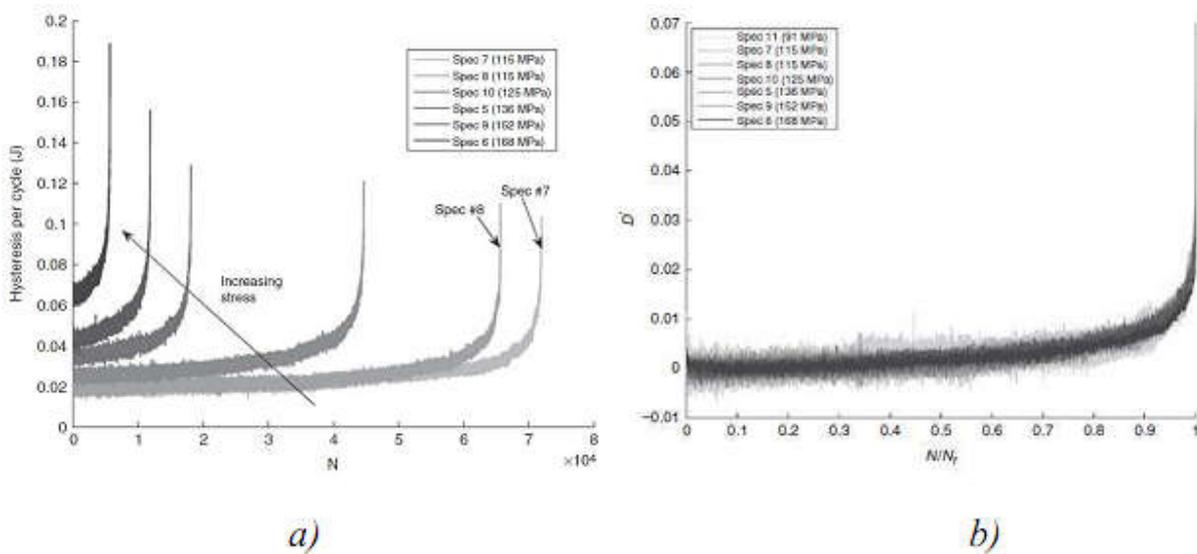


Figure 2.4 : Evolution de : a) l'énergie d'hystérésis en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de charge, b) l'endommagement des éprouvettes ($D(n)$) à différents niveaux de charge en fonction de leur vie (N/N_f) [11].

2.2.3. Déformations caractéristiques :

Les travaux [13] [14] se sont intéressés à la cinématique des boucles d'hystérésis au cours d'essais de fatigue pilotés en force. Ils mentionnent le déplacement des boucles charge-décharge vers des déformations plus élevées au cours de la vie de l'éprouvette (Figure 2.5). Ainsi, l'évolution des valeurs extrêmes ou moyennes des déformations peut être liée à la cinétique de l'endommagement.

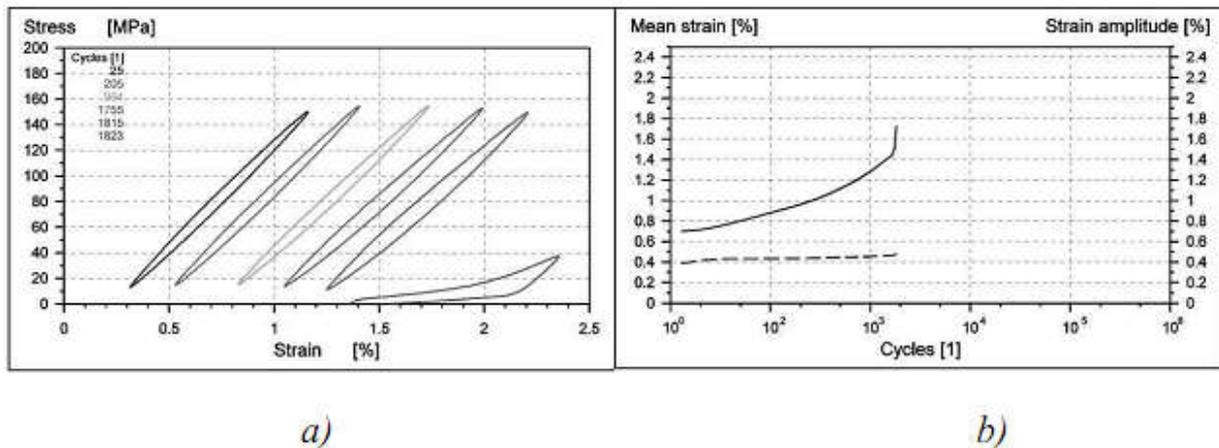


Figure 2.5 : a) Déplacement des boucles d'hystérésis. b) Evolution de la déformation maximale pendant l'essai de fatigue [15].

Des modèles phénoménologiques vérifiant les conditions $D(0) = 0$ et $D(N_f) = 1$, ont été proposés par Hwang et Han [17] équation (2.4) ou Clark et al. [18] équation (2.5). ϵ^{max} est la déformation maximale du cycle. Les indices 0, n et f représentent le cycle initial, en cours et final.

$$D(n) = 1 - \epsilon_0^{max} / \epsilon_n^{max} \quad (2.4)$$

$$D(n) = (\epsilon_n^{max} - \epsilon_0^{max}) / (\epsilon_f^{max} - \epsilon_0^{max}) \quad (2.5)$$

Les études [15] [16] révèlent que le déplacement des boucles est lié au fluage du matériau.

Densité de fissuration :

La densité de fissures comptabilise le nombre de fissures observées par unité de longueur dans la direction du chargement (Figure 2.6). Les unités de longueur les plus utilisées sont le cm ou le mm. Cette mesure trouve son utilité dans la caractérisation des stratifiés orthogonaux, du type $[0_n/90_m]_s$ car la fissuration transversale est le principal mode de ruine précurseur de la rupture de ce genre d'empilement.

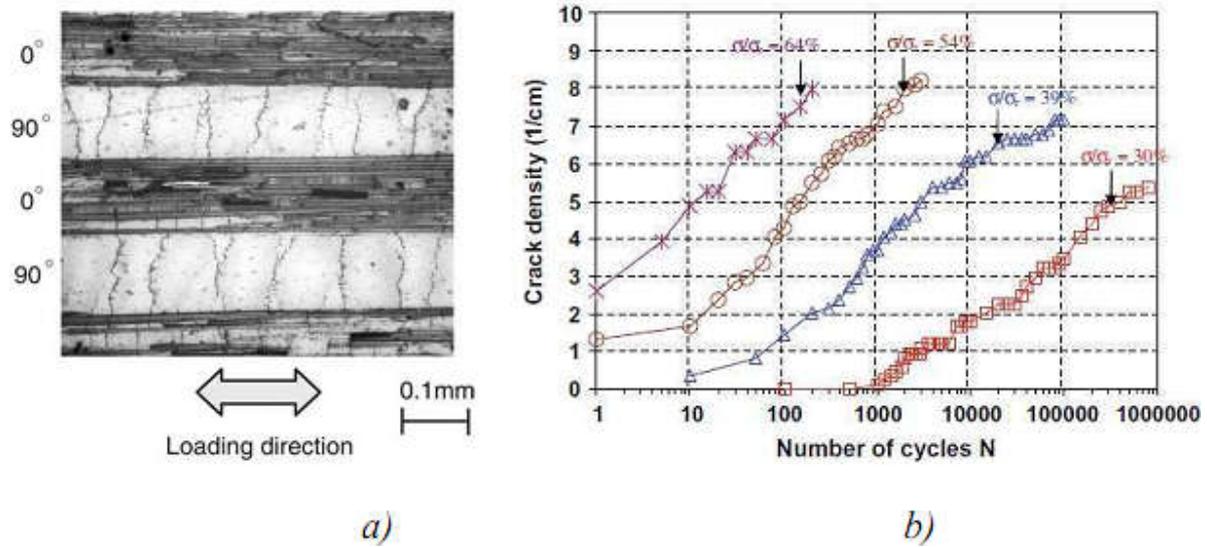


Figure 2.6 : a) Fissuration transversale. b) Evolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles pour amide/époxy.

3 Fatigue des matériaux composites fissures :

$$\frac{E}{E_0} = 1 - \frac{C}{2S} \quad (2.6)$$

- E : module de young de la stratifié E(N).
- E_0 : module de young de la stratifié non fissurée.
- $E_0 = cst$
- $E_0 = \frac{\alpha E_1 + E_2}{1 + \alpha}$ et $\alpha = \frac{b}{d}$
- $C : cst \quad c = \frac{E}{E_0} \left(\frac{b+d}{b} - \frac{E_1}{E_0} \right)$

$$c = \frac{E_0}{E_1} \left(\frac{b+d}{b} - \frac{E_1}{E_0} \right) \frac{2}{\lambda}$$

AVEC

- B : épaisseur de la couche 0°
- D : épaisseur de la couche 90°
- E : module de young de la couche 0°
- λ : cst

$$\lambda^2 = \frac{3G(b+d)E_0}{d^2 b E_1 E_2}$$

- E_2 : module de young de la couche 90°
- G : module de cisaillement
- 2S : la distance entre deux fissures
- On pose : $D = \frac{1}{2S}$
- D : Densité de fissure

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

$$U_{el} = \frac{1}{V} \int_{-s}^s \left(\frac{\delta^2 w^2 d}{2E_2} \right) dx \quad (2.7)$$

Avec

- V : volume entre deux fissures ($V = 2 s 2 d w$)

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

$$U_{el} = \frac{\delta_2^2}{2E_2}$$

Et $U_{el} = \left(\frac{\delta}{E_0} \right)^2 E_2 \Omega(\lambda; s)$ avec $\Omega(\lambda; s) = \frac{s}{k}$

$$\frac{\delta_2^2}{2E_2} = \left(\frac{\delta}{E_0} \right)^2 E_2^2 \frac{s}{k}$$

$$\delta_2^2 = \left(\frac{\delta}{E_0} \right)^2 E_2^2 \frac{2s}{k}$$

$$\delta_2 = \frac{\delta}{E_0} E_2 \sqrt{\frac{2s}{k}}$$

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

- avec $k = \text{cst}$ ($k = 1,3 \text{ mm}$)
- k : intensité de contrainte

$$k = \delta_{av} \sqrt{2d} \dots \dots \dots \text{loi de paris}$$

$$k = \frac{E_2}{E_0} \left(\frac{1}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \delta \sqrt{2s} \sqrt{2d}$$

$$k = \frac{E_2}{E_0} \left(\frac{2s}{k}\right)^{\frac{1}{2}} \delta \sqrt{2d}$$

D'après loi de paris : $\frac{dz}{dn} = B \Delta K^m$

$$\frac{dz}{dn} = B' k_{\max}^m \quad \text{A savoir} \quad B' = B (1-R)^m$$

Avec

- Δk : *facteur d'intensité de contrainte*
- $\frac{dz}{dn}$: propagation de fissure par cycle

$$\frac{da}{dn} = p \left(\frac{dz}{dn}\right) = p B' k_{\max}^m$$

Avec

- $\frac{da}{dn}$ **propagation total de la fissure**
- $p = \text{cst}$

$$2S a = WL \quad \text{d'ou} \quad a = \frac{WL}{2S}$$

$$a = \frac{WL}{c} \frac{E}{1 - \frac{E}{E_0}}$$

D'après 1

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

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

On dérive a par rapport à N :

$$\frac{da}{dN} = \frac{WL}{C} \left(-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN}\right)$$

D'autre coté : $\frac{da}{dN} = PB' k_{\max}^m \dots \dots \dots (x)$

On pose $k_{\max} \propto \delta_{\max} \sqrt{2s}$

$$\frac{WL}{C} \left(-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN}\right) = PB' (\delta_{\max} \sqrt{2s})^m \dots \dots \dots (xx)$$

On veut trouver la formule :

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

D'après (xx) on obtient :

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C}{WL} PB' (\delta_{\max} \sqrt{2s})^m$$

On remplace 2S par sa valeur

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C}{WL} PB' \left[\delta_{\max} \left[\frac{c}{1 - \frac{E}{E_0}} \right]^{\frac{1}{2}} \right]^m$$

On pose m=2n alors

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C}{WL} PB' \left[\frac{c \delta_{\max}^2}{1 - \frac{E}{E_0}} \right]^n$$

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{CC^n}{WL} PB' E_0^{2n} \left[\frac{\delta_{\max}^2}{E_0^2 \left[1 - \frac{E}{E_0}\right]} \right]^n$$

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = \frac{C^{n+1}}{WL} PB' E_0^{2n} \left[\frac{\delta_{\max}^2}{E_0^2 \left[1 - \frac{E}{E_0}\right]} \right]^n \dots \dots \dots (\alpha)$$

Donc

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

et

- $N = \frac{m}{2}$

On intègre le relation (α)

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} = A \left[\frac{\delta_{\max}^2}{E_0^2 \left[1 - \frac{E}{E_0}\right]} \right]^n$$

$$\left[E_0^2 \left[1 - \frac{E}{E_0}\right] \right]^n dE = -E_0 A \delta_{\max}^{2n} dN$$

$$\int \left[1 - \frac{E}{E_0} \right]^n dE = -\frac{E_0}{E_0^{2n}} A \delta_{\max}^{2n} \int dN$$

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

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

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

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

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

Le problème est de trouver les constantes de la relation (α)

Methode 01 :

- Ogin [article 3] a trouver d'après l'interpolation de graphe de la figure 4
 $A = 5,65 \cdot 10^4$ et $n = 2,83$
- Le graphe de la figure 4 exprime :

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

$$A_{nom} = \quad \text{et} \quad n_{nom} =$$

Methode 02 :

- Ogin [article 2] $\frac{da}{dn} = f(k_{\max})$
 Donc si on interpole le graphe on trouve
 pB' et m
 et d'après notre développement de l'équation α

$$A = \frac{C}{WL} PB' E_0^m$$

$$m = 2n$$

CHAPITRE 3

MODELISATION DU VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE

3.1 Introduction :

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

Notre approche pour résoudre le problème reste évidemment la simulation numérique. Le modèle qui nous permettra d'introduire le vieillissement et son évolution sur ces propriétés est le modèle de Tsai [19], qui tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité.

3.2 Phénomène hygrothermiques :

Les polymères et composites à matrice polymère, absorbent l'eau quand ils sont immergés ou placés dans une atmosphère humide. L'absorption de l'eau, dépend essentiellement de la nature du polymère, de la température T , et du degré hygrométrique HR ou humidité relative, (par définition, HR est le rapport de la pression de vapeur d'eau à la pression de la vapeur saturante à la même température T). Elle s'effectue essentiellement à travers [20]:

1. la matrice polymère : diffusion et absorption physique de l'eau moléculaire.
2. les microfissures : transport d'eau liquide par condensation capillaire.
3. l'interface fibre/matrice : diffusion, absorption et condensation capillaire.20

La molécule d'eau étant une molécule de petites dimensions (rayon atomique 0.096 nm), peut donc aisément, se déplacer à travers le réseau moléculaire du

polymère sous l'influence d'un gradient de concentration ; c'est le phénomène de diffusion et les molécules d'eau sont dites diffusantes ou non liées. La molécule d'eau étant polarisée, elle peut se fixer aux groupements hydroxyles ; c'est le phénomène d'absorption physique et les molécules d'eau sont dites liées ou piégées.

La fixation des molécules d'eau sur les chaînes moléculaires a deux conséquences majeures : la diminution de la température de transition vitreuse, et le gonflement du polymère Springer [21].

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

3.3 Caractérisation du matériau :

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

Nous allons devoir choisir les modèles des différents modules qui nous permettront de faire la caractérisation de notre matériau. Le module de Young longitudinal et le coefficient de Poisson sont pris d'après les modèles correspondant à ceux issus de la loi des mélanges. Le module de Young transversal et le coefficient de Poisson, sont pris selon le modèle correspondant à celui de la loi des mélanges modifiée par Hahn décrit en référence [19]. Ce modèle a également été adopté dans les travaux de Sereir et autres [22].

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

3.3.1 Le module de Young dans la direction des fibres :

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

3.3.2 Le module de Young transversal :

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

$$E_y = \frac{1 + 0.516(V_m/V_f)}{\frac{1}{E_{fy}} + \frac{0.516(V_m/V_f)}{E_m}} \quad (3.2)$$

3.3.3 Le module de cisaillement longitudinal :

De même la relation micromécanique modifiée par Hahn [23] pour le graphite époxyT300/5208 du module de Young transversal est :

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

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

3.3.4 Le coefficient de Poisson :

$$v_{xy} = v_m v_m + v_{fx} V_f \quad (3.5)$$

La comparaison des valeurs des modules obtenues par ces modèles avec ceux donnés par Tsai [19], donne d'excellents résultats voir tableau 2.3.

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

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

Le modèle correspond à celui décrit par Tsai [19] et tient compte de l'évolution de la température de transition en fonction de l'humidité, puis l'évolution des propriétés élémentaires des fibres et de la matrice en fonction de la température et de l'humidité.

La particularité du modèle est que le vieillissement de la fibre est bien pris en considération. Cependant, la plupart des études considèrent cette dégradation comme négligeable, notamment par rapport à la dégradation de la matrice et de l'interface.

L'établissement d'une loi globale à toutes les conditions de vieillissement, particulièrement la quantité d'eau absorbée, permet de relier la baisse des constants élastiques du matériau composite. À une propriété physico-chimique du matériau (de la résine époxy) et faire le lien entre différentes échelles d'observations. L'aspect relationnel décrivant les mécanismes physiques à l'origine de ces évolutions est décrit ci-dessous.

3.4.1 Evolution de Tg au cours du vieillissement :

Le paramètre Tg est un paramètre quantitatif du phénomène de vieillissement, c'est aussi une caractéristique importante des polymères et représente la transition entre le domaine vitreux et le domaine caoutchoutique du matériau .

La technique qui permet de suivre l'évolution de la température de transition vitreuse au cours du vieillissement hygrothermique est la DMTA (Differential Mechanical Thermal Analysis), Mercier [24]. Evidemment cette technique est souvent utilisée dans les études expérimentales de vieillissement, pour le suivi de Tg.

La transition vitreuse est une des caractéristiques les plus importantes des polymères, pendant laquelle le matériau passe progressivement d'un état vitreux

(rigide) à un état caoutchouteux. Cette transition du second ordre s'étale sur un domaine de température de 10°C à 20°C. La température de transition vitreuse T_g est fortement influencée par la composition, l'état de cuisson de la résine mais aussi par des facteurs extérieurs telle que la présence de liquide dans le réseau moléculaire.

L'application de notre étude se fera sur le graphite époxyde T300/5208. La température de transition vitreuse à une température de référence de 22°C est de $T_g=160^\circ\text{C}$, Tsai [19]. On sait que l'absorption d'humidité entraîne la diminution de la température de transition. Les observations de nombreux auteurs tel que Ghorbel [31], confirment une baisse de la T_g d'environ 20°C en humidité relative et de 30°C en immersion. Cette température est d'autant plus décalée vers des températures plus faibles que les conditions de vieillissement sont sévères. La première partie d'analyse doit permettre de suivre l'évolution de la température de transition vitreuse T_g au cours du vieillissement. Tsai [19] assume qu'une absorption d'humidité induit une diminution de la température de transition d'une quantité gc :

$$T_g = T_g^o - gc \quad (3.6)$$

3.4.2 Température adimensionnelle :

Tsai [19] propose la notion de la température adimensionnelle T^* , qui est un élément essentiel pour l'évaluation des caractéristiques du composite :

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

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

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

Tsai [19] 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.

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

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

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

a : étant une constante semi empirique [19], donnée dans le tableau 2.2

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

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

$$\frac{E_{fx}}{E_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (2.9a)$$

$$\frac{E_{fy}}{E_{fy}^0} = (T^*)^f \quad (2.9b)$$

$$\frac{G_{fx}}{G_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (2.9c)$$

$$\frac{v_{fx}}{v_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (2.9d)$$

f : étant une constante. a étant une constante semi-empirique [19], donnée dans le tableau 2.2

3.4.5 Organigramme :

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

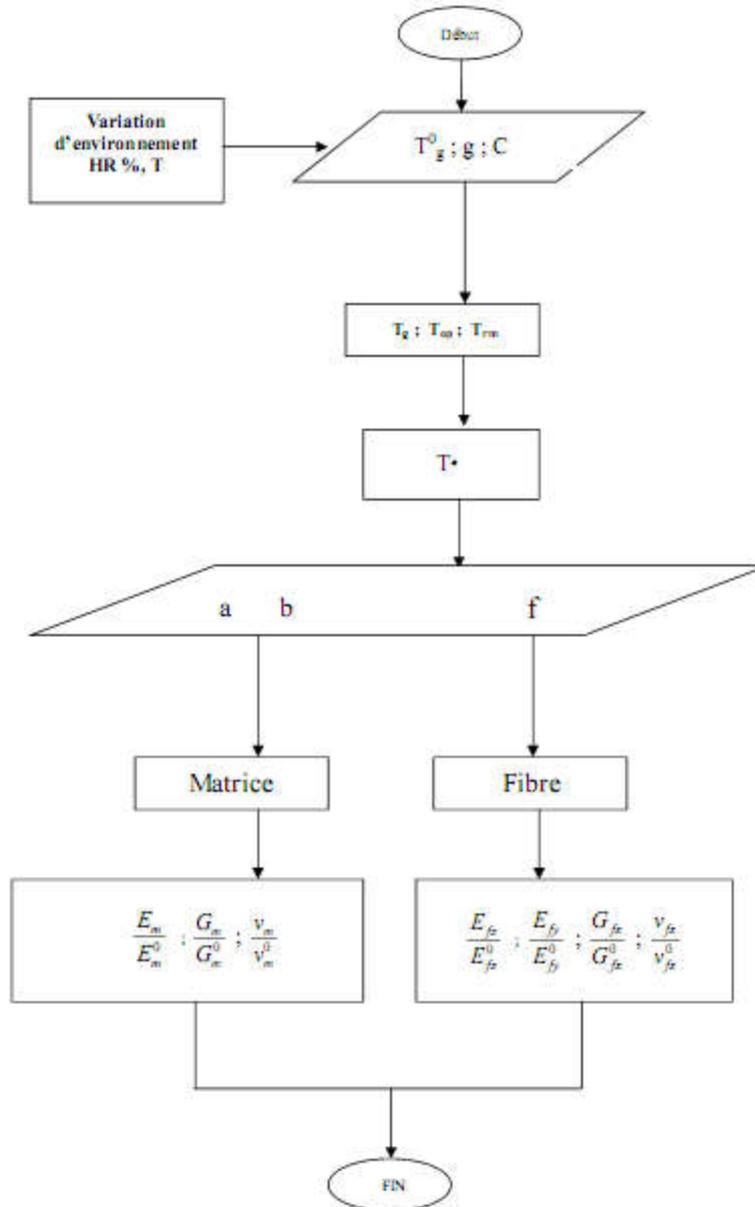


Figure 3.1 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles par MICATSAI

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

3.4.6 Propriétés du T300/5208 [20] :

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

Tableau 3.1 : Caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208, [19]

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

Tableau 3.2 Caractéristiques de variation de température et d'humidité, [19]

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

Tableau 3.3 Propriétés du T300/5208 $T_r=22^{\circ}C$, [19]

	E_x (Gpa)	E_y (Gpa)	ν_{xy}	G_{xy} (Gpa)	α_x ($10^{-6} K^{-1}$)	α_y ($10^{-6} K^{-1}$)	β_x	β_y
Tsai	181	10.3	0.28	7.17	0.02	22.5	0	0.6
Loi des mélanges modifiée	181.3	10.305	0.28	7.169	0.023	23.5	0	0.62

Tableau 3.4 Caractéristiques de diffusion du T300/5208, [19]

Type de Matériau	Température	humidité relative	D (mm ² /s)	Cmax
T300/5208	20 ^o	100	2.27 x 10 ⁻⁸	1.5

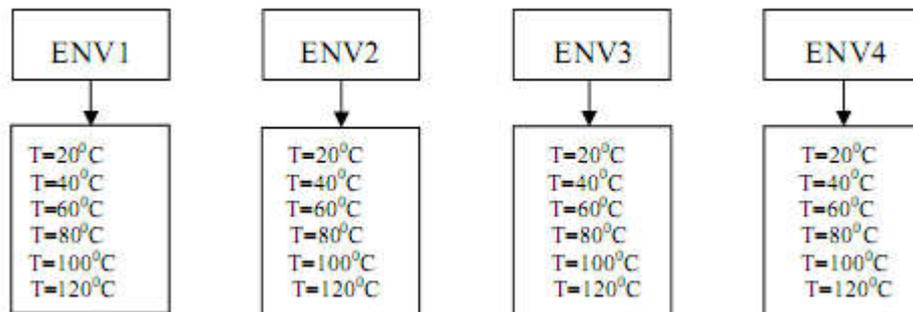
3.4.7 Conditions de simulation :

Nous choisissons quatre environnements différents en termes d'humidité relative. Chaque environnement considère des températures d'utilisation variables de 20°C

à 120°C. Et cette dernière correspond aussi à la température de post cuisson pris par Tsai [19].

Tableau 3.5 : Choix des environnements

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



3.4.8 Variation des modules mécaniques :

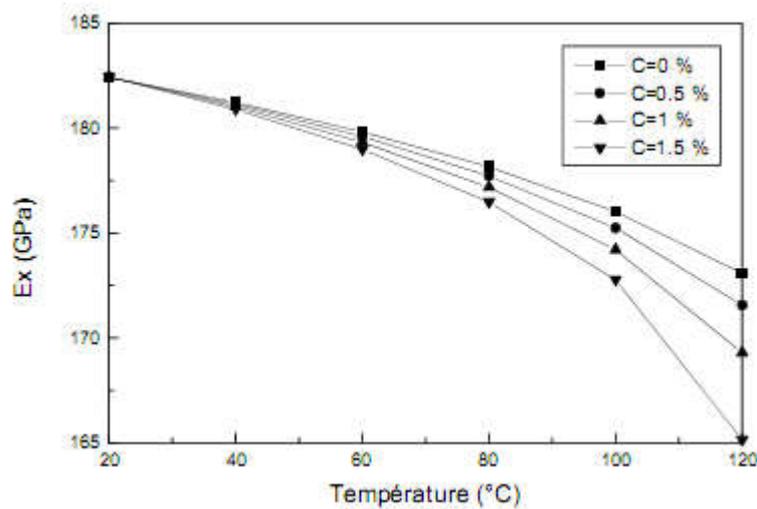


Figure 3.2 : Effet de la variation de température sur le module de Young longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

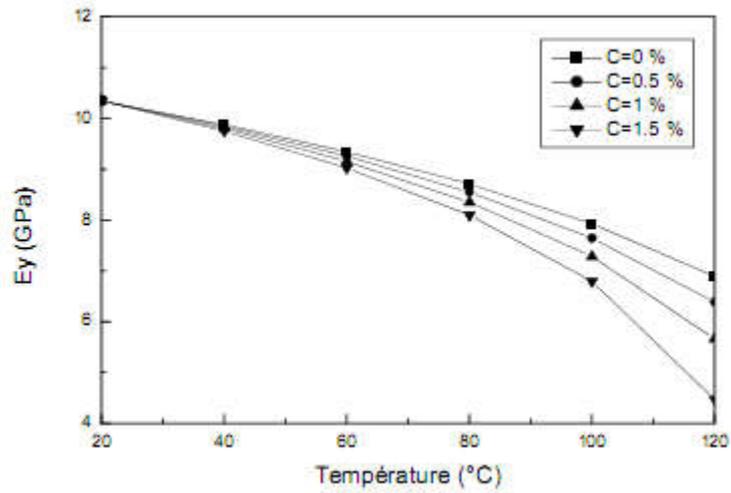


Figure 3.3 : Effet de la variation de température sur le module de Young transversal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

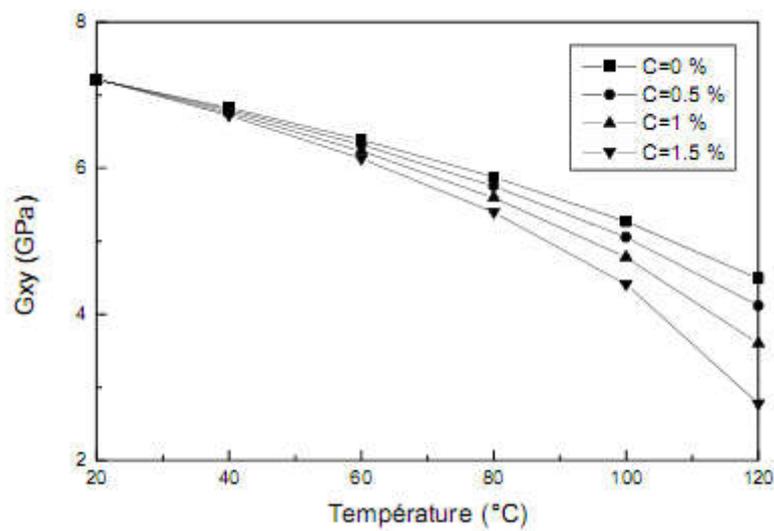


Figure 3.4 : Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

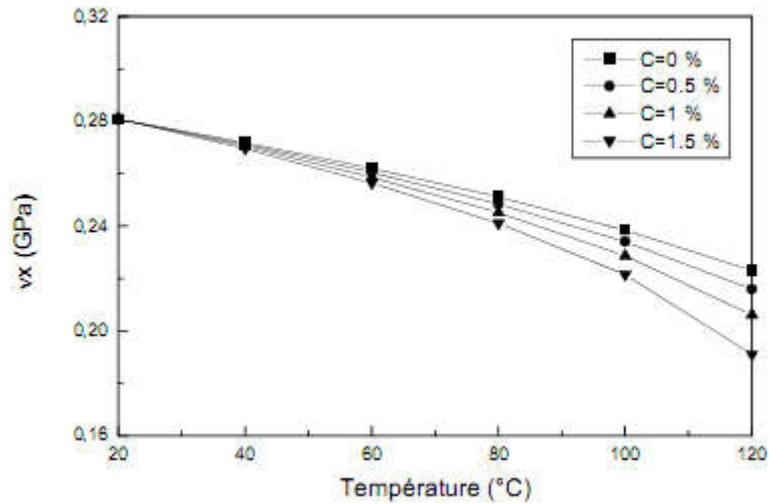


Figure 3.5 : Effet de la variation de température sur le coefficient de Poisson longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

3.4.9 Variations des taux de réduction des modules mécaniques :

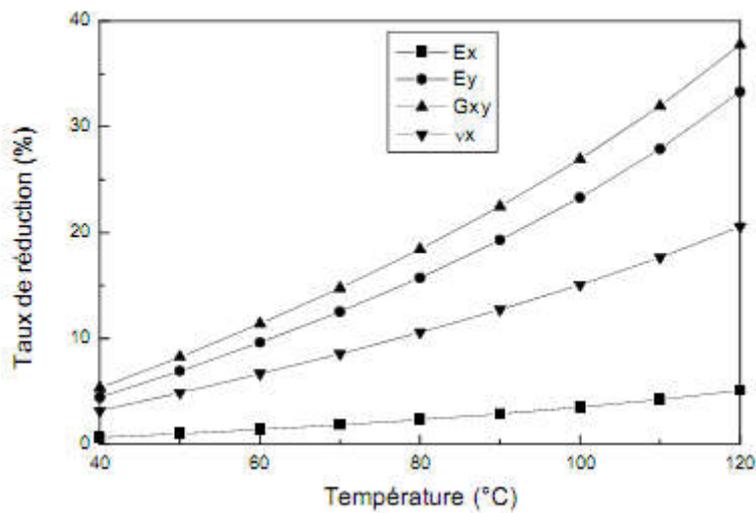


Figure 3.6 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0% pour le T300/5208.

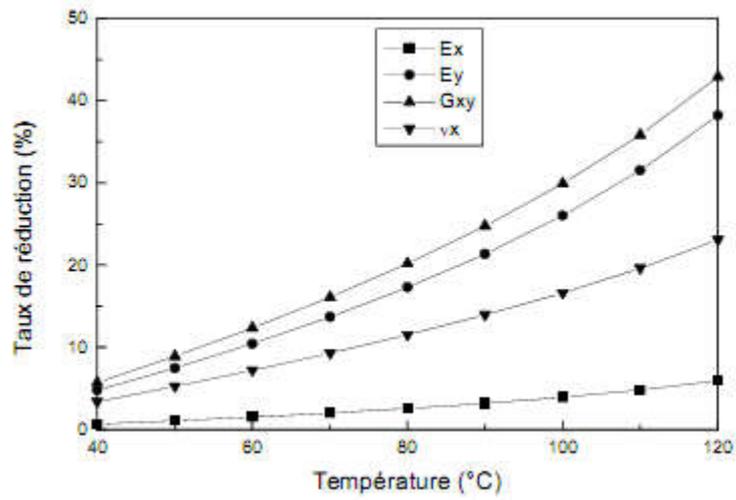


Figure 3.7 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0.5% pour le T300/5208.

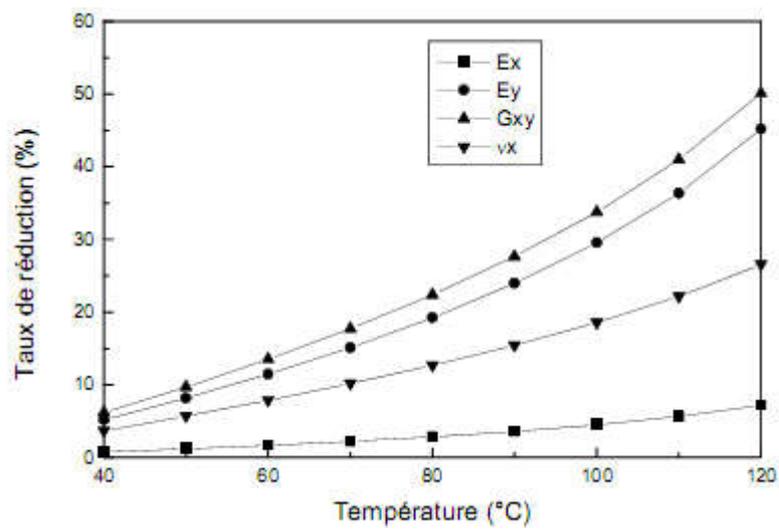


Figure 3.8 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1% pour le T300/5208.

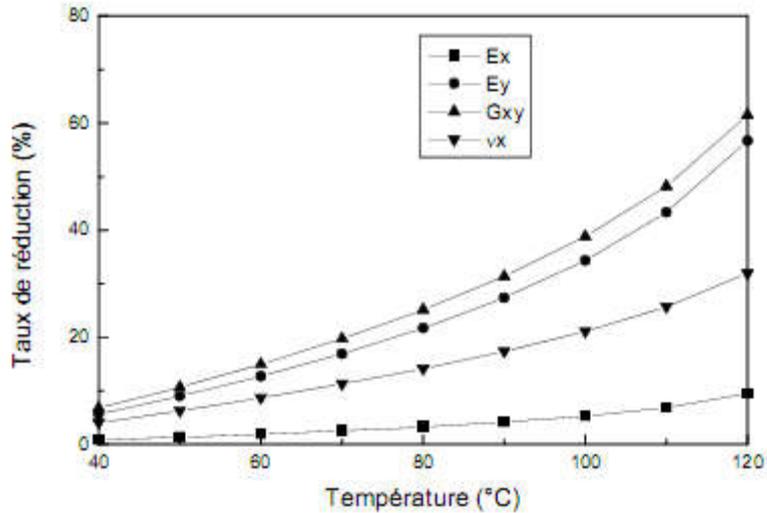


Figure 3.9 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1.5% pour le T300/5208.

3.5 Interprétations :

3.5.1 Effets de la température :

Afin d'affiner l'analyse des effets d'humidité et de température, nous avons déterminé le taux de réduction des modules mécaniques à différentes températures pour différentes concentrations. Les figures 2.6 à 2.9 montrent clairement que les réductions du module d'élasticité transversale et le module de cisaillement plan sont amplement plus importantes que les réductions du module d'élasticité longitudinale et du coefficient de Poisson. Le module de Young longitudinal est le moins affecté.

L'augmentation de la température engendre une chute des différents modules d'élasticité; le module de Young longitudinal, le module de Young transversal, le module de cisaillement et le coefficient de Poisson, voir figures 2.6 à 2.9. Sur les différentes figures nous observons une accélération de la réduction des caractéristiques mécaniques à partir de 80°C. Le module de Young transversal et le module de cisaillement longitudinal sont les plus affectés par l'effet de température.

En fait, ces réductions représentent la chute de rigidité. Nous constatons une réduction de la rigidité transversale de l'ordre de 56% lorsque la température

atteint 120°C à une concentration initiale $C=0.015$. La rigidité en cisaillement se réduit considérablement aussi, elle est autour de 61% pour une température de 120°C et une concentration de $C=0.015$. Ces résultats sont en accord avec les obtenus dans la référence [20].

3.5.2 Effets de la concentration :

Pour une même température et à différents niveaux de concentration voir tableau 2.6, pour $T=60^\circ\text{C}$ et à $C=0\%$, $C=0.05\%$, $C=1\%$, $C=1.5\%$, plus la concentration est élevée, plus le taux de dégradation est élevé, exemple le cisaillement longitudinal chute de 3.58 % lorsque la concentration passe de $C=0\%$ à $C=1.5\%$. Le module de Young transversal quand à lui chute de 3.1% lorsque la concentration passe de $C=0\%$ à $C=1.5\%$.

Le tableau 2.7 montre une comparaison à une température de 120°C des taux de dégradation des modules à différentes concentrations. La combinaison d'une température et d'un haut niveau d'humidité contribuent à réduire les propriétés mécaniques du graphite/époxyde T300/5208. L'effet de température est plus prononcé pour une concentration élevée.

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

Tableau 3.6 : Taux de réduction des propriétés mécaniques $T=60^\circ\text{C}$, $C=0\%$, $C=0.15\%$, $C=1\%$, $C=1.5\%$.

Conditions	Ex%	Ey%	Gxy%	vxy%
60 °C, C=0%	1.41654513	9.61359376	11.38891074	6.66422591
60 °C, C=0.5%	1.54185898	10.45378259	12.36486522	7.21428609
60 °C, C=1%	1.69303811	11.46469627	13.53503984	7.86972382
60 °C, C=1.5%	1.87915523	12.70499889	14.96465225	8.66453978

Tableau 3.7 : Taux de réduction des propriétés mécaniques T=120°C, C=0%,
C=0.15%, C=1%, C=1.5%

Conditions	Ex%	Ey%	Gxy%	vxy%
120 °C, C=0%	5.12217920	33.31734193	37.76045046	20.57481815
120 °C, C=0.5%	5.95285691	38.21068394	42.91190310	23.10510406
120 °C, C=1%	7.20129699	45.20230029	50.10431180	26.57025634
120 °C, C=1.5%	9.47314897	56.69454191	61.50655874	31.97231014

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

3.6 Validation des résultats :

Nos résultats sont en bon accord avec les résultats obtenus par Benkhedda [20] ou il apparaît communément une baisse de rigidité dans le sens transversal et en cisaillement des composites unidirectionnels. Les résultats sont aussi en bon accord avec les travaux expérimentaux de Ghorbel [25].

Nous avons exposé un modèle qui permet la simulation du vieillissement. Les propriétés mécaniques du composite peuvent être obtenues pour n'importe quelle condition de température et d'humidité. L'interprétation physico-chimique des résultats des effets de température et d'humidité sur les propriétés mécaniques est assez complexe. Nos résultats montrent que pratiquement chaque propriété du matériau est susceptible d'être affectée par un vieillissement humide et thermique. Cependant l'aspect micro analytique ne pourra déterminer ce qui se passe au cœur du matériau. Les conditions hygrothermiques peuvent elles avoir un effet sur l'évolution des microfissures, c'est dans ce sens que l'on orientera cette étude dans les prochains chapitres.

Chapitre 4

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

4.1 Introduction :

Dans ce chapitre, nous nous intéressons au comportement de la rigidité dans un matériau composite croisé et fissuré, soumis à des essais de fatigue et sous différentes conditions hygrothermiques. L'effet du volume de fibres, du nombre de couche à 90° et à 0°, contraintes appliquées ainsi que le rapport d'épaisseur sont aussi pris en considération dans l'analyse, afin d'illustrer l'évolution de la rigidité en fonction de nombre de cycle et à différente condition environnementale.

Dans un premier temps, la réduction de la rigidité relative sera comparée avec les résultats expérimentaux pour différentes contraintes appliquées.

Finalement, une conclusion sera faite sur le comportement de la rigidité dans un matériau avec fissuration transverse sous sollicitation de fatigue et condition hygrothermiques.

4.2 Choix du matériau de simulation :

Le matériau composite choisi pour la simulation numérique est le composite verre/époxyde [3] ayant les propriétés élastiques suivantes :

$E_0=43.10^3$ GPA	$E_{90}=13.10^3$ GPA	W=25mm	L=200mm
G90=1	t0=0.3mm	t90=0.52mm	

Tableau 4.1 : Propriétés élastiques du matériau verre/époxyde

4.3 Validation :

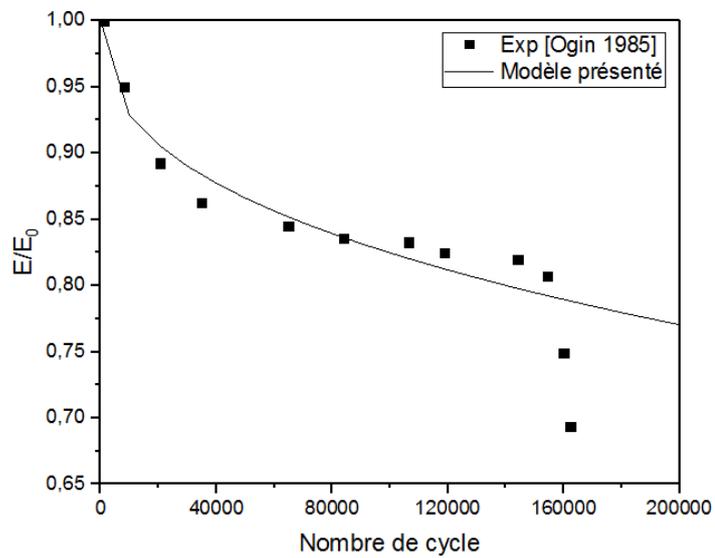


Figure 4.1 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour $[0/90]_s$ verre/epoxyde ($\sigma_{\max}=110$ MPa).

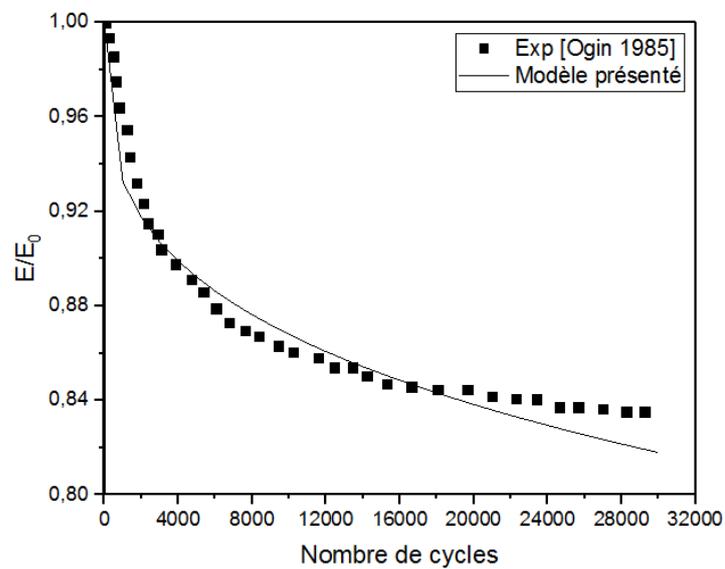


Figure 4.2 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour $[0/90]_s$ verre/époxyde ($\sigma_{\max}=150$ MPa).

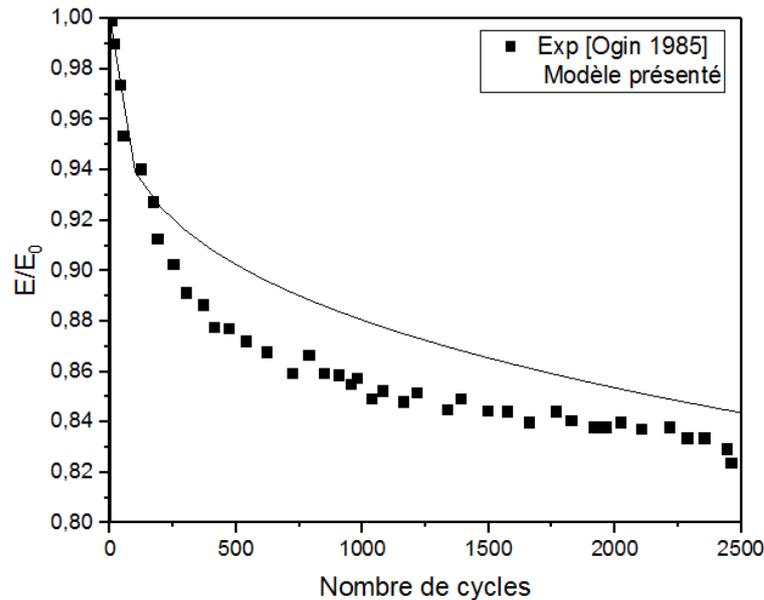


Figure 4.3 : Comparaison entre la réduction du module de Young en fonction du nombre de cycle pour $[0/90]_s$ verre/epoxyde ($\sigma_{\max}=225$ MPa).

La réduction du module de Young longitudinale en fonction du nombre de cycle et pour différentes contraintes maximales appliqués a été représenté dans les figures 4.1 à 4.3 elle est comparée avec les résultats expérimentaux publié par Ogin [3].

On constate que le modèle présenté donne des résultats assez proche a ceux obtenue par l'expérimental qui a été réalisé par Ogin figure (4.1), (4.2). Par contre dans le cas ou $\sigma=225$ MPa, les résultats sont un peu éloignés de l'expérimental (Figure 4.3).

Après comparaison le modèle présenté est choisi pour représenter le comportement de la rigidité relative et totale pour différents variation de température et humidité.

4.4 Effet hygrothermique sur la réduction de la rigidité :

4.4.1 réduction de la rigidité relative :

Dans cette section, on calcul la perte de rigidité du stratifié croisé qui est déjà soumis initialement à un vieillissement hygrothermique. La réduction de la

rigidité du stratifié croisé due à la fatigue est évaluée par rapport à la rigidité initiale du stratifié non endommagé, soumis lui aussi aux mêmes conditions hygrothermiques.

On note que cette rigidité initiale du stratifié non endommagé est fonction aussi de la température et de l'humidité. Par conséquent, l'équation :

a) influence de la température :

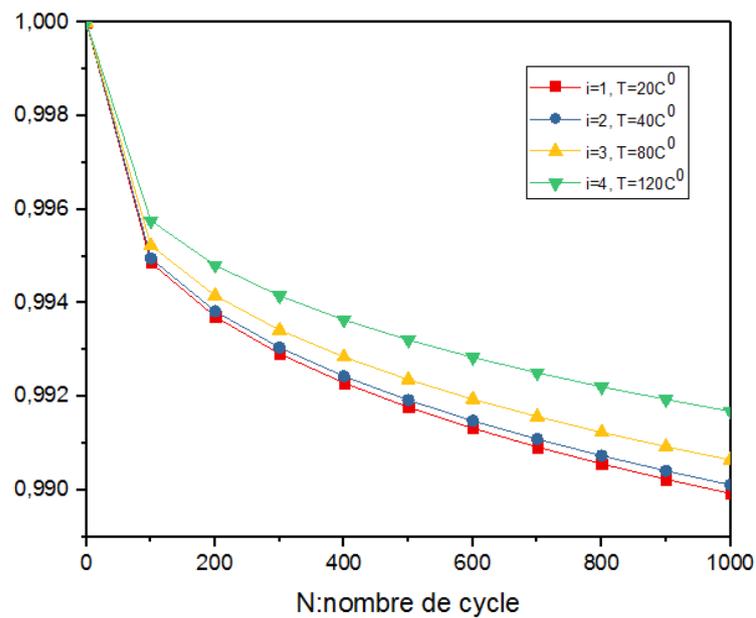


Figure 4.4: la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement C=0% et T=variable avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

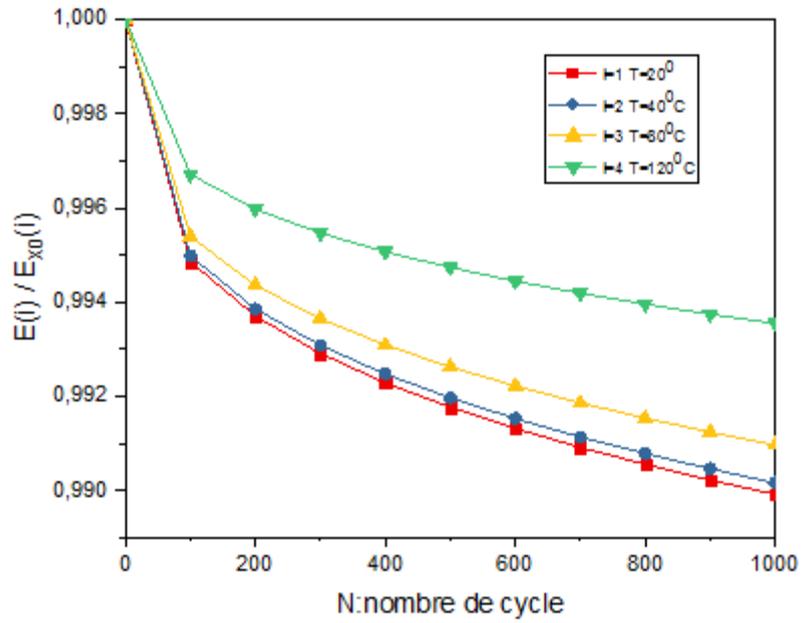


Figure 4.5 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $C=0.005\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

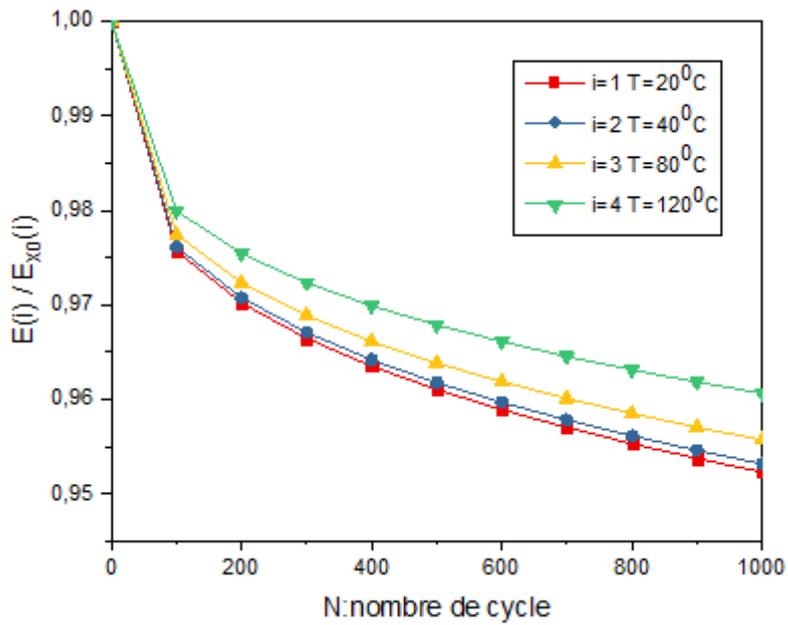


Figure 4.6: la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $C=0\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

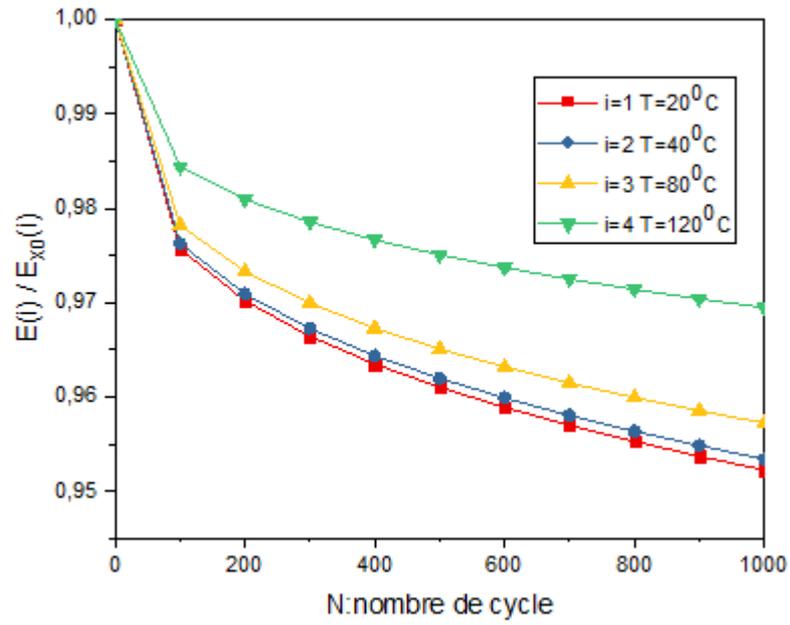


Figure 4.7: la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $C=0.015\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

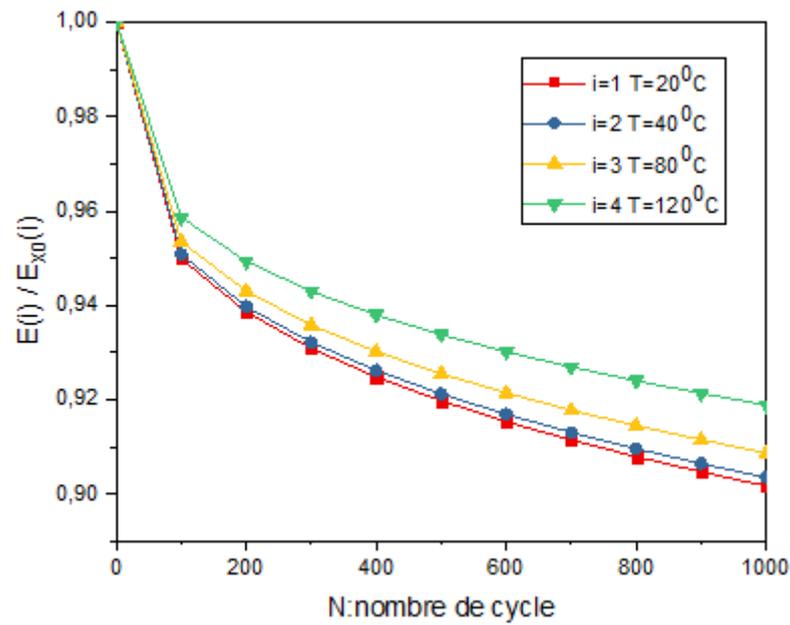


Figure 4.8 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $C=0\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

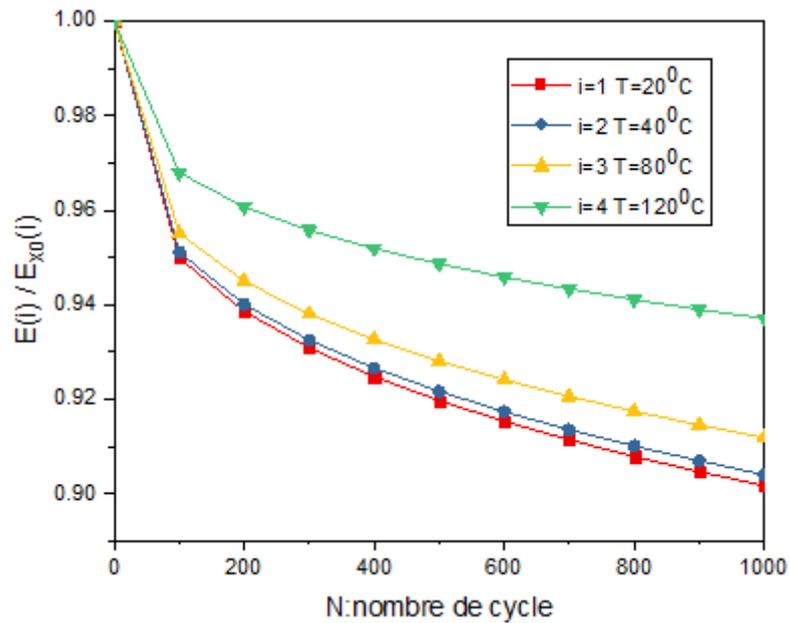


Figure 4.9 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $C=0.015\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

La rigidité relative est représentée en fonction de nombre de cycle pour différentes températures et avec différentes contraintes maximales figure (4.4) jusqu'au figure (4.9). On note une diminution de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle avec l'augmentation de température (un taux de réduction de presque 4%). Ce qui traduit par la réduction des propriétés élastique de ce dernier par l'influence des conditions hydrothermique sous sollicitation de fatigue.

Un matériau composite non fissuré est plus influencé par la température par rapport a un matériau fissuré avec fissuration transverse c'est-à-dire une dégradation importante des propriétés mécaniques du matériau non fissuré par rapport a un matériau fissuré.

b) influence de l'humidité :

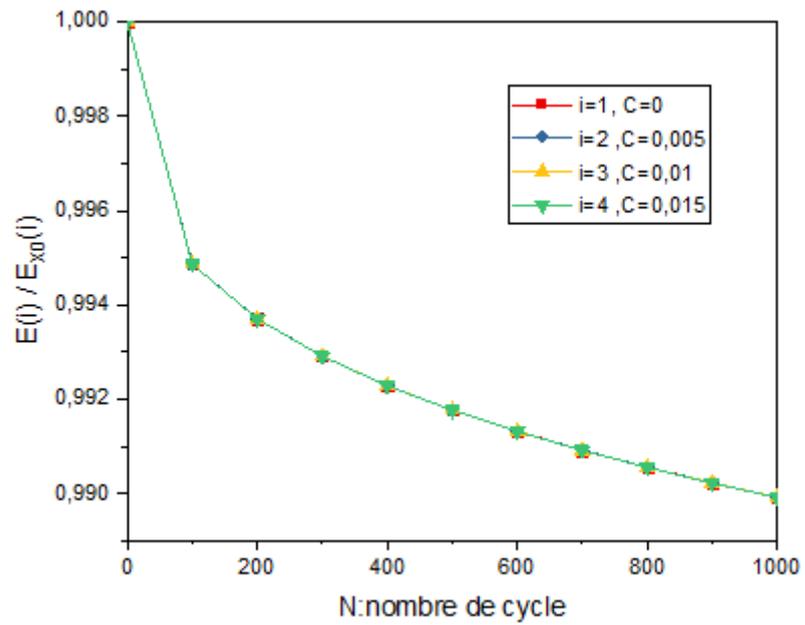


Figure 4.10 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

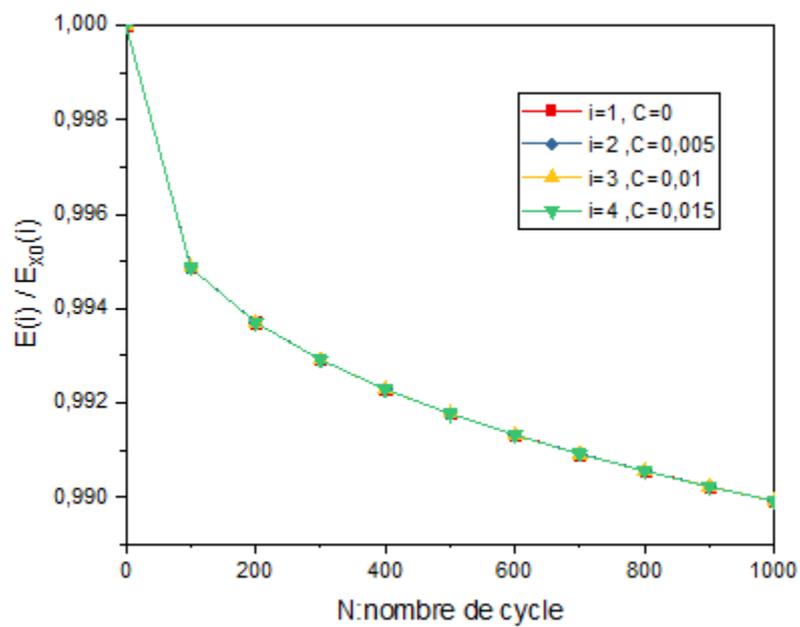


Figure 4.11 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

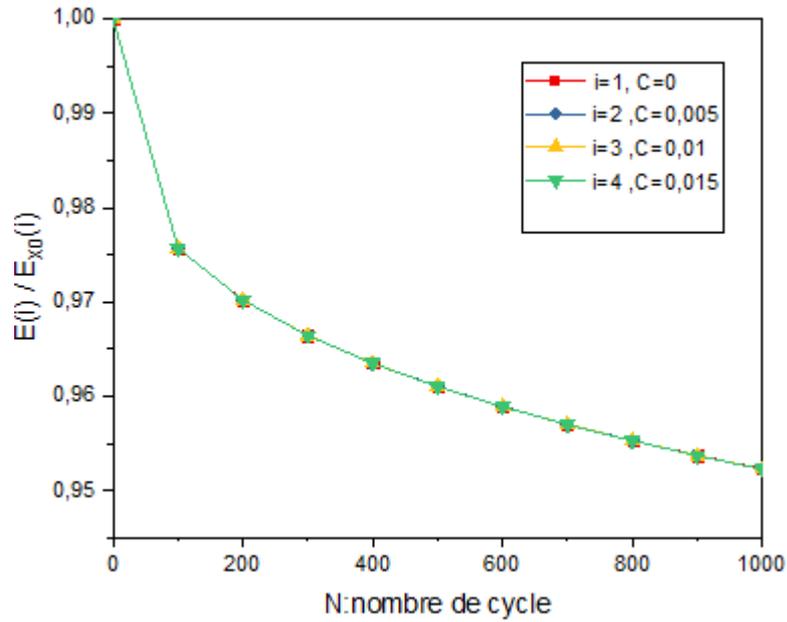


Figure 4.12 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

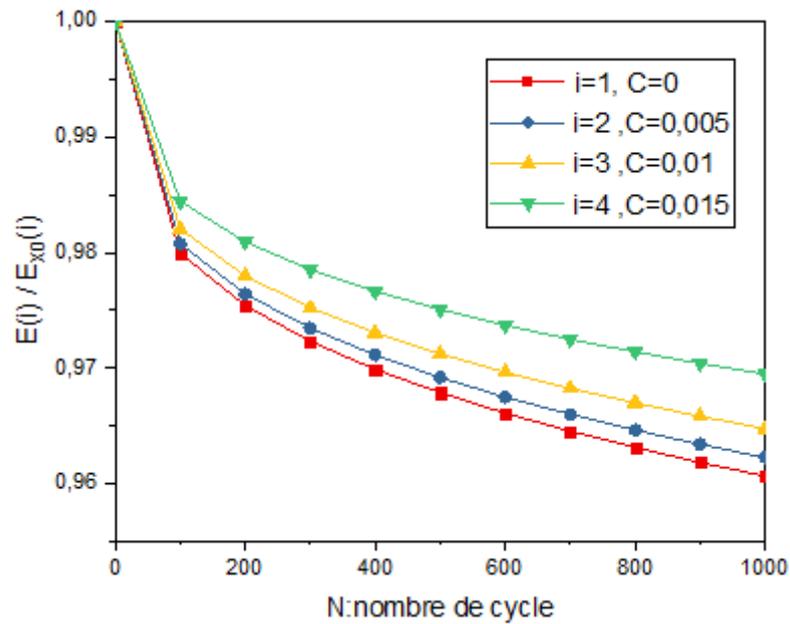


Figure 4.13 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

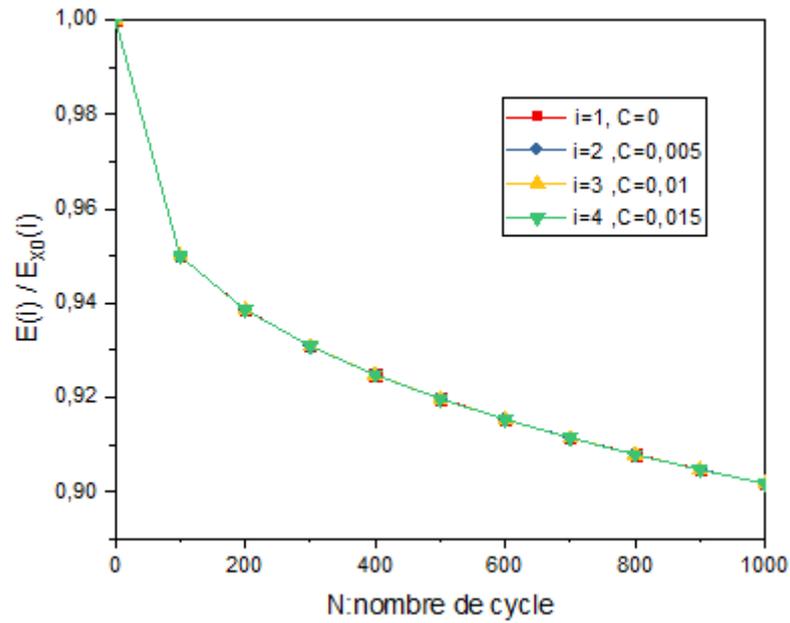


Figure 4.14 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

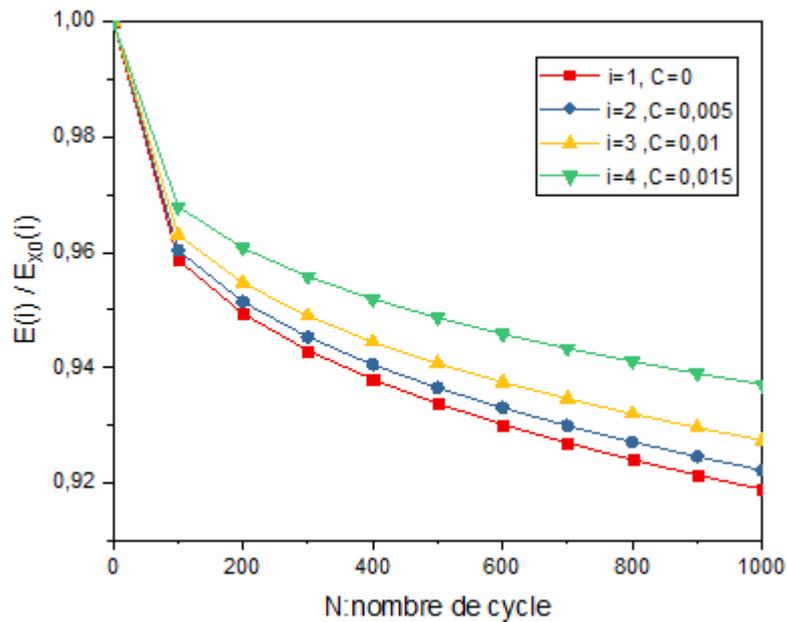


Figure 4.15: la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

La rigidité relative est représentée en fonction de nombre de cycle pour différente concentration d'humidité et avec différentes contraintes maximales figure (4.10) jusqu'au figure (4.15). On constate que la rigidité relative en fonction de nombre de cycle montre une bonne concordance a basses températures, par contre lorsque la température opérationnelle s'approche à la température transitoire vitreuse l'inverse a été remarqué, avec un taux de réduction de presque 1.81%. Ce qui traduit par la réduction des propriétés élastique de ce dernier par l'influence des conditions hydrothermique sous sollicitation de fatigue.

Un matériau composite non fissuré est plus influencé par l'humidité en présence de la température élevée par rapport a un matériau fissuré avec fissuration transverse c'est-à-dire une dégradation importante des propriétés mécaniques du matériau non fissuré par rapport à matériau fissuré.

c) influence hydrothermique (température et humidité) :

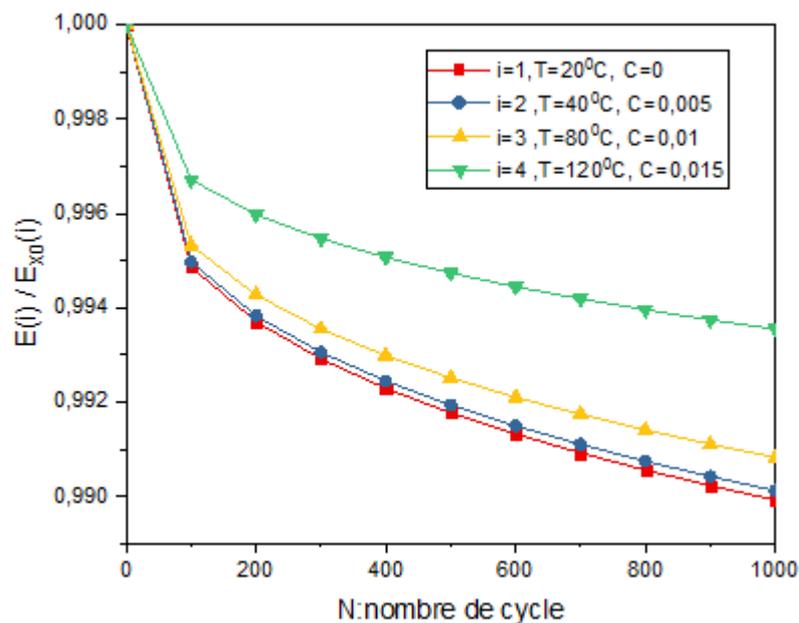


Figure 4.16 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=\text{variable}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

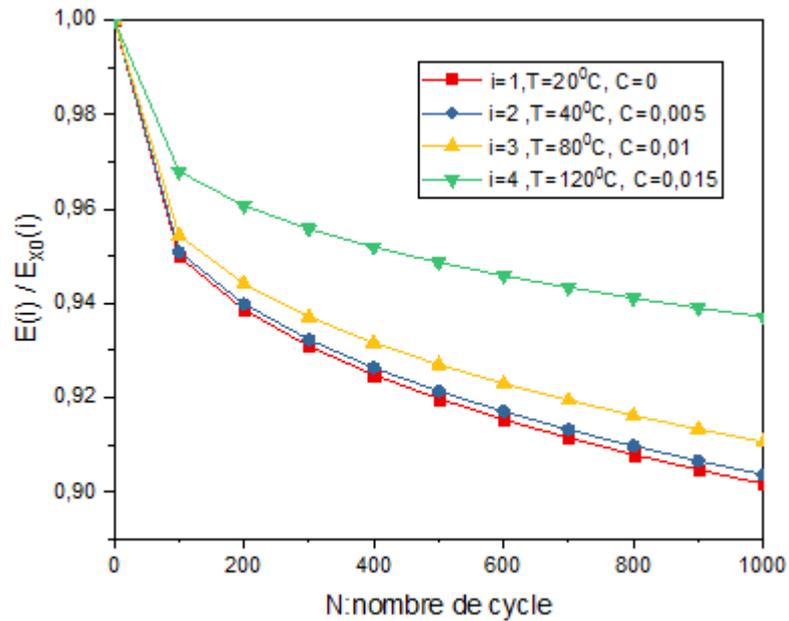


Figure 4.17 : la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement Temperature = variable et C=variable avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

La rigidité relative est représentée en fonction de nombre de cycle pour différente condition hydrothermique et avec différentes contraintes maximales figure (4.16) et figure (4.17). on note une diminution de la rigidité relative en fonction de nombre de cycle avec l'augmentation et de température et de concentration d'humidité (un taux de réduction de presque 3.50%). Ce qui traduit par la réduction des propriétés élastique de ce dernier par l'influence des conditions hydrothermique sous sollicitation de fatigue.

L'effet hydrothermique a un effet important sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle et pour des contraintes maximales appliqués élevées.

d) influence de volume des fibres (V_f) :

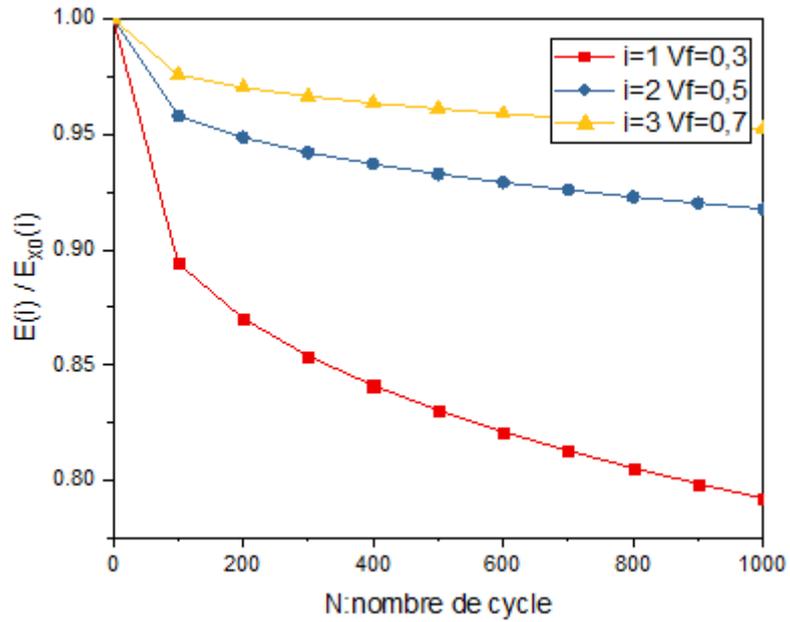


Figure 4.18 : influence volume de fibre sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Temperature $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$ avec une contrainte $\sigma_{\max}=30\text{MPa}$

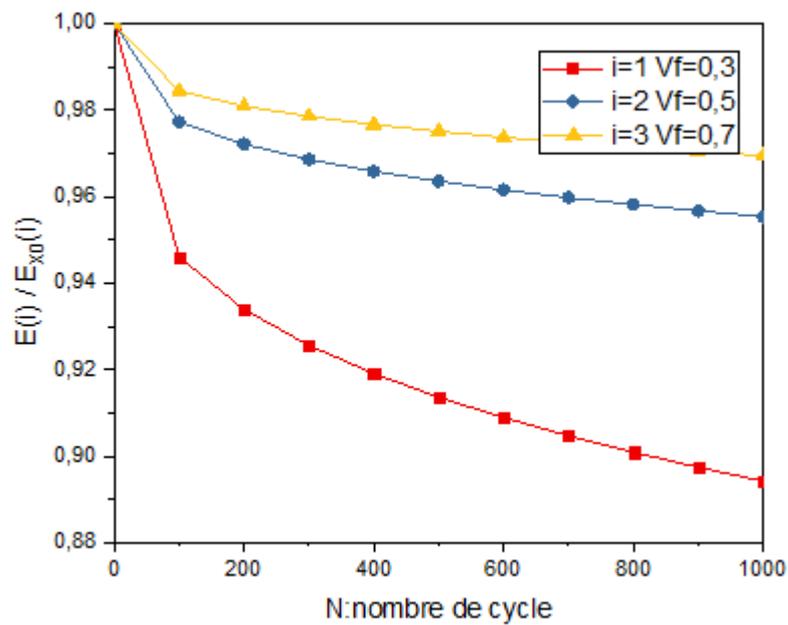


Figure 4.19 : influence volume de fibre sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=0.015\%$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

La rigidité relative est représentée en fonction de nombre de cycle pour différent fraction volumique et avec différentes effet hygrothermique figure (4.18) et la figure (4.19). On constate que la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle est plus importante avec la diminution de la fraction volumique des fibres, avec un taux d'augmentation de presque 16.60%.

e) influence de la contrainte maximal (σ_{max}) :

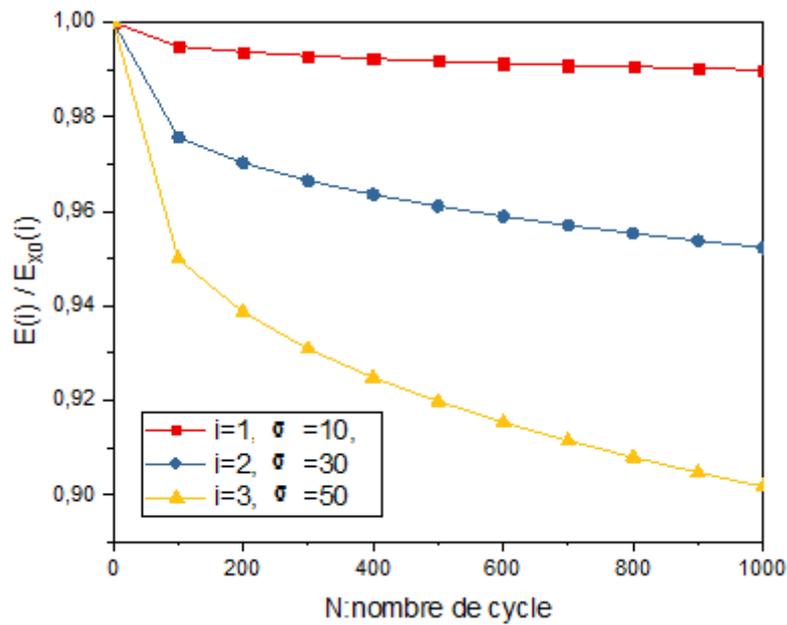


Figure 4.20 : influence de contrainte sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Temperature $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$

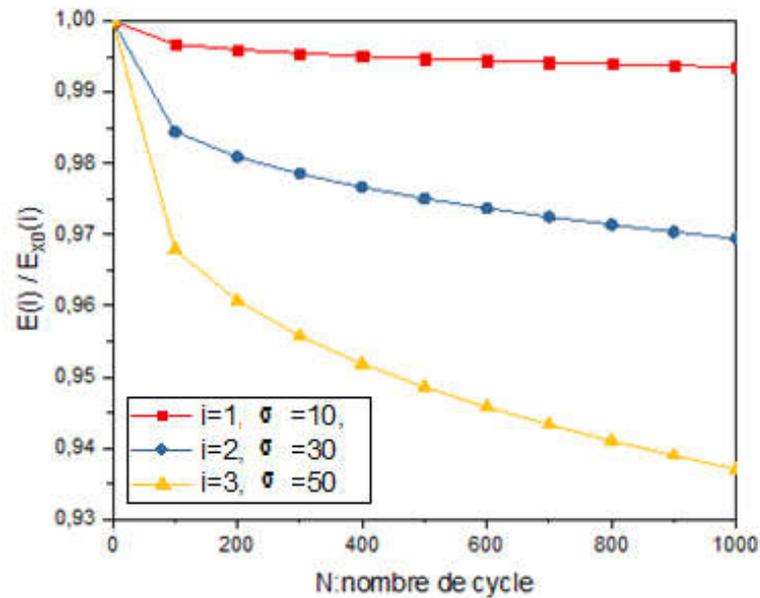


Figure 4.21 : influence de contrainte sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement température $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=0.015\%$

Figure 4.20 et 4.21 représente une variation de la contrainte dans deux environnement différents ($T=20^{\circ}\text{C}$ $c=0\%$) et ($T=20^{\circ}\text{C}$, $C=0.015\%$) on remarque que la rigidité relative diminue lorsque la contrainte appliquée augmente.

L'effet hydrothermique a un effet important sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle sur pour des contraintes maximales appliqués élevés.

f) influence de nombre de couche 90° (fissurés) :

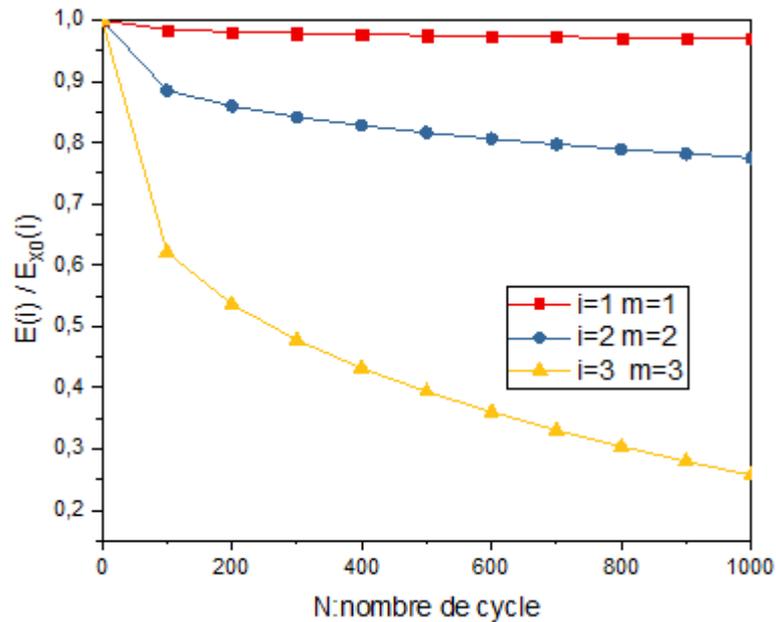


Figure 4.22 : influence de nombre de couche 90° sur la rigidité relative en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température $T=120^\circ\text{C}$, $C=0.015\%$ et $\sigma=30\text{MPa}$

La rigidité relative est représentée en fonction de nombre de cycle pour différents nombre de couche 90° et avec différents effets hygrothermiques figure (4.22). On constate que la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle est plus importante avec l'augmentation du nombre de couche fissurée (90°), avec un taux de diminution de presque 71.25% (de $m=1$ à $m=3$). Ce qui traduit par la dégradation des propriétés élastiques de ce dernier par l'influence des conditions hygrothermiques sous sollicitation de fatigue.

4.4.2 réduction de la rigidité totale :

a) influence de la température :

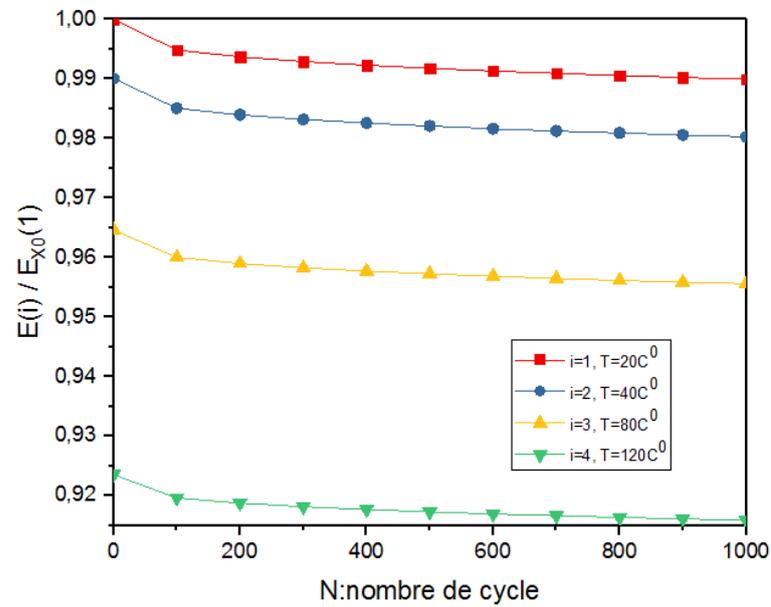


Figure 4.23: la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

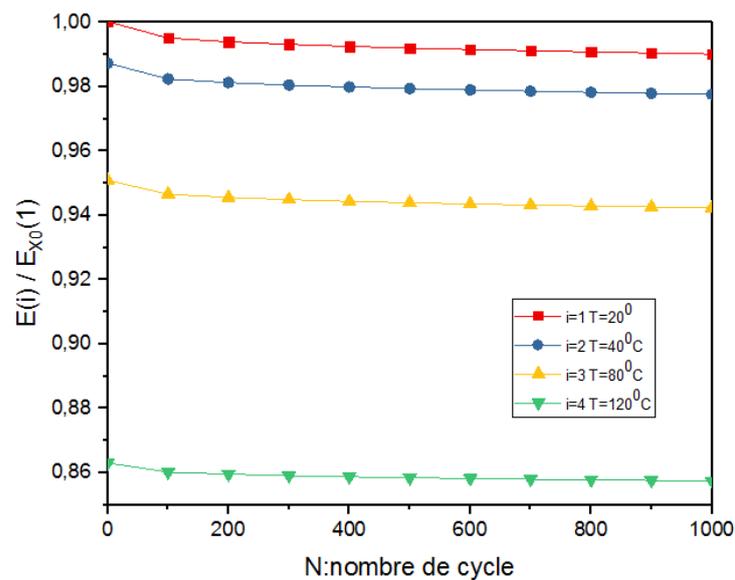


Figure 4.24 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $C=0.005\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

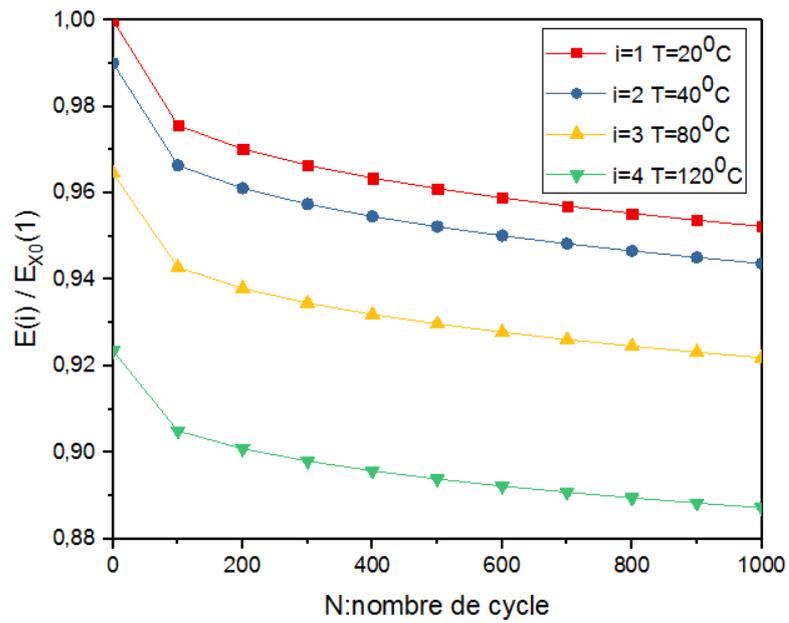


Figure 4.25: la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement C=0 % et T=variable avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

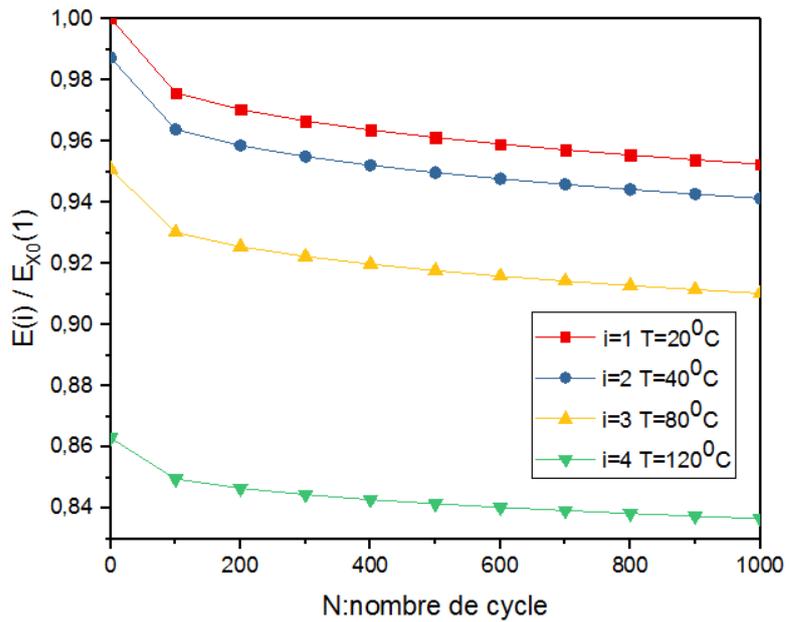


Figure 4.26: la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement C=0.015 % et T=variable avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

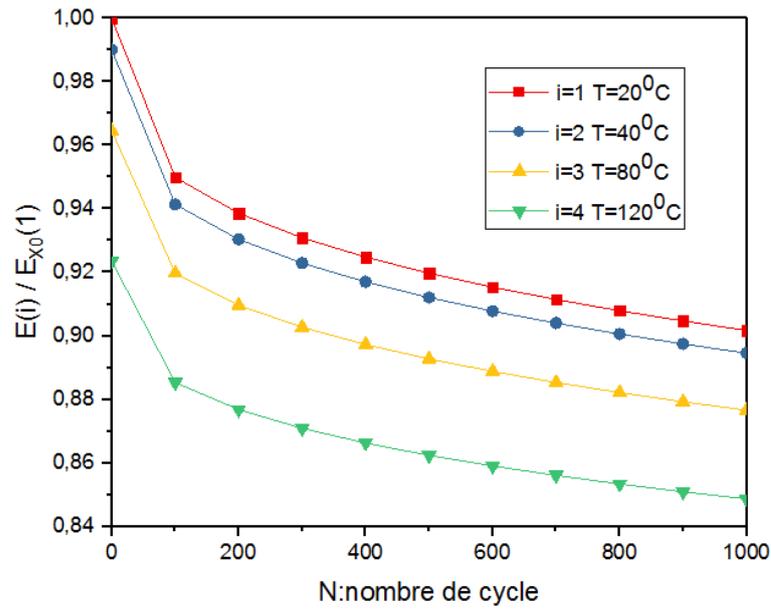


Figure 4.27 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $C=0\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

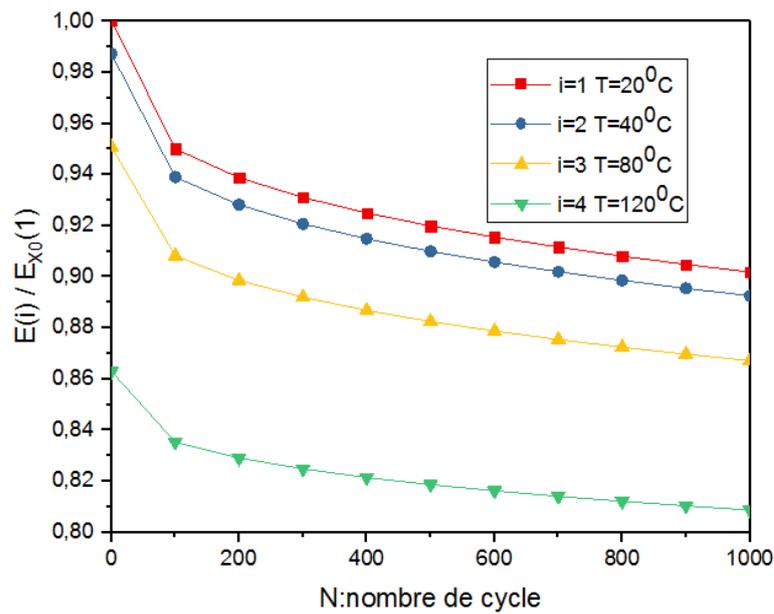


Figure 4.28 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $C=0.015\%$ et $T=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

La rigidité totale est représentée en fonction de nombre de cycle pour différentes températures et avec différentes contraintes maximales figure (4.23)

jusqu'au figure (4.28) .on note une diminution de la rigidité totale en fonction de nombre de cycle avec l'augmentation de température Ce qui traduit par la réduction des propriétés élastique de ce dernier par l'influence des conditions hygrothermique sous sollicitation de fatigue.

Un matériau composite non fissuré (Nombre de cycle =0) est plus influencer par la température par rapport a matériau fissuré avec fissuration transverse c'est-à-dire une dégradation importante des propriétés mécaniques du matériau non fissuré par rapport a matériau fissuré.

b) influence de l'humidité :

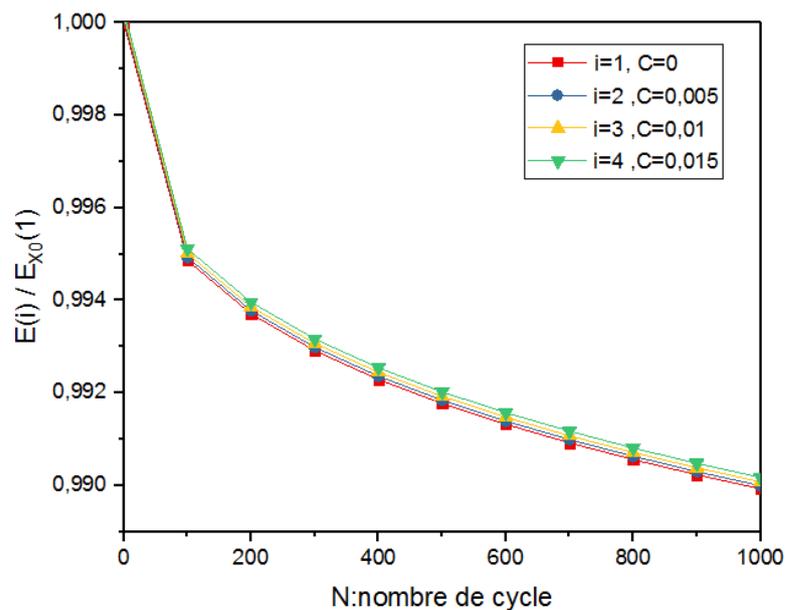


Figure 4.29 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

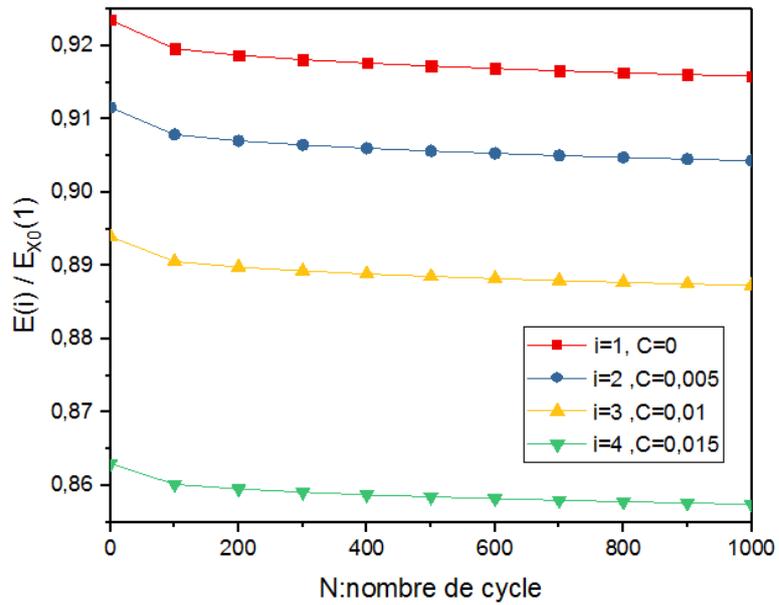


Figure 4.30 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

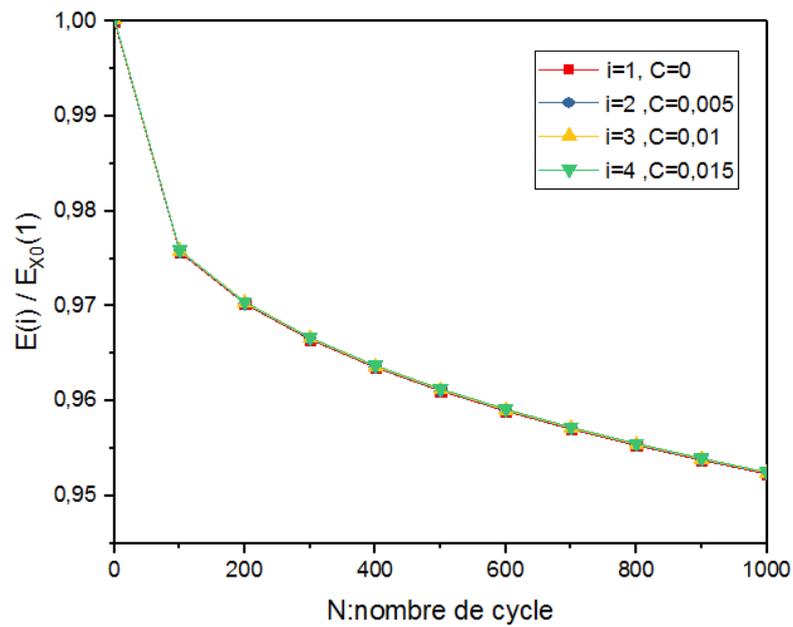


Figure 4.31 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

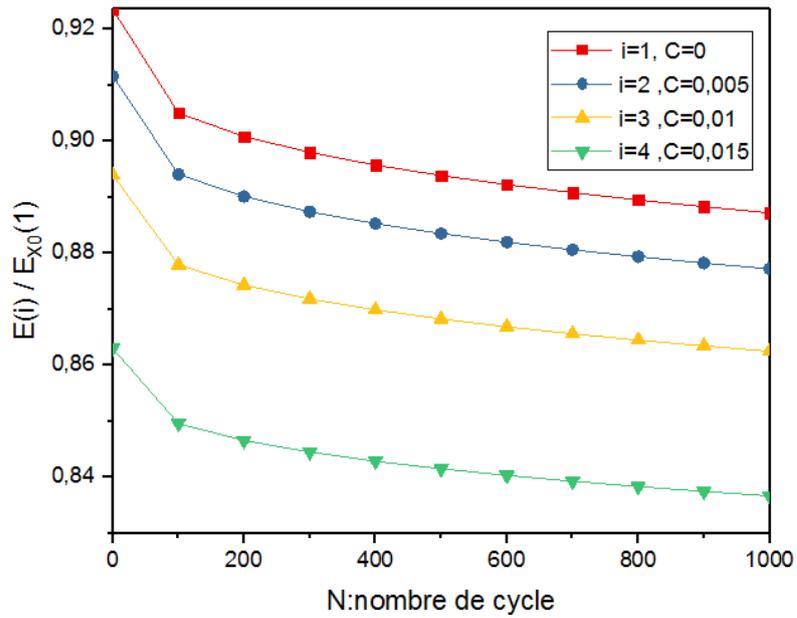


Figure 4.32 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=30\text{MPa}$

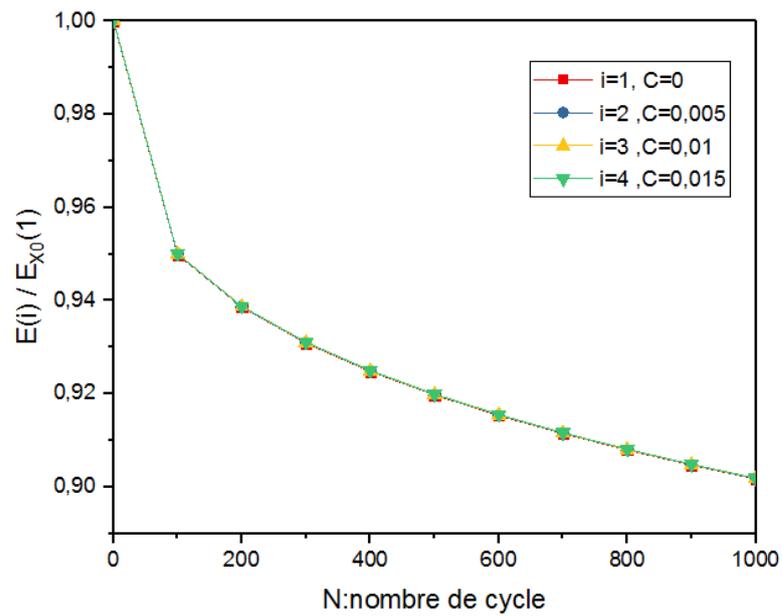


Figure 4.33 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

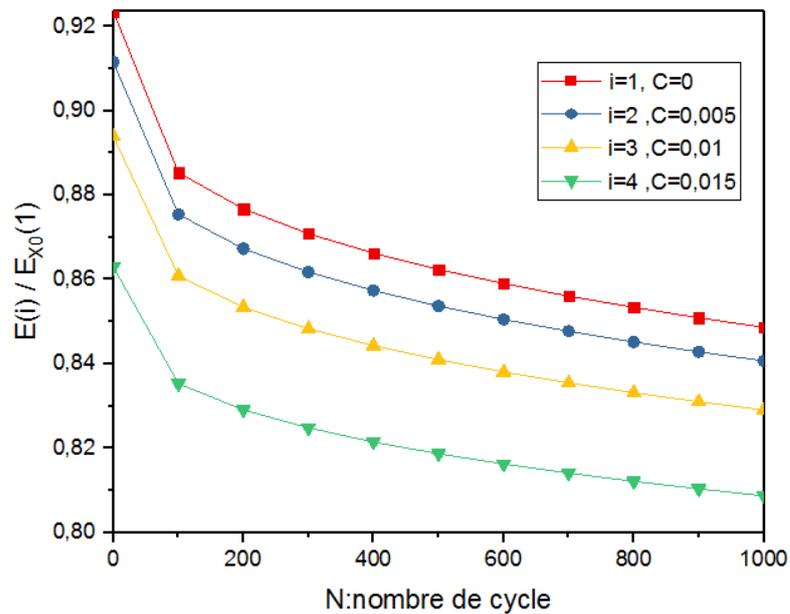


Figure 4.34: la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=\text{variable}$ avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

La rigidité totale est représentée en fonction de nombre de cycle pour différente concentration d'humidité et avec différentes contrainte maximal figure (4.29) jusqu'au figure (4.34). on constate une petite influence de la concentration sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle lorsque la température est basse, par contre lorsque la température augmente l'inverse a été remarqué, avec un taux de réduction de presque 5,84%. Ce qui traduit par la réduction des propriétés élastique de ce dernier par l'influence des conditions hygrothermique sous sollicitation de fatigue.

c) influence hygrothermique (température et humidité) :

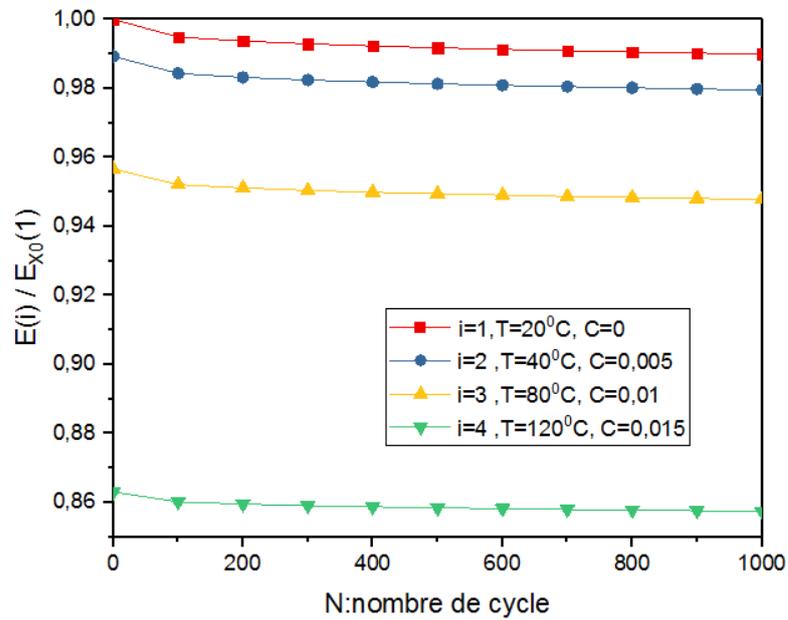


Figure 4.35 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement T =variable et C =variable avec une contrainte $\sigma=10\text{MPa}$

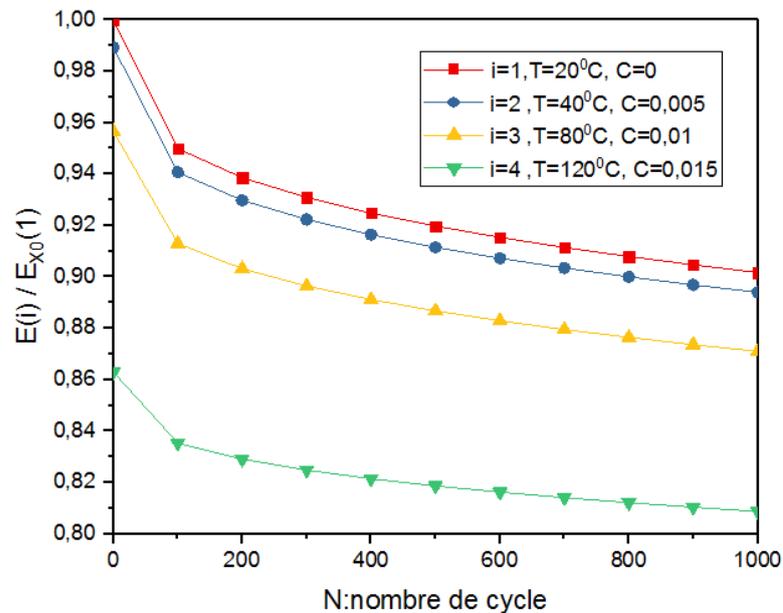


Figure 4.36 : la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique avec une contrainte $\sigma=50\text{MPa}$

La rigidité totale est représentée en fonction de nombre de cycle pour différente condition hygrothermique et avec différentes contrainte maximal figure (4.35) et figure (4.36). on note une diminution de la rigidité totale en fonction de nombre de cycle avec l'augmentation de température et de concentration d'humidité (un taux de réduction de presque 13.25% pour un nombre de cycle maximal). Ce qui traduit par la réduction des propriétés élastique de ce dernier par l'influence des conditions hygrothermique sous sollicitation de fatigue.

L'effet hygrothermique a un effet important sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle et pour des contraintes maximales appliqués élevées.

Un matériau composite non fissuré est plus influencer par la l'effet hygrothermique par rapport a matériau fissuré avec fissuration transverse c'est-à-dire une dégradation importante des propriétés mécaniques du matériau non fissuré par rapport a matériau fissuré.

d) influence de volume des fibres (V_f) :

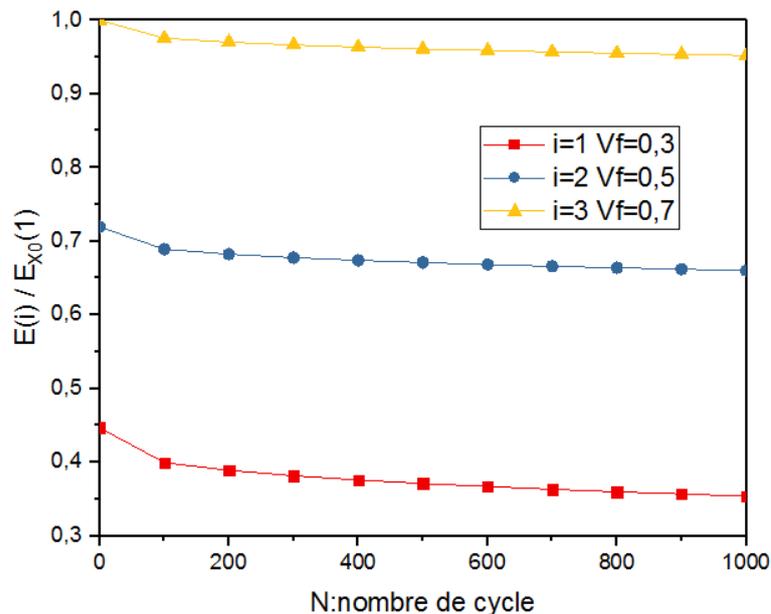


Figure 4.37 : influence volume de fibre sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$ avec une contrainte $\sigma_{\max}=30\text{MPa}$

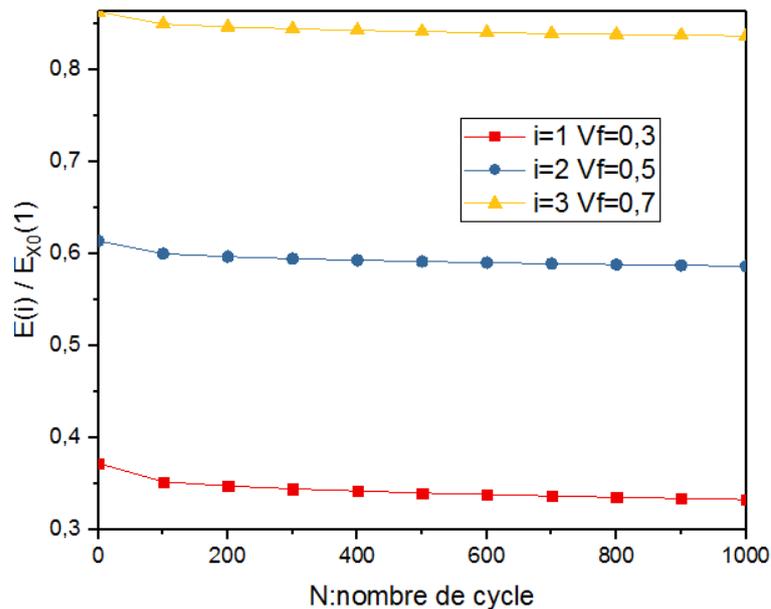


Figure 4.38 : influence volume de fibre sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Temperature $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=0.015\%$ avec une contrainte $\delta=30\text{MPa}$

La rigidité totale est représentée en fonction de nombre de cycle pour différente fraction volumique des fibres et avec différentes effet hygrothermique figure (4.37) et la figure (4.38). on constate que la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle est plus importante avec la diminution de la fraction volumique des fibres, et l'augmentation de la température (Taux de 59.41% pour un nombre de cycle maximal).

Au final, on remarque qu'un matériau composite non fissuré est moins influencé par l'effet de la température par rapport a matériau fissuré avec fissuration transverse.

e) influence de la contrainte maximal (δ_{max}) :

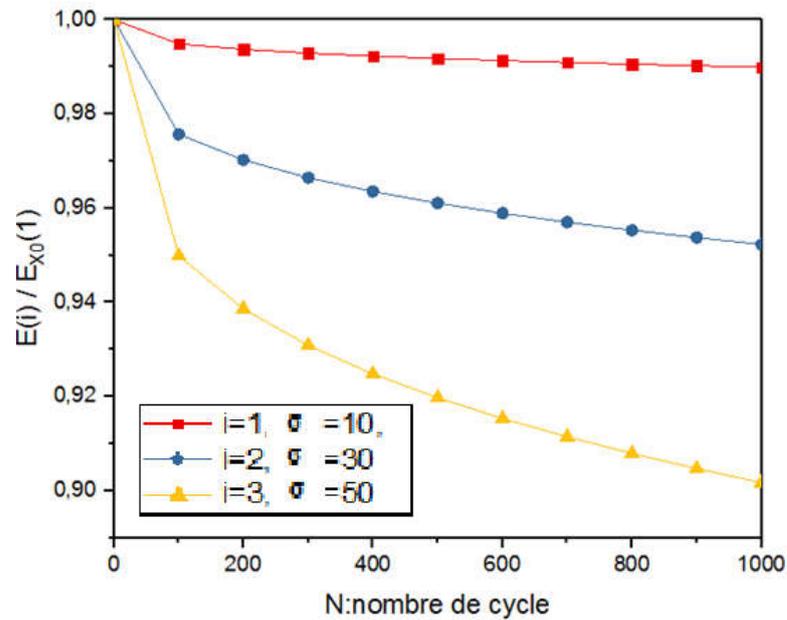


Figure 4.39 : influence de contrainte sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement Température $T=20^{\circ}\text{C}$ et $C=0\%$

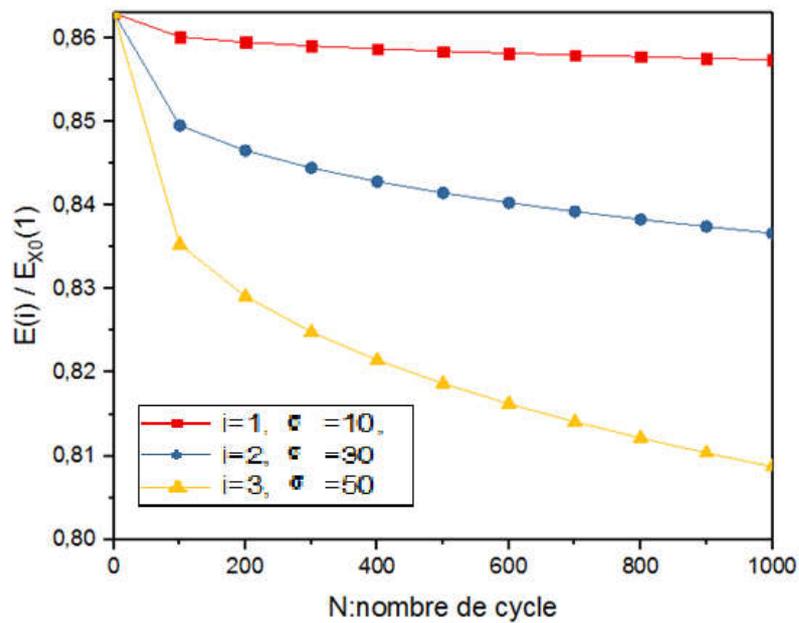


Figure 4.40 : influence de contrainte sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hydrothermique dans l'environnement Température $T=120^{\circ}\text{C}$ et $C=0.015\%$

Figure 4.39 et 4.40 représente la réduction de la rigidité totale en fonction du nombre de cycle et pour différentes contraintes appliquées. On note une dégradation de

la rigidité totale avec l'augmentation de la contrainte maximale et aussi des conditions environnementales.

L'effet hygrothermique a un effet important sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle et pour des contraintes maximales appliqués élevées.

f) influence de nombre de couche 90° (fissurés) :

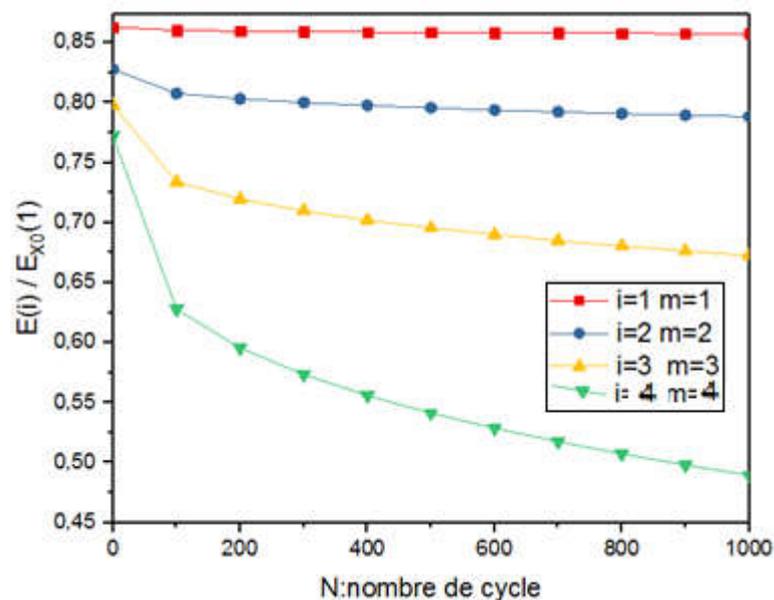


Figure 4.41 : influence de nombre de couche 90° sur la rigidité totale en fonction de nombre de cycle sous condition hygrothermique dans l'environnement Température T=120°C, C=0.015% et δ=30MPA

La rigidité totale est représentée en fonction de nombre de cycle pour différents nombres de couches 90° et avec différents effets hygrothermiques (figure 4.41). On constate que la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycles est plus importante avec l'augmentation du nombre de couches fissurées (90°), avec un taux de diminution de presque 33.8%. Ce qui traduit par la dégradation des propriétés élastiques de ce dernier par l'influence des conditions hygrothermiques sous sollicitation de fatigue.

La réduction de la rigidité est plus importante pour un matériau fissuré avec un nombre important de couches fissurés par rapport un stratifié non fissuré sous condition hygrothermique.

CONCLUSION GENERALE

Au cours de ce travail de recherche, nous avons procédé à une étude quantitative sur le comportement des matériaux composites fissurés alternés sous fatigue. L'intérêt a porté essentiellement sur l'étude de réduction de la rigidité dans les stratifiés croisés et fissurés avec fissuration transverse en fonction du nombre de cycle.

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

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

La modélisation du vieillissement a été établie selon un modèle à l'échelle micro-analytique, choisi à partir d'un modèle semi empirique qui prend en considération l'effet de la concentration d'humidité et de la température sur les propriétés des fibres et de la matrice. Ceci a permis de quantifier l'évolution des propriétés mécaniques

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

- La variation de la température opérationnelle a un effet significatif sur la réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle et pour différentes concentrations,
- A basses températures pas d'effet d'humidité a été remarqué (en fonction du nombre de cycle), par contre lorsque la température opérationnelle s'approche de la température de transition l'inverse a été remarqué,

- L'effet hygrothermique été important sur la réduction de la rigidité (en fonction du nombre de cycle) et cela pour des contraintes maximales appliqués élevées,
- La réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle est plus importante avec la diminution de la fraction volumique des fibres,
- La réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle est plus importante lorsque la contrainte maximale appliquée augmente,
- La réduction de la rigidité en fonction du nombre de cycle est plus importante lorsque le nombre des couches fissurés augmente.

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

BIBLIOGRAPHIE

[1], M. Berthelot*, A. El Mahi, J.-F. Le Corre « Development of transverse cracking in cross-ply laminates during fatigue tests (J.-M. Berthelot*, A. El Mahi, J.-F. Le Corre Acoustics and Mechanics Institute, Composites and Mechanical Structures Group, Université du Maine, 72085 Le Mans cedex9, France Received 12 December 2000; accepted 8 May 2001.

[2] -El Mahi, J.-M. Berthelot & J. Brillaud, « Stiffness reduction and energy release rate of cross-ply laminates during fatigue tests

Laboratoire de Mécanique Productive et Matériaux, Université du Maine, avenue Olivier Messiaen, B.P. 535, 72017 Le Mans Cedex, France “Laboratoire de Mécanique et Physique des Matériaux, ENSMA, site du Futuroscope, 86360 Chasseneuil du Poitou, France.

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

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

[4] Jean-Marie BERTHELOT, Jean-François LE CORRE, « fissuration transverse et délaminage dans les stratifiés croisés essais monotones et essais de fatigue

Institut d'Acoustique et de Mécanique, Université du Maine Groupe Composites et Structures Mécaniques, 72085 Le Mans cedex 9»,

[5] J.-M. Berthelot, J.-F. Le Corre, « Modelling the transverse cracking in cross-ply laminates: application to fatigue »,

Institut d'Acoustique et de Mécanique, Groupe Composites et Structures Mécaniques, Université du Maine, Av. O. Messiaen, 72085 Le Mans Cedex 9, France

Received 16 October 1998; accepted 5 April 1999.

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

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

[8] Renard J. Fatigue des matériaux composites renforcés de fibres continues. AM 5410, pp. 1-13.

[9] Velde KV, Kiekens P. Thermoplastic pultrusion of natural fibre reinforced composites. Composite Structures, Vol. 54, n°. 2-3, pp. 355-360, 2001.

[10] Van Paepegem W, Degrieck J. A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites. International Journal of Fatigue. Vol. 24, pp. 747-762, 2002.

[11] Tan TF, Dharan CKH. Cyclic Hysteresis Evolution as a Damage Parameter for Notched Composite Laminates. Journal of Composite Materials. Vol. 44, pp. 1977-1990, 2010.

[12]] Gilbert JL, Ney DS, Lautenschlager EP. Self-reinforced composite poly(methyl methacrylate): static and fatigue properties. Biomaterials. Vol. 16, pp. 1043-1055, 1995.

[13] Vallons K, Zong M, Lomov SV, Verpoest I. Carbon composites based on multi-axial multi-ply stitched preforms – Part 6. Fatigue behaviour at low loads:

Stiffness degradation and damage development. *Composites: Part A*. Vol. 38, pp. 1633–1645, 2007.

[14] De Monte M, Moosbrugger E, Quaresimin M. Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – cyclic loading. *Composites: Part A*. Vol. 41, pp. 1368-1379, 2010.

[15]] Petermann J, Schulte K. The effects of creep and fatigue stress ratio on the long-term behaviour of angle-ply CFRP. *Composite Structures*. Vol. 57, pp. 205-210, 2002.

[16]] Mallick PK, Zhou Y. Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6. *International Journal of Fatigue*. Vol. 26, pp. 941-946, 2004.

[17] Hwang W, Han KS. Fatigue of composites – fatigue modulus concept and life prediction. *Journal Compos Mater*. Vol. 20, pp. 154–165, 1986.

[18] Goel A, Chawla KK, Vaidya UK, Chawla N, Koopman M. Characterization of fatigue behavior of long fiber reinforced thermoplastic (LFT) composites. *Materials characterization*. Vol. 60, pp. 537-544, 2009.

- [19] S. W. Tsai, « Composites Design » Think Composites, Dayton, Paris, Tokyo, 1987.
- [20] A. Benkhedda, « Etude hygrothermique des matériaux composites à matrice polymère avec la prise en compte de l'effet de vieillissement lors de la désorption transitoire », thèse de doctorat obtenu au département d'aéronautique de Blida, 2008.
- [21] C.H.Shen et G.S.Springer « Moisture absorption and desorption of composite materials », C.H.Shen, G.S. Springer, Environmental effects on composites materials, ed. G.S. Springer, Technomic Publishing Co., Lancaster, PA, 1981.
- [22] Z. Sereir, E. Adda Bedia , A. Tounsi, « Effect of the accelerated moisture diffusivity on the hygrothermal behavior laminated plate with symmetrical environmental conditions », Journal of thermal stresses, Taylor & Francis Edition, Vol 28, pp 889- 908, 2005.
- [23] M.H. Han and J. A. Nairn « Hygrothermal aging of polyimide matrix composite laminates» Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume 34, Issue 10, Pages 979-986 October 2003.
- [24] J. Mercier, A. Bunsell, P. Castaing, J. Renard, « prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites », Thèse

de Doctorat, Mines Paris, France, 20 septembre 2006.

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