

UNIVERSITÉ SAAD DAHLAB DE BLIDA

Faculté des Sciences de l'Ingénieur
Département d'Aéronautique



THESE DE DOCTORAT

Spécialité : Aéronautique

**ETUDE HYGROTHERMIQUE DES MATERIAUX
COMPOSITES A MATRICE POLYMERE AVEC LA PRISE
EN COMPTE DE L'EFFET DU VIEILLISSEMENT LORS DE
LA DESORPTION EN TRANSITOIRE**

Par

BENKHEDDA Amina

Devant le jury composé de :

S. BOUKRAA	Professeur, U. de Blida	Président
Z. YOUBI	Professeur, U. de Blida	Examineur
A. BEZAZI	Maître de Conférence, U. de Guelma	Examineur
A. ELMAHI	Maître de Conférence HDR, U. Le Mans (France)	Examineur
E. ADDA BEDIA	Professeur, U. de Sidi Bel Abbès	Directeur de thèse
A. TOUNSI	Maître de Conférence, U. de Sidi Bel Abbès	Co- Directeur

Blida, 1^{er} Juillet 2008

RESUME

Les structures réalisées en matériau composite sont soumises à des variations de température et d'humidité durant leurs utilisations. Ces conditions de service induisent un changement dans la configuration structurale de ces matériaux en fonction de ces facteurs environnementaux, selon leur degré de variation avec le temps et leurs combinaisons simultanées, et ce, plus particulièrement dans le cas de leurs usages dans le domaine aéronautique. En effet, le caractère hétérogène et anisotrope de ces matériaux, induit des effets structuraux spécifiques, qui peuvent avoir des conséquences pénalisantes et irréversibles sur la structure. En fait, la combinaison d'une température et d'un niveau d'humidité induit un vieillissement qui se traduit par une réduction et éventuellement une dégradation de la rigidité et de la résistance, et peut aussi engendrer des contraintes résiduelles hygrothermiques à l'intérieur du stratifié. Cet état de faiblesse du matériau, peut engendrer un endommagement et une réduction de la durée de vie de la structure. La présente étude abordera d'abord l'effet de la température et d'humidité sur les propriétés mécaniques des composites avec une application sur le graphite/époxy T300/5208 en phase de désorption. La microanalyse a en effet montré la forte prépondérance de la température et de l'humidité sur ces propriétés. Nous aborderons ensuite l'effet de la dégradation des propriétés mécaniques dues à des températures variables et à des niveaux d'humidité variables, sur le comportement des plaques stratifiées. Une dernière étape consiste à examiner l'effet de l'anisotropie sur les contraintes résiduelles hygrothermiques en tenant compte des différentes conditions d'environnement pour des stratifiés unidirectionnels en graphite époxy en phase de désorption.

SUMMARY

The realized structures in composite material are subjected to variations of temperature and of humidity during their use. These service conditions induce a change in the structural configuration of these materials in function of these environmental factors, according to their degree of variations with the time and their simultaneous combinations, and this, more particularly in the case of their use in the aeronautical domain. In fact, the heterogeneous character and anisotropic of these materials, induce specific structural effects, that could be a penalizing and irreversible consequences on the structure. Indeed, the combination of a temperature and of a level of humidity induces an ageing that translates itself by the degradation of rigidity and resistance and also can generate residual constraints hydrothermal inside the laminate. This state of weakness of the material can generate a damaging and a reduction of the length of life of the structure. The present study will approach first the effect of the temperature and of humidity on the mechanical properties of the composite ones with an application on it graphite /epoxy T300/5208 in phase of adsorption. The microanalysis in fact showed the strong preponderance of the temperature and humidity on these properties. We will approach next the effect of the degradation of the mechanical properties due to variable temperature and to levels of variable humidity, on the behavior of the stratified plates. The last step consists on the examination of the anisotropic effect on the residual constraints hydrothermal while taking account of the different conditions of environment for one-way laminates graphitizes some epoxy in phase of adsorption.

ملخص

المواد المركبة تخضع الى تغيرات حرارية و رطوبة خلال فترة استعمالها. ينتج عن هذا تغير في الهياكل المركبة تحت تأثير الضغوط البيئية حسب التغيرات عبر الزمان وحسب تعاملها في آن واحد. وهذا خاصة خلال استعمالها في ميدان الطيران . الطابع الغير المنسق لهاته المواد يتسبب في تأثيرات هيكلية خصوصية ، قد يكون لها تأثيرات سلبية ،إن التأثير المركب للحرارة ونسبة الرطوبة ، يؤدي إلى تدهور المواد ، وخلق عوامل رطوبة ذات طابع رطوبي حراري داخل المركب فتفقد المادة مقاومتها. هذه الدراسة تهتم أولاً بتأثير الحرارة والرطوبة على الخصوصيات الميكانيكية للمواد المركبة مع تطبيق على مادة الكربون ابوكسيت خلال فترة فقدان الرطوبة بعد امتصاصها. نتطرق بعد ذلك الى تأثير التدهور على الخصوصيات الميكانيكية تحت تأثير الحرارة ونسبة الرطوبة المتغيرة على تعاملات الهياكل المركبة . في المرحلة الأخيرة نقوم بدراسة الضغوطات الرطوبة الحرارية مع الأخذ بعين الإعتبارمختلف الظواهر البيئية ،على هياكل مركبة ذات الإتجاه الواحد ، خلال فترة فقدان الرطوبة بعد امتصاصها .

REMERCIEMENTS

Ce travail a été élaboré au sein du département d'aéronautique, université Saad Dahleb de Blida. L'étude s'est déroulée plus précisément en collaboration avec le laboratoire matériaux et hydrologie de l'université de Sidi Bel Abbès, sous la direction de Monsieur le Professeur E. ADDA BEDIA qui m'a fait l'honneur de m'accepter dans son laboratoire.

Ainsi, mes vifs et respectueux remerciements vont tout d'abord à mon directeur de thèse Monsieur El Abbes ADDA BEDIA, Professeur à l'université de Sidi Belabes à qui je tiens à exprimer toute ma profonde reconnaissance surtout pour sa disponibilité et ses prestigieux conseils dérivant de sa très haute compétence, qui ont donné un encadrement de très haut niveau et de qualité dans la faisabilité de ce travail. Je salue en lui ses grandes qualités humaines, sa bonté, sa modestie, son enthousiasme, son dévouement et son sens extraordinaire de la communication.

Je remercie également mon co-directeur de thèse Monsieur Abdelouahed TOUNSI, Maître de Conférence à l'université de Sidi Bel Abbès pour son aide précieuse tout au long de ces quatre années, pour les échanges et les conseils scientifiques qu'il m'a prodigué.

Je tiens à exprimer ma gratitude à l'éminent Professeur Alain VAUTRIN directeur du laboratoire mécanique et matériaux à l'école nationale supérieure des mines de Saint Etienne, qui m'a fait l'honneur de m'accepter dans son laboratoire. Je le remercie pour ses critiques, ses remarques et surtout pour son évaluation scientifique du travail.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance au Professeur Salah BOUKRAA pour avoir accepté de présider le jury ainsi qu'au Professeur Zine Edinne YOUBI, et aux Maîtres de conférence Abderrahim ELMAHI et Abderrezak BEZAZI pour avoir accepté la charge d'examineurs de ce travail.

Enfin, mes vives pensées vont à toutes les personnes que j'ai côtoyé durant ces quatre années et à toutes celles qui m'ont aidé et ont ainsi contribué par leurs présences au bon déroulement de ma thèse de doctorat.

TABLE DES MATIERES

RESUME.....	
REMERCIEMENTS.....	
TABLES DES MATIERES.....	
LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX.....	
INTRODUCTION.....	21
1. RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE.....	25
1.1 Cycles de vieillissements.....	28
1.2 Investigations expérimentales.....	31
1.3 Investigations thermo élastiques.....	33
1.4 Mécanismes de diffusion.....	34
1.5 Théorie non linéaire.....	35
1.6 Eudes hygrothermomécaniques.....	36
1.7 Problèmes d'hygrothermoélasticité.....	36
1.8 Synthèse de la recherche bibliographique.....	40
1.9 Problématique et sujet de thèse.....	40
1.10 Application.....	42
2. COMPOSITES ET PHENOMENES HYGROTHERMIQUES	43
2.1 Matériaux composites.....	43
2.2 Contraintes internes.....	45
2.3 Vieillissement hygrothermique des composites à matrice polymère.....	52
2.4 Processus d'absorption d'eau.....	63
2.5 Conclusion.....	71
3. MODELISATION DU VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE	72
3.1 Microanalyse pour un matériau composite unidirectionnel.....	72
3.2 Caractérisation du matériau	77
3.3 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau.....	78
3.4 Propriétés du T300/5208.....	82
3.5 Organigramme.....	83
3.6 Conditions de simulation.....	84
3.7 Application du MICANVEIL pour l'obtention des propriétés mécaniques vieilles du composite graphite/époxy T300/5208.....	84
3.8 Comparaison avec la littérature.....	97
3.9 Conclusion.....	99

4. MODELISATION HYGROTHERMOELASTIQUE EN DESORPTION.....	100
4.1 Modèles de diffusion.....	100
4.2 Le modèle de Fick.....	101
4.3 Loi de Fick pour le cas d'une plaque plane homogène	103
4.4 Paramètres de la diffusion.....	105
4.5 Analyse hygrothermique en transitoire des plaques minces en désorption.....	106
4.6 Résolution du problèmes hygrothermique lors de la désorption.....	111
4.7 conclusion.....	118
5. RESULTATS ET SIMULATIONS.....	120
5.1 Introduction.....	120
5.2 Algorithme.....	121
5.3 Choix du matériau.....	123
5.4 Définition des environnements.....	124
5.5 Validation des résultats.....	126
5.6 Effet de la dégradation des propriétés mécaniques sur le comportement des plaques stratifiés [+20/-20] _{2S} durant la phase de désorption.....	130
5.7 Etude de l'effet de la dégradation des propriétés mécaniques sur le comportement des plaques stratifiés avec différents degré d'anisotropie.....	150
5. 8 Synthèse des résultats pour les contraintes σ_y^r	179
5.9 Interprétation des résultats pour σ_y^r	185
5.10 Synthèse des résultats pour σ_s^r	192
5.11 Interprétation des résultats pour σ_s^r	198
5.12 Conclusion.....	203
CONCLUSION GENERALE.....	204
PERSPECTIVES.....	208
LISTE DES SYMBOLES.....	
BIBLIOGRAPHIE.....	

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 2.1 :	Cycle de fabrication d'une résine époxyde [77].....	47
Figure 2.2 :	Pontage.....	48
Figure 2. 3 :	Cycle de cuisson n°1 2h à 100°C, +2h à 140°C	49
Figure 2.4 :	Cycle de cuisson n°2 4h 80°C, +2h à 100°C+2h à 140°C.....	49
Figure 2.5 :	Cycle de cuisson et post-cuisson de la matrice Cytec Fiberite 977-2	51
Figure 2.6 :	Mobilisation d'une molécule d'eau par deux groupements polaires [Bistac,85].....	55
Figure 2.7 :	Liaisons possibles de molécules d'eau avec un réseau époxy Zhou	56
Figure 2. 8 :	Plastification.....	60
Figure 2.9 :	Evolution de la Tg de deux types de résine Epoxy A et B (figure de gauche) et de composite utilisant la résine A (figure de droite) en fonction de la durée d'immersion a 60°C [92.....	61
Figure 2.10 :	Evolution de la Tg de composite verre- époxy en fonction de la durée d'immersion a 60°C [92].....	62
Figure 2.11 :	Courbe de diffusion de type Fick.....	64
Figure 2.12 :	Niveau de saturation en eau de divers matériaux composites carbone/époxyde et résines époxydes en fonction du degré d'humidité HR% [94].....	65
Figure 2.13 :	Lois d'Arrhenius des coefficients de diffusion de résine époxy vieillie en immersion ou en milieu humide à différentes températures (échantillons d'épaisseur 2mm) [95].....	66
Figure 2.14 :	Courbes schématiques représentatives de quatre catégories de cinétiques d'absorption d'eau non fickienne Weitsman, [14].....	67
Figure 2.15 :	Définition des trois axes de diffusion dans un composite unidirectionnel à fibres continues.....	69
Figure 2.16 :	Cinétiques d'absorption et de séchage (Matériau UD vieilli en eau de mer à 23°C) [98].....	71
Figure 2.17 :	Cinétiques d'absorption et de réabsorption (après séchage) (Matériau UD vieilli en eau de mer a 50°C) [98].....	71

Figure 3.1 :	Comparaison des modèles micromécaniques Pour E_x en fonction du volume des fibres V_f [105]	75
Figure 3.2 :	Comparaison des modèles micromécaniques Pour E_y en fonction du volume des fibres V_f [105].....	75
Figure 3.3 :	Comparaison des modèles es micromécaniques pour G_{xy} en fonction des Volumes des fibres [105].....	76
Figure 3.4 :	Comparaison des modèles micromécaniques pour ν_{xy} en fonction des Volumes des fibres [105].....	76
Figure 3.5 :	Organigramme du calcul des propriétés vieilles par MICANVEIL.....	83
Figure 3.6 :	Variation de température des environnements.....	84
Figure 3.7 :	Effet de la variation de température sur le module de Young longitudinal pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	86
Figure 3.8 :	Effet de la variation de température sur le module de Young transversal pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	86
Figure 3.9 :	Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinal pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	87
Figure 3.10 :	Effet de la variation de température sur le coefficient de Poisson longitudinal pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	87
Figure 3.11 :	Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0% pour le graphite/époxyde.....	89
Figure 3.12 :	Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0.5% pour le graphite/époxyde.....	89
Figure 3.13 :	Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1% pour le graphite/époxyde.....	90
Figure 3.14 :	Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1.5% pour le graphite/époxyde.....	90
Figure 3.15 :	Effet de la variation de température sur la résistance en traction longitudinal pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	95
Figure 3.16 :	Effet de la variation de température sur la résistance en compression longitudinal pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	95

Figure 3.17 : Effet de la variation de température sur la résistance en traction transversale pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	96
..	
Figure 3.18 : Effet de la variation de température sur la résistance en compression transversale pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	96
Figure 3.19 : Effet de la variation de température sur la résistance en cisaillement plan pour le graphite/époxyde à différents niveaux de concentration.....	97
Figure 4.1 : Cas d'une désorption.....	108
Figure 4.2 : Coefficients d'expansion thermique et hygroscopique d'un stratifié Unidirectionnel.....	109
Figure 4.2 : Illustration de la signification physique des forces thermiques [101].....	118
Figure 5.1 : Algorithme du ANSCDEV.....	122
Figure 5.2 : Processus d'étude.....	123
Figure 5.3a : Schéma du stratifié [+ θ /- θ] _{2S}	124
Figure 5.3b : Conditions de température et d'humidité lors des cycles de vol et de maintenance	125
Figure 5.4 : Contraintes de cisaillement résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [0/0] _{4S} en désorption à T=20°C et t=422.2h Benkedad [5, 64°].....	126
Figure 5.5 : Contraintes de cisaillement résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [0/0] _{4S} en désorption à T=20°C et t=422.2h Benkhedda [109]	126
Figure 5.6 : Contraintes de cisaillement résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=20°C selon Tounsi [70]	127
Figure 5.7 : Contraintes de cisaillement résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=20°C obtenues.	127
Figure 5.8 : Contraintes de cisaillement résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h.....	130
Figure 5.9 : Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h.....	131
Figure 5.10 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h.....	131

Figure 5.11 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=20°C et t=4222.2h.....	132
Figure 5.12 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=40°C et t=200h.....	133
Figure 5.13 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=40°C et t=200h.....	133
Figure 5.14 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=40°C et t=422.2h.....	134
Figure 5.15 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=40°C et 422.2h.....	134
Figure 5.16 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=40°C et 1400h.....	135
Figure 5.17 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=40°C et t=1400h.....	135
Figure 5.18 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=60°C et t=200h.....	136
Figure 5.19 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=60°C et t=200h.....	137
Figure 5.20 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h.....	137
Figure 5.21 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h.....	138
Figure 5.22 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=80°C et t=200h.....	139
Figure 5.23 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=80°C et t=200h.....	139
Figure 5.24 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2h.....	140

Figure 5.25 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2h.....	140
Figure 5.26 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=100°C et t=100h.....	141
Figure 5.27 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=100°C et t=100h.....	142
Figure 5.28 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=100°C et t=220h.....	142
Figure 5.29 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=100°C et t=220h.....	143
Figure 5.30 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=120°C et t=50h.....	144
Figure 5.31 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=120°C et t=50h.....	144
Figure 5.32 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=120°C et t=70h.....	145
Figure 5.33 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20] _{2S} en désorption à T=120°C et t=70h.....	145
Figure 5.34 : Coefficient de relaxation hygrothermique des contraintes à t=200h de 40°C à 100°C du graphite/époxy [+20/-20] _{2S}	148
Figure 5.35 : Taux des contraintes transversales résiduelles à t=422.2h de 20°C à 80°C du graphite/époxy [+20/-20] _{2S}	149
Figure 5.36 : Organigramme 1 pour l'effet de l'anisotropie.....	151
Figure 5.37 : Organigramme 2 pour l'effet de l'anisotropie	152
Figure 5.38 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h, ENV 1.....	153
Figure 5.39 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h, ENV	153

Figure 5.40 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h, ENV 3.....	154
Figure 5.41 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h, ENV 4.....	154
Figure 5.42 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=4222.2h, ENV 1.....	155
Figure 5.43 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=4222.2h, ENV 2.....	155
Figure 5.44 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=4222.2h, ENV 3.....	156
Figure 5.45 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=4222.2h, ENV 4.....	156
Figure 5.46 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=sat, ENV 1.....	157
Figure 5.47 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=sat, ENV 2.....	157
Figure 5.48 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=sat, ENV 3.....	158
Figure 5.49 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=sat, ENV 4.....	158
Figure 5.50 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=422.2h, ENV 1.....	159
Figure 5.51 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=422.2h, ENV 2.....	159
Figure 5.52 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=422.2h, ENV 3.....	160
Figure 5.53 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=422.2h, ENV 4.....	160

Figure 5.54 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=t _{sat} ENV 1.....	161
Figure 5.55 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=t _{sat} ENV	161
Figure 5.56 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=t _{sat} ENV 3.....	162
Figure 5.57 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=t _{sat} ENV 4.....	162
Figure 5.58 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h ENV 1.....	163
Figure 5.59 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h ENV 2.....	163
Figure 5.60 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h ENV 3.....	164
Figure 5.61 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h ENV 4.....	164
Figure 5.62 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=t _{sat} ENV 1.....	165
Figure 5.63 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=t _{sat} ENV	165
Figure 5.64 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=t _{sat} ENV 3.....	166
Figure 5.65 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=t _{sat} ENV 3.....	166
Figure 5.66 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2 ENV 1.....	167
Figure 5.67 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2h ENV 2.....	167

Figure 5.68 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2h ENV 3.....	168
Figure 5.69 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2h ENV 4.....	168
Figure 5.70 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=sat ENV 1.....	169
Figure 5.71 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=sat ENV 2.....	169
Figure 5.72 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=sat ENV 3, ENV 4.....	170
Figure 5.73 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=100°C et t=422.2h ENV 1.....	170
Figure 5.74 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=100°C et t=422.2h ENV 2.....	171
Figure 5.75 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=100°C et t=422.2h ENV 3.....	171
Figure 5.76 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=100°C et t=422.2h ENV 4.....	172
Figure 5.77 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=120°C et t=422.2h ENV 1.....	172
Figure 5.78 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=120°C et t=422.2h ENV 2.....	173
Figure 5.79 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=120°C et t=422.2h ENV 3.....	173
Figure 5.80 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=120°C et t=422.2h ENV 4.....	174
Figure 5.81 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en désorption à T=20°C et t=422.2h, ENV 4.....	174
Figure 5.82 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] _{2S} en	

désorption à T=20°C et t=sat ENV 4.....	175
Figure 5.83 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=422.2h, ENV 4.....	175
Figure 5.84 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=40°C et t=t sat, ENV	176
Figure 5.85 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h, ENV 4.....	176
Figure 5.86 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=60°C et t=sat, ENV 4.....	177
Figure 5.87 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2h, ENV 4.....	177
Figure 5.88 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=80°C et t=tsat, ENV 4.....	178
Figure 5.89 : Contraintes transversales résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+θ/- θ] _{2S} en désorption à T=100°C et t=422.2h, ENV 4.....	178
Figure 5.90 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la concentration de l'humidité à T=20°C, t=422.2h.....	185
Figure 5.91 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la concentration de l'humidité à T=40°C, t=422.2h.....	186
Figure 5.92 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la concentration de l'humidité à T=60°C, t=422.2h.....	186
Figure 5.93 : Variation des contraintes maximale σ_y^f en fonction de la concentration de l'humidité à T=80°C, t=422.h.....	187
Figure 5.94 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la concentration de l'humidité à T=100°C,t=422.h.....	187
Figure 5.95 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la température à C=0, t=422.2h.....	188
Figure 5.96 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la température à C=0.005, t=422.2h.....	189
Figure 5.97 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la température à C=0.01, t=422.2h.....	189

Figure 5.98 : Variation des contraintes maximales σ_y^f en fonction de la température à $C=0.015$, $t=422.2h$	190
Figure 5.99 : Variation de la température de transition en fonction de la concentration C	191
Figure 5.100 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la concentration de l'humidité à $T=20^\circ C$	198
Figure 5.101 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la concentration de l'humidité à $T=40^\circ C$	199
Figure 5.102 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la concentration de l'humidité à $T=60^\circ C$	199
Figure 5.103 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la concentration de l'humidité à $T=80^\circ C$	200
Figure 5.104 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la concentration de l'humidité à $T=100^\circ C$	200
Figure 5.105 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la température à $C=0$	201
Figure 5.106 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la température à $C=0.005$	201
Figure 5.107 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la température à $C=0.01$	202
Figure 5.108 : Variation des contraintes maximales σ_s^f en fonction de la température à $C=0.015$	202
Tableau 3.1 : Caractéristiques de fibres et matrice du T300/5208.....	82
Tableau 3.2 : Caractéristiques de variation de température et d'humidité.....	82
Tableau 3.3 : Propriétés du T300/5208 $T_r=22^\circ C$	82
Tableau 3.4 : Caractéristiques de diffusion du T300/5208	82
Tableau 3.5 : Résistances du T300/5208.....	82
Tableau 3.6 : Choix des environnements.....	84
Tableau 3.7 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à $C=0\%$	85
Tableau 3.8 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à $C=0.5\%$	85
Tableau 3.9 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à $C=1\%$	85
Tableau 3.10 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à $C=1.5\%$	85

Tableau 3.11 : Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, C=0%.....	88
Tableau 3.12 : Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, =0.5%.....	88
Tableau 3.13 : Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, C=1%.....	88
Tableau 3.14 : Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, 1.5%.....	88
Tableau 3.15 : Taux de réduction des propriétés mécaniques T=80°C, C=0%, C=0.15%, C=1%, C=1.5%.....	92
Tableau 3.16 : Taux de réduction des propriétés mécaniques T=120°C, C=0%, C=0.15%, C=1%, C=1.5%.....	92
Tableau 3.17 : Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=0%.....	93
Tableau 3.18 : Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=0.5%.....	93
Tableau 3.19 : Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=1%.....	93
Tableau 3.20 : Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=1.5%.....	93
Tableau 3.21 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=0%.....	94
Tableau 3.22 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=0.5%.....	94
Tableau 3.23 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=1%.....	94
Tableau 3.24 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=1.5%.....	94
Tableau 4.1 : Coefficients d'expansion thermique de composites unidirectionnels [101].....	110
Tableau 5.1 : Propriétés hygroscopique de T300/5208 Springer [80].....	123
Tableau 5.2 : Définition des environnements.....	124
Tableau 5.3 : Valeurs de σ_x^r max du [20/-20] _{2s} pour T=20°C, 40°C, 60°C,80°C, 100°C, et 120°C à C=0.015, HR=100%.....	128

Tableau 5.4 : Valeurs de σ_Y^r max du [20/-20] _{2s} pour T=20°C, 40°C, 60°C,80°C, 100°C, et 120°C à C=0.015, HR=100%.....	129
Tableau 5.5 : Valeurs de σ_S^r max du [20/-20] _{2s} pour T=20°C, 40°C, 60°C,80°C, 100°C, et 120°C à C=0.015, HR=100%.....	129
Tableau 5.6 : t=422h, T=20°C.....	132
Tableau 5.7 : t=4222.2h, T=20°C.....	132
Tableau 5.8 : t=200h, T=40°C.....	136
Tableau 5.9 : t=422.2h, T=40°C.....	136
Tableau 5.10 : t=1400h, T=40°C.....	136
Tableau 5.11 : t=200h, T=60°C.....	138
Tableau 5.12: t=422.2h, T=60°C.....	138
Tableau 5.13: t=200h, T=80°C	141
Tableau 5.14 : t=422.2h, T=80°C.....	141
Tableau 5.15: t=100h, T=100°C	143
Tableau 5.16: t=220h, T=100°.....	143
Tableau 5.17: t=50h, T=120°C	146
Tableau 5.18: t=70h, T=120°C.....	146
Tableau 5.19 : Contraintes résiduelles maximales du graphite époxy [+20/-20] _{2s}	146
Tableau 5.20 : Taux des contraintes transversales par rapport à la résistance à la traction transversale de 20°C à 80°C du graphite époxy [+20/-20] _{2s}	147
Tableau 5.21 : Coefficient de relaxation pour t=200h de 40°C à 100°C du graphite époxy [+20/-20] _{2s}	147
Tableau 5.22 : Coefficient de relaxation pour t=422.2h de 20°C à 80°C du graphite époxy [+20/-20] _{2s}	148
Tableau 5.23: σ_Y^r max à t=422h et t=4222.2h à T=20°C, pour le [0] _{4s}	179
Tableau 5.24: σ_Y^r max à t=422h, t=4222.2h, t=sat à T=20°C, pour le [10/-10] _{2s} ,.....	179
Tableau 5.25: σ_Y^r max à t=422h, t=4222.2h, t=sat à T=20°C, pour le [20/-20] _{2s} ,.....	179
Tableau 5.26: σ_Y^r max à t=422h et t=4222.2h, t=sat à T=20°C, pour le [30/-30] _{2s} ,	179
Tableau 5.27: σ_Y^r max à t=422h et t=4222.2h, t=sat à T=20°C, pour le [45/-45] _{2s} ,.....	180
Tableau 5.28: σ_Y^r max à t=422h et t=sat à T=40°C, pour le [0] _{4s} ,	180
Tableau 5.29: σ_Y^r max à t=422h et t=sat à T=40°C, pour le [10/-10] _{2s} ,	180

Tableau 5.30: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$,	180
Tableau 5.31: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$,.....	180
Tableau 5.32: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$,	181
Tableau 5.33 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$,	181
Tableau 5.34: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$,.....	181
Tableau 5.35: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$,	181
Tableau 5.36: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$,	181
Tableau 5.37: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$,.....	182
Tableau 5.38: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$,	182
Tableau 5.39: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$,	182
Tableau 5.40: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$,	182
Tableau 5.41: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$,.....	182
Tableau 5.42: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$,.....	183
Tableau 5.43: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$,	183
Tableau 5.44: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$,	183
Tableau 5.45: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$,	183
Tableau 5.46: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$,	183
Tableau 5.47: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$,	184
Tableau 5.48 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$,	184
Tableau 5.49 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$,	184
Tableau 5.50: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$,	184
Tableau 5.51: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$,.....	184
Tableau 5.52 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$,	185
Tableau 5.53: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$ à $T=20^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$,.....	192
Tableau 5.54: σ_S^r max à $t=422h$, $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$,	192
Tableau 5.55: σ_S^r max à $t=422h$, $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$,	192
Tableau 5.56: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$,	192
Tableau 5.57: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$,.....	192
Tableau 5.58: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$,	193
Tableau 5.59: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$,.....	193

Tableau 5.60: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le [20/-20]2s,	193
Tableau 5.61: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le [30/-30]2s,	193
Tableau 5.62: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le [45/-45]2s,	193
Tableau 5.63: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le [0]4s,	194
Tableau 5.64: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le [10/-10]2s,	194
Tableau 5.65: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le [20/-20]2s,	194
Tableau 5.66: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le [30/-30]2s,	194
Tableau 5.67: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le [45/-45]2s,	194
Tableau 5.68: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le [0]4s,	195
Tableau 5.69: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le [10/-10]2s,	195
Tableau 5.70: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le [20/-20]2s,	195
Tableau 5.71: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le [30/-30]2s,	195
Tableau 5.72: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le [45/-45]2s,	195
Tableau 5.73: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le [0]4s,	196
Tableau 574: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le [10/-10]2s,	196
Tableau 5.75: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le [20/-20]2s,	196
Tableau 5.76: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le [30/-30]2s,	196
Tableau 5.77: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le [45/-45]2s,	196
Tableau 5.78: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le [0]4s,	197
Tableau 5.79: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le [10/-10]2s,	197
Tableau 5.80: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le [20/-20]2s,	197
Tableau 5.81: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le [30/-30]2s,	197
Tableau 5.82: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le [45/-45]2s,	197

INTRODUCTION

" C'est avec la Mécanique Générale qu'est née notre connaissance des phénomènes physiques, et c'est elle qui est à la base de l'élaboration et du fonctionnement des machines qui peuplent désormais notre Univers".

Cette citation d'André Lichnerowicz, indique le sens global recherché à donner à la mécanique et à ses fondements solides, qui défient le temps et qui devraient conduire à apporter une contribution importante à l'accomplissement du progrès, tout en ne perdant jamais de vue le réel, qui constitue l'objectif principal à atteindre.

Toutes les sciences qui ont pris naissance ne sont que des perfectionnements successifs intermédiaires. Avec l'avènement des matériaux composites, qui ne sont qu'une discipline scientifique se trouvant à l'intersection des formes les plus réalistes des mathématiques, et des aspects les plus rigoureux de la physique des matériaux, la science des matériaux nouveaux est à la grandeur de ses succès.

Les recherches et développements augmentent sans cesse autour de ces nouveaux matériaux, allant de la rive expérimentale à la rive théorique, essayant de rechercher des formalismes mathématiques en tentant d'habiller les lois expérimentales. Les scientifiques ont fait preuve de l'acquisition d'un esprit de synthèse rigoureux devant le dualisme rigueur et réalisme, en focalisant et en adaptant leurs recherches aux réalités, auxquelles ces matériaux seront constamment confrontés durant leurs utilisations, selon un point de vue qui porte davantage sur le fond et sur la forme, avec beaucoup de dextérité.

L'application des composites pour des structures de plus en plus exigeantes sur le plan fiabilité est donc à l'ordre du jour. Avec l'utilisation croissante des polymères dans des domaines industriels diversifiés, les exigences en terme de performances mécaniques auxquelles seront confrontés ces matériaux deviennent de plus en plus sévères.

Les performances de ces matériaux sont effectivement très concernées, spécialement l'intérêt porte sur leur durabilité à long terme lorsque les structures sont soumises à des températures et humidités cycliques, à des radiations ultraviolets, à des immersions salines et alcalines, et aux chargements statiques et dynamiques. Toutefois,

l'intérêt industriel et le souci de produire des matériaux toujours plus fiables et plus performants font qu'il soit nécessaire de mener des recherches sur leurs propriétés et mécanismes d'endommagement, ainsi que sur leur durabilité sous différentes conditions d'environnement, en se situant à diverses échelles d'observations.

Le principal avantage des matériaux composites réside dans leur excellente résistance et leur faible poids, permettant un allègement certain des éléments de structures. Cependant, des difficultés spécifiques et typiques apparaissent. Ces difficultés proviennent de la composition bi-ou multiphasique de ces composites qui peuvent se détériorer suivant l'orientation et l'intensité des sollicitations d'une part, et de la forte anisotropie de leur comportement mécanique d'autre part. Leur hétérogénéité intrinsèque les rend résistants à l'endommagement, mais introduit une complexité de comportement. En effet, à l'échelle microscopique, les constituants fibres et matrice ont effectivement des propriétés mécaniques, thermiques et hygroscopiques différentes, tandis qu'à l'échelle mésoscopique les plis adjacents n'ont pas la même orientation et ont une réponse très différente aux sollicitations hygrothermiques.

Lors de leur exposition à des environnements variables en terme de température et d'humidité durant leur usage structural, ces matériaux sont souvent soumis à des états de contraintes complexes, qui peuvent être engendrées par des déformations de nature hygrothermique, dues à l'absorption d'humidité par la matrice polymère. Des phénomènes de vieillissement physiques et chimiques peuvent avoir lieu, en favorisant une chute considérable de la résistance du matériau. Ainsi même une contrainte relativement faible peut être potentiellement dangereuse. A ces contraintes s'ajoutent les contraintes résiduelles de fabrication, qui sont générées pendant la consolidation des résines polymères et sont susceptibles d'engendrer un endommagement du fait de la faible résistance du matériau pendant cette étape.

Déterminer avec précision les contraintes internes dans des structures composites, soumises à des sollicitations hygrothermiques est clairement une des premières étapes à aborder pour une meilleure durabilité des structures, ainsi qu'une meilleure compréhension des effets de l'environnement sur ces structures.

Il est aussi important et nécessaire de comprendre les mécanismes générant la dégradation des polymères, non seulement pour être en mesure de cerner les prédictions

durant la vie de service, mais pour aussi développer des outils théoriques et des moyens expérimentaux polyvalents.

Dans les industries aéronautiques et spatiales, la conception des structures, qu'ils s'agissent d'aéronefs, de lanceurs, de véhicules spatiaux, doit se conformer à des conditions de légèreté et de parfaite sécurité, la possibilité d'une rupture étant totalement exclue. La structure optimale doit répondre à des exigences rigoureuses, qui s'appuient essentiellement sur la prévision du comportement des structures sous divers chargements, c'est-à-dire l'évaluation des contraintes, des déformations, des déplacements, des efforts de liaison et des propriétés mécaniques des matériaux ainsi que leur optimisation.

Afin de ne pas perdre le principal avantage de ces matériaux par un surdimensionnement des structures, et pour les besoins de la technologie moderne, il est fondamentalement nécessaire de disposer de modèles capables de prévoir correctement leurs comportements dans le temps sous des contraintes complexes.

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, puis sur le comportement micromécanique, en faisant appel à des moyens physico-chimiques et hygrothermiques. Il s'agira d'établir par la suite de quelles manières les phénomènes qui se produisent à l'échelle des propriétés mécaniques se répercutent sur le comportement global des stratifiés. La relation entre le comportement macroscopique de ces matériaux et les sollicitations thermiques, hygroscopiques, et hygrothermoélastiques permettra de modéliser le problème

L'étude présentée est conduite sur les effets combinés de température et d'humidité lors d'un vieillissement sur une structure composite en désorption. Pour aborder la modélisation hygrothermoélastique des structures en composites à matrice polymère, il est indispensable de posséder les éléments nécessaires à cette tentative. Plusieurs étapes ont été nécessaires afin de parvenir à la modélisation du vieillissement. Ces étapes sont présentées successivement dans cette thèse, comme suit :

1. Le premier chapitre permet de faire une synthèse bibliographique sur le sujet et les différentes approches qui ont traité les phénomènes de l'hygrothermoélasticité.

2. 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, ainsi que l'évolution physico-chimique qui se produit dans les composites à fibres. Une étude bibliographique détaillée de ces phénomènes sera présentée.
3. Le troisième chapitre concerne les modèles micromécaniques qui permettent d'évaluer les propriétés mécaniques du matériau, en y intégrant les effets de vieillissement. Le choix d'un modèle est établi. Une simulation numérique a été élaborée pour la détermination des propriétés mécaniques d'un composite soumis à des environnements variables.
4. Le quatrième chapitre présente la méthode de résolution utilisée pour la modélisation de la désorption et concerne le calcul des champs de concentration en humidité, de température et de contraintes hygrothermiques en transitoire, dans des structures planes de type plaques stratifiées.
5. Le dernier chapitre de la thèse présente le code de calcul élaboré ainsi que les différents résultats obtenus par simulation. Divers stratifiés ont été considérés dans cette partie, avec des conclusions et des interprétations. Le cas du cycle d'un avion supersonique a été aussi considéré.

Nous terminerons par une conclusion générale et des perspectives futures.

CHAPITRE 1

RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

Les premières études réalisées sur la tenue des matériaux composites utilisés dans le transport, le stockage de différents fluides, il y a environ une trentaine d'années, ont montré que malgré une très bonne tenue à la corrosion, les matériaux composites à matrice polymère pouvaient être fortement altérés par les facteurs environnementaux tels que la température, l'humidité ambiante, les rayons ultraviolets, l'immersion dans certains fluides.

En effet, il s'est avéré que les propriétés mécaniques de certaines matrices polymères pouvaient être modifiées suite à une exposition prolongée dans une atmosphère humide et à température variable. L'évolution de ces propriétés avec le temps sous différentes conditions d'utilisation, conditions auxquelles les structures seront confrontées durant leur service, a grandement attisé la curiosité de nombreuses études et recherches scientifiques, en vue de connaître avec précision la durabilité de la structure composite et de garantir ainsi sa fiabilité.

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.

A priori nous pouvons considérer que dans la majorité des applications structurales, les matériaux sont soumis à des histoires de sollicitations caractérisées par l'évolution dans le temps d'un ensemble de paramètres mécaniques, physico-chimiques traduisant les transferts de chaleur ou de masse.

La réponse des matériaux est donc une combinaison complexe des phénomènes se produisant, dont la nature est d'une origine simultanée mécanique, physico-chimique et thermique.

La prévision du comportement à moyen et long terme de structures soumises à des efforts hygrothermiques en général variables dans le temps, exige la caractérisation des mécanismes et de leurs couplages, ainsi que l'étude de leurs influences sur le

comportement élastique et l'établissement de modèles. Des développements récents [1] et des tests expérimentaux [2], [3], [4], ont montré que les conditions environnementales ont une influence sur le processus d'absorption de l'humidité par les composites. Il n'est pas raisonnable de dissocier l'influence de la température et de l'humidité à la fois sur le plan des phénomènes physiques et mécaniques.

En limitant strictement notre propos au comportement hygrothermique des composites à matrice polymère, les principales observations relevées peuvent être formulées de la manière suivante :

1. La caractérisation du comportement hygrothermique des polymères et des composites à matrice polymère n'a donné lieu qu'à un faible nombre d'études, comparativement aux nombreuses publications traitant de l'aspect thermique pour tous types de structures composites confuses à savoir plaques minces, plaques épaisses, structures cylindriques. Plusieurs auteurs ont utilisé un principe d'équivalence temps –humidité-température pour rendre compte des actions combinées de l'humidité et de la température sur le comportement différé de stratifiés Douglas et Weitsman [114].
2. Alors que les phénomènes de conduction et de diffusion sont intrinsèquement couplés. La cinétique de diffusion dépend de la température, peu de travaux portent spécifiquement sur la caractérisation des effets conjoints de la température, de l'humidité et de l'état de contraintes sur le comportement mécanique Mulheron et autres [115]. La méthodologie de ce type d'investigation reste à définir de toute évidence.
3. La question épineuse de l'évaluation de l'état de contraintes internes qui est la somme des contraintes résiduelles d'élaboration d'origine hygrothermiques et sans chargements mécaniques, doit être examinée avec rigueur, en raison du couplage éventuel entre la diffusion de l'eau et l'endommagement Shirrel [116], Crossman et Wang [117], Hahn et kim [53], Blikstad [118].
4. Le cas du chargement hygrothermique en l'absence de chargement extérieur revêt d'un intérêt particulier, les variations de température et d'humidité engendrent la création de contrainte résiduelles larges, pouvant amener à la ruine de la structure Benkeddad, Grédiac et Vautrin [5] , Tounsi et Adda Bedia[6], Sereir, Adda Bedia et Tounsi [7] .

Le cas de la désorption n'a donné lieu qu'à un faible nombre d'études comparativement aux études traitant l'absorption.

1. L'aspect physico-chimique met en cause l'aspect plastique, viscoplastique et viscoélastique de la matrice polymère. Celle-ci passe par deux états critiques la gélification et la vitrification lors des cycles de cuisson, des efforts et des déformations se développent durant tout le traitement. Wintson [8] a montré expérimentalement l'importance relative des cycles de cuisson en mettant en évidence les différents mécanismes qui ont lieu et montre comment elles contribuent au développement de ces efforts et de ces déformations dans les composants tout au long du traitement.

En fait l'étude des effets de l'humidité et de la température sur la réponse mécanique des structures composites est fondamentalement pluridisciplinaire. C'est un des thèmes fédérateurs privilégiés ou devraient se rencontrer physiciens, chimistes et mécaniciens. On ne pourra pas discuter convenablement de tous ces phénomènes si l'on ne dispose pas d'une synthèse d'outils bibliographiques et de résultats expérimentaux du moins élémentaires, qui dépassent la compréhension intuitive et l'élargissement immédiat afin d'approcher correctement le problème de la manière la plus représentative.

Le périple bibliographique nous a permis de nous rendre compte que les problèmes hygrothermiques ont été abordés par plusieurs types d'investigations. Chacune apportant une contribution de plus pour comprendre les phénomènes hygrothermiques au sein des composites à matrice polymérique. Ces investigations vont des méthodes analytiques, aux cycles de vieillissement, en passant par des essais expérimentaux.

Nous organisons la synthèse bibliographique d'abord par des observations puis nous faisons un parcours sur les différentes investigations qui ont traité le problème des effets de température et d'humidité sur les structures composites à matrice polymère.

- Les principales observations sont les suivantes :

1. Le couplage entre les diffusions thermiques, hygroscopiques et l'état de contraintes internes est très représentatif du problème. Souvent les champs hygrothermiques sont obtenus indépendamment des contraintes en utilisant l'équation classique de Fourier pour le transfert de chaleur par conduction Carslaw et Jaeger [9], ainsi que par la loi de Fick pour le transfert de masse par diffusion Cranck [10]. Les deux

théories sont similaires et les champs obtenus sont utilisés pour le calcul des contraintes.

2. Certains auteurs comme Springer [11] ont procédé à un découplage partiel qui consiste en un découplage des phénomènes de conduction et de diffusion en quasi-statique en se basant sur des hypothèses simplificatrices. Ces couplages peuvent avoir des conséquences pénalisantes dans le cas des régimes transitoires, où coexistent notamment des gradients de température ou de concentration.
3. Le couplage complet peut être important pour des déformations importantes, lorsque les effets de plasticité et de viscoplasticité doivent être pris en compte. Récemment l'approche des théories couplées a été utilisée par Chandrasekharaiah [12] et Weitsman [13], [14].

Cependant la solution explicite pour les théories hygrothermo-élastiques non couplées présente toujours des difficultés pour les structures anisotropes. Le cas de la plaque soumise à des contraintes hygrothermiques est assez spécial à cause de la présence des effets de bord. Aux bords de la plaque composite les conditions aux limites doivent exactement satisfaire le champ des contraintes qui est assez compliqué. Ces complications augmentent aux proximités des interfaces entre les plis ou les conditions de continuité doivent être satisfaites.

Les premières études des contraintes hygrothermoélastiques dans les plaques composites simples négligèrent les effets de bord en utilisant le schéma de la théorie classique des stratifiés.

1.1 Cycles de vieillissements

En pratique l'étude du couplage, température- humidité- état de contraintes, est 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. Une grande partie des travaux est consacrée à la caractérisation des propriétés résiduelles statiques ou des performances en fatigue après vieillissement en atmosphère humide ou immersion Gates [15], Bergeret et autres[16], Patel et autres[17].

L'expérience de diffusion dans les systèmes epoxy effectuée par VanLandingham [18] montre que les accroissements du niveau d'humidité entraînent une augmentation dans le niveau de saturation, ceux-ci causent un gonflement qui est proportionnel au contenu de l'humidité. L'augmentation de la température engendre un comportement non Fickien avec une réduction dans la température de transition et une dégradation des propriétés mécaniques.

J. Nairn et autres [19] soumettent deux stratifiés composites à matrice polymère, [0/90₂], utilisées en construction supersonique par Boeing, le Dupont Avimid K3B polymer/IM7 à fibres de carbone et le PETI5/IM7 à fibres de carbone, à une expérience de vieillissement dont la température varie de 35°C à 95°C. L'augmentation d'eau a un comportement obéissant à la loi de Fick, après saturation un comportement non Fickien est observé. Cette augmentation est due à l'apparition de microfissurations dans les plis à 90° en l'absence de tout chargement mécanique. L'eau absorbée induit des microfissurations au bout de 1000 heures à 80°C. On note une dégradation dans la durabilité (résistance à la rupture) pour une exposition à l'eau à température élevée.

T.Gates [20] développe des cycles de vieillissement afin de prédire les performances des matériaux utilisés dans les avions sous différents types d'environnement. Les résultats prouvent que le chargement thermomécanique croissant, cause une accélération du processus de vieillissement, une réduction de la transition et une dégradation de la rigidité et de la durabilité.

V.Lietard [21] examina l'effet du vieillissement hygrothermique d'une part et l'effet du vieillissement hygrothermique sous chargement mécanique d'autre part, sur le processus de rupture du composite verre/epoxy. On observe parmi les résultats exprimant le vieillissement, différents modes de rupture : rupture avec déchaussement des fibres, rupture par délaminage avec séparation des couches, rupture partielle en flexion avec délaminage, rupture franche.

B.C Ray [22] a étudié l'effet de température durant le vieillissement hygrothermique sur les interfaces des systèmes composites époxy à renforcement carbone et verre. Une fragilité significative apparaît souvent au niveau des interfaces durant le cisaillement hygrothermique, ce qui affecte la cinétique de la diffusion et une réduction des propriétés mécaniques. L'originalité de son travail est que la température dans le temps de

conditionnement joue un rôle important dans la dégradation. Ray a procédé à des tests mécaniques accomplis dans des chambres de température. L'étude a été conduite sur l'effet des contraintes thermiques sur la rigidité en cisaillement du composite vieilli.

L'étude a bien mis en évidence l'effet de température sur la rigidité inter laminaire en cisaillement, simultanément pour le graphite époxyde et pour le carbone époxyde durant un conditionnement hygrothermique, pour les températures 60°C et 70°C à 95% HR. Effectivement les résultats trouvés montrent que la rigidité en cisaillement est réellement affectée durant ces cycles. L'auteur a procédé à l'évaluation de l'effet des contraintes thermiques sur la rigidité en cisaillement des composites vieillies et gonflés. L'initiation de l'endommagement et la propagation de fissures dans la matrice, la rupture des fibres et l'évolution du délaminage ont été abordés. Les résultats montrent que la température élevée n'agit pas seulement comme un activateur de la diffusion des molécules d'eau à travers le composite, mais peut modifier les contraintes locales nécessaires lors du délaminage. Les dégradations dues aux températures élevées sont à l'origine de la réduction des contraintes inter laminaires en cisaillement. L'interface d'adhésion des deux types de composites est très affectée. Lors du vieillissement hygrothermique conditionné à très haute température la réduction de la contrainte inter laminaire de cisaillement est très significative. Ray note une dégradation de l'interface, l'endommagement est irréversible.

Le vieillissement induit la réduction de la transmissibilité des contraintes inter laminaires à cause de la plasticité de la matrice et des dégradations chimiques et mécaniques. La plasticité réduit les molécules de la matrice, la dégradation chimique est due à l'hydrolyse de l'interface, la dégradation mécanique est fonction de la déformation en gonflement de la matrice. La réaction inter faciale peut être le résultat d'une modification morphologique variée pour les matrices polymériques à proximité de la surface de la fibre.

Jedidi et Vautrin [23]] ont contribué à la caractérisation au cyclage hygrothermique d'un matériau composite stratifié à fibre de carbone IM7 et résine polymère cytec fiberite 977-2, qui rentre dans la conception d'un élément de voilure destiné au futur avion supersonique. L'état de service du matériau a été caractérisé, suite aux cycles de vol supersonique et aux opérations de maintenance. Un outil simple de calcul permettant de prédire les gradients de concentration en humidité, ainsi que l'état mécanique interne a été développé, puis mis à profit afin de caractériser l'effet particulier

de l'échauffement à 130°C, condition spécifique au vol supersonique, sur le matériau. Des cycles accélérés furent ensuite définis.

Mercier [24] 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 de propriétés ont été mises en évidence et analysées en détail.

1.2 Investigations expérimentales

L'investigation expérimentale a permis de rendre compte des phénomènes observés en analysant les structures composites, soumises à certaines conditions d'environnement et à des essais de rupture. Nairn [25], examina expérimentalement l'effet de température et l'effet des contraintes résiduelles qui induisent la rupture.

Kim [26], considéra l'effet de température sur la propagation des fissures dans les polymères, puis examina [27] l'effet de température et d'humidité sur un système graphite/epoxy Thornel 300/Namco 5208. L'expérience a été faite sur les trois stratifiés suivants : $[0_2/\pm 45]_{2S}$, $[90/\pm 45]_{2S}$, et $[0/\pm 45/90]_{2S}$. Les résultats révélèrent que la rigidité à des essais humides à 260°F, est 40% plus faible à la même température mais à sec, l'effet d'humidité et de température combiné a une influence sur la dégradation de la rigidité dans les stratifiés.

Springer [28] détermina le contenu de l'humidité en fonction du temps, lorsque le matériau est exposé à une atmosphère humide, ou submergé d'eau et à température constante (taux d'humidité variant de 0 à 100%). Une description du coefficient de diffusion en fonction des propriétés des fibres et de la matrice est donnée.

R. Boukhili [29] a procédé à la caractérisation expérimentale des profils d'humidité à travers l'épaisseur des composites vieillis. La technique de microtomie a été utilisée

pour caractériser la distribution d'humidité à travers l'épaisseur. Des spécimens ont été vieillissés dans des milieux humides spécifiques, puis découpés en lamelles de quelques micromètres d'épaisseur. La pesée en deux étapes a permis de déterminer le taux d'humidité dans chacune des lamelles. Les profils d'humidité obtenus pour différents temps d'immersion, confirment les prévisions théoriques en montrant que la distribution à l'intérieur de la plaque est de forme parabolique avec un maximum au niveau de la surface extérieure de l'échantillon et un minimum en son centre.

Choix et autres [30] ont mené une étude expérimentale sur l'aspect hygroscopique du stratifié carbone/époxyde, dans un environnement correspondant à un environnement de vol d'avions. L'objectif de l'étude était d'analyser différents aspects de l'absorption de l'humidité par le système carbone/époxyde unidirectionnel, dont la température de post cuisson est de 170°C. Ce système composite est de plus en plus utilisé dans les structures primaires et secondaires des avions. En mesurant l'absorption de l'humidité et les changements physiques des stratifiés, il se trouve que la température de transition décroît linéairement avec le taux d'absorption d'humidité. Le coefficient de diffusion augmente avec le volume de la matrice. Le taux d'absorption d'eau du composite dans la direction transversale des fibres est supérieur à celui relevé dans la direction longitudinale. La déformation en courbure des échantillons [0/90], décroît avec l'augmentation de l'absorption de l'eau à cause des contraintes internes dues à la plasticité des molécules d'eau. L'auteur a aussi développé un modèle d'équation pour la diffusion.

Gigliotti [31] aborda la modélisation, simulation et caractérisation expérimentale du comportement hygrothermoélastique des plaques composites stratifiées en utilisant un modèle découplé pour la simulation des contraintes internes. Ce modèle, basé sur une approche en contraintes planes, a été adapté pour prendre en compte des champs hygrothermiques transitoires ou cycliques. Le modèle approché a été validé à travers l'étude des modèles structuraux existants, pour des cylindres et des plaques soumises à des efforts hygrothermiques. Ce même modèle a été appliqué à des cas d'éléments de voilure d'avions en plaques composites, soumises à des environnements cycliques typiques d'un vol supersonique. Les déformations de plaques stratifiées libres soumises à des chargements hygrothermiques transitoires et cycliques ont été simulées à l'aide d'un modèle semi-analytique variable, et mesurées à l'aide d'une démarche expérimentale qui est la méthode de projection de franges. Cette approche expérimentale, basée sur une

méthode optique de mesure de champ, a été bien adaptée pour capturer le comportement tout à fait complexe des plaques soumises à des variations hygrothermiques importantes [32] où des non-linéarités géométriques sont à prendre en considération. La synthèse du travail permet de mettre en évidence la dangerosité potentielle des contraintes internes.

1.3 Investigations thermo élastiques

Durant notre recherche bibliographique nous avons constaté que beaucoup de recherches sur l'aspect environnemental des composites à matrice polymère, se sont axées sur l'aspect thermique. Nous avons trouvé judicieux de les citer. Les déformations et contraintes induites par une variation de température engendrent des contraintes résiduelles. La théorie thermo élastique pour les plaques anisotropes hétérogènes a été établie par Stavsky [33], Lee [34] et montre l'apparition de termes de couplage.

Les déformations et contraintes thermiques pour les plaques symétriques et antisymétriques, furent abordées par Wu et Tauchert [35], [36]. Ils ont traité le cas spécial des stratifiés orthotropes symétriques et asymétriques, en considérant la plaque avec appui simple et une variation de température uniforme ou linéaire le long de l'épaisseur de la structure, leur contribution est très significative pour l'étude des contraintes thermiques élastiques.

Les problèmes couplés, courbures et membranes des plaques composites dues aux champs thermiques et sollicitations mécaniques, ont été traités par Chen [37], qui analysa les contraintes et déformations par la méthode des éléments finis. La matrice de raideur est dérivée en se basant sur le principe de l'énergie potentielle minimum, l'expression de déplacement en dehors de la surface moyenne de l'élément plaque est le produit d'un polynôme d'Hermite du 1^{er} ordre. Une large étude par les éléments finis est présentée par Batoz [38]. Reddy [39] également présente des modèles numériques pour la résolution des stratifiés orthotropes par la méthode des éléments finis.

Tungikar et Rao [40] ont été les premiers à établir la solution analytique pour les contraintes thermiques dans les plaques composites rectangulaires. Cependant cette solution est limitée pour des conditions aux limites avec appui simple et des conditions thermiques équilibrées.

Savoia et Reddy [41] ont élargi l'analyse de Tungikar et Rao [40] en prenant en compte un champ thermique plus complexe approximé par une distribution polynomiale.

Vel et Batra [42] proposèrent une procédure mathématique qui permet de résoudre le problème thermo élastique des plaques anisotropes épaisses. La solution analytique est en terme de séries infinies, dont les coefficients sont déterminés par des conditions aux limites aux niveaux des surfaces limites. La méthode tient compte des conditions mécaniques et thermiques. Les résultats de contraintes obtenues par cette méthode ont été comparés à ceux obtenus par la théorie classique des stratifiés et par la théorie des déformations en cisaillement du premier ordre. Par les trois méthodes les résultats convergent. La méthode est cependant limitée aux champs de déformations planes et une distribution thermique relativement simple.

Zenkour proposa [43] une théorie de déformation en cisaillement simple, capable de tenir compte des conditions thermiques complexes. Avec cette théorie il testa différentes formulations pour les plaques, en confirmant la tendance trouvée par Vel et Batra [42].

1.4 Mécanismes de diffusion

Vautrin [44] présenta les principaux mécanismes d'absorption de l'eau par les polymères et les composites à matrice polymère, et fait une description macroscopique de la diffusion par la loi de Fick et les principaux écarts à ce modèle. Les principales anomalies présentées par la diffusion de l'eau dans les matrices polymère mettent en relief le rôle essentiel, joué par l'état de contraintes internes qui résulte de toute l'histoire du matériau. En pratique tous les auteurs utilisent systématiquement la solution unidimensionnelle à partir de l'équation différentielle de Fick, avec différents effets de bord pour décrire l'absorption ou la désorption d'échantillon type plaque, Whitney et Browing [45], Shen et Springer [46]. Il convient de souligner que le champ de concentration en eau transitoire n'est pas uniforme et que par la suite, le milieu est le siège d'un champ de contraintes internes non uniformes.

L'hétérogénéité du milieu est un facteur aggravant dans la mesure où les dilatations hygroscopiques contrariées de la matrice et du pli sont la cause de contraintes internes appelées contraintes résiduelles, qui s'ajoutent aux contraintes internes d'origine

thermique, et peuvent engendrer des microfissurations. Hahn et Kim [47], discutèrent la distribution des contraintes hygroscopiques résiduelles pour différents empilements de couches.

La solution de l'équation de diffusion de l'humidité dans les stratifiés à travers l'épaisseur donnée par Jost est gouvernée par l'équation de diffusion classique. Pipes, Vinson, Chou [48] développèrent une analyse hygroscopique générale des contraintes résiduelles dans les stratifiés anisotropes à matrice polymère en absorption et en désorption, pour les cas symétriques et non symétriques. L'analyse des contraintes hygrothermiques engendrées par les conditions d'environnement cycliques ou le coefficient de diffusion D est fonction de la température fut abordé par Springer [49], Tsai [50].

David A. Bond et Paul A. Smith [51] ont procédé à une large synthèse des différents modèles analytiques qui traitent la diffusion de l'humidité dans les structures composites. Dans le but d'apporter des références bibliographiques aussi complètes que possible dans la description de la cinétique de la diffusion de la concentration, les avantages et les limitations des différentes techniques ont été présentés. La description de la cinétique de diffusion a été amplement décrite.

1.5 Théorie non linéaire

Le problème posé par la théorie non linéaire [52], montre qu'il existe physiquement un effet de couplage entre la température et l'humidité, cet effet prend des dimensions significatives lorsque le rapport de la conductivité thermique à la diffusivité de l'humidité approche l'unité, Shirell [116], considère les effets d'environnement en terme de température et d'humidité, ainsi que leurs effets interactifs sur les composites et ont obtenu des données par expérimentation (coefficients d'effet couplage). Harrtrantft et Sih [119], Sin et Ogawa [120] utilisèrent les données expérimentales trouvées par Springer et Shirell [116]. les équations sont formulées par la technique des éléments finis dans le domaine transformé de Laplace, la solution du domaine transformé est obtenue directement par la méthode itérative Raphson Newton.

1.6 Etudes hygrothermomécaniques

Certains auteurs ont abordé l'effet conjoint du chargement mécanique, thermique et hygroscopique. L'analyse de l'état de contraintes hygrothermomécaniques des stratifiés, dues au gonflement et à la dilatation contrariée des plis élémentaires, a été effectuée dans le cadre de la théorie classique des plaques stratifiées, par Hahn et Kim [53] en régime transitoire.

Des méthodes d'analyse pour les plaques stratifiées assujetties à une pression latérale et chargement hygrothermique, ont été développées par Sloan et Vinson [54], Wetherhold et Vinson [55]. L'importance des déformations du cisaillement transversal, particulièrement pour les matériaux fortement anisotropes a été montrée. Cet effet a permis d'évaluer l'amplitude de l'expansion de la matrice polymérique à travers l'épaisseur. Herakovich [56], Pipes et Pagano [57] incluent l'effet de la tension normale transversale pour examiner les effets de la contrainte normale près du bord libre du stratifié.

1.7 Problèmes d'hygrothermoélasticité

L'hygrothermoélasticité est une théorie spécialisée qui considère simultanément la statique, la dynamique des solides, les fluides ainsi que les mélanges. Quand les problèmes de statique sont concernés, l'étude est inscrite dans le domaine de la thermostatique, une discipline qui s'intéresse à l'état des substances en l'équilibre. Les premiers efforts qui ont permis la modélisation des problèmes de l'équilibre des mélanges pleins ont été faits par Gibbs [58].

Dans la résolution des problèmes structuraux hygrothermoélastiques, presque toutes les applications sont traitées par l'utilisation de modèles découplés. Les champs hygrothermiques sont donnés par les lois de Fourier et de Fick .

La concentration d'humidité absorbée non uniforme et la variation de température, engendrent des contraintes résiduelles non uniformes dans les plis. Elles doivent être prises en considération lors de l'analyse mécanique. La résolution des équations de diffusion et de conduction en transitoire, permet de déterminer respectivement, la concentration, la température, les contraintes hygroscopiques et les contraintes thermiques.

Plusieurs investigations ont été entreprises dans le but de résoudre les équations différentielles, modélisant chaque environnement, et incluant l'effet des micros constituants, de la matrice et des fibres.

Pipes, Vinson et Chou [48], Springer [46], formulèrent la distribution de la concentration d'humidité à travers l'épaisseur pour les structures plaques et coques minces en donnant une résolution de l'équation de diffusion classique, avec le coefficient de diffusion D constant.

Des méthodes analytiques pour la résolution de l'équation de Fick décrivant la cinématique de l'absorption hygroscopique du matériau ont été proposées par : Verchery [59], Jacquemin et Vautrin [60] [61].

Adda Bedia, Hann et Verchery ont présenté une large synthèse en faisant des observations sur des aspects hygroscopiques qui interagissent lors des problèmes de diffusion à des conditions environnementales variables [62] [63].

La méconnaissance du comportement des composites sous différentes conditions cycliques environnementales, constitue un frein à leur utilisation. Afin de réduire les études expérimentales qui sont onéreuses et nécessitent beaucoup de temps, des méthodes numériques prédictives furent largement développées. Beaucoup d'études se sont axées sur l'évaluation de la concentration dans le composite exposé à une température variable, et à une humidité relative simulant les conditions pour un temps d'opération assez long.

Benkeddad [64] a travaillé sur la prévision du comportement hygrothermique de structures soumises à des conditions de température et d'humidité. Un logiciel d'analyse des plaques stratifiées pour la détermination des contraintes et des déformations hygrothermiques transitoires à travers les plis a été conçu. La prise en compte des effets d'environnement sur les propriétés mécaniques n'a pas eu lieu.

Adda Bedia [65] a présenté une méthode analytique pour déterminer la valeur du gradient de la concentration en humidité, ainsi que le pourcentage maximal du gain de masse à travers l'épaisseur des plaques composites à matrice polymère, exposées aux conditions d'environnement cycliques. La méthode prédit les extensions des effets de bord, les limites approximatives de la partie fluctuante, les valeurs de la concentration de l'humidité aux bords de la plaque et la concentration de l'humidité en régime transitoire.

En effet les calculs montraient qu'au bout d'un certain nombre de cycles, les valeurs de concentration se stabilisaient et convergeaient vers une valeur plateau dans la partie centrale de la plaque. Par contre dans les peaux subsistait une partie fluctuante qui restait cyclique avec la variation des conditions extérieures. Il a été donc intéressant d'étudier les effets de bord, les limites de la partie oscillatoire, la masse maximale d'humidité absorbée par le matériau, et l'évaluation de la convergence de la concentration d'humidité en régime transitoire. La méthode a été validée par le code de calcul développé par Springer « W8GAIN ».

Jacquemein et Vautrin [66] ont proposé une méthode analytique permettant de calculer les contraintes internes, induites par des conditions environnementales cycliques pour des structures composites cylindriques épaisses. Les cylindres sont composés de plis orthotropes dont les propriétés hygrothermoélastiques transitoires, sont déterminées en considérant les équations classiques de la mécanique des solides.

Vaddadi [67] et Nakamura ont étudié les contraintes hygrothermiques transitoires dans les composites renforcés à fibres, avec une approche de caractérisation hétérogène. L'approche a consisté en premier à l'analyse de l'absorption d'humidité en transitoire, pour le composite exposé à un environnement humide, en considérant des microstructures homogènes du matériau. Dans une seconde étape une modélisation du stratifié uni axial comportant une densité importante de fibres de carbone individuelles, aléatoirement distribuées dans la matrice époxyde a eu lieu. Les résultats ont montré que ces modèles numériques sont essentiels pour capturer l'augmentation de l'humidité lors du processus d'absorption. L'analyse des contraintes résiduelles hygrothermiques montre que les contraintes les plus élevées, développées dans les systèmes époxydes, sont au niveau des zones à fortes densités de fibres, leurs magnitudes augmentent lors de la saturation. Les contraintes importantes peuvent initier un endommagement ou un délaminage des couches.

Gigliotti, Vautrin et Jacquemin [68] ont établi un modèle approximé pour les plaques composites sous des conditions hygrothermiques cycliques transitoires, basé sur la théorie des stratifiés, ce modèle a été testé. Le but est d'évaluer la limite de l'approximation (solutions analytiques). Cette solution est capable de représenter le comportement réel des structures plaques et cylindres tridimensionnels, dans un conditionnement hygrothermique identique à celui où opèrent réellement les structures

Récemment Tounsi et Adda Bedia [69] ont développé une nouvelle méthode analytique, qui consiste à prédire les contraintes à travers une plaque exposée à des conditions environnementales variables symétriques, sans la détermination de la distribution de la concentration. Cette même méthode a été adoptée pour la détermination des contraintes résiduelles durant la phase de désorption d'humidité par Tounsi, Adda Bedia et Benachour [70]. L'effet de l'anisotropie sur la distribution des contraintes hygroscopiques à l'intérieur du stratifié a été étudiée par Tounsi, Adda Bedia et Verchery [71].

Tounsi, Bouazza et Adda Bedia ont étudié les distributions des contraintes hygroscopiques transitoires à travers l'épaisseur des plaques stratifiées, pour des conditions d'environnement cycliques symétriques [72], et des conditions cycliques non symétriques [73]. Une étude particulière a été accordée à l'effet de l'orientation des fibres et des conditions d'environnement cycliques, sur les contraintes résiduelles non mécaniques dans les plaques composites, par Tounsi, Adda Bedia, Sereir et Benhassaini [74].

Boukhoulda et Adda Bedia [75] ont examiné l'effet de l'orientation des fibres sur l'évolution de l'humidité, pour des composites en phase d'absorption. La méthode analytique a été utilisée afin d'évaluer la concentration d'humidité à travers l'épaisseur de la plaque, soumise à des conditions cycliques pour deux types de composite, le T300/5208 et le verre époxyde. Cette méthode permet aussi de prévoir simultanément le niveau et le temps de saturation. Les résultats montrent que l'influence de l'humidité est très nette lorsque la température et l'humidité agissent simultanément. Les contraintes thermiques apparaissent dans le sens transverse des fibres. Les fibres de carbones T300 ont tendance à se rétracter sous l'effet de température contrairement à la résine.

L'étude a révélé que la température affectait l'absorption d'humidité. La concentration d'humidité est fonction des conditions environnementales ainsi que des orientations des fibres. La diffusion est ralentie pour une configuration de fibres de 0° .

Sereir, Adda Bedia et Tounsi [7] ont appliqué la méthode de calcul des contraintes résiduelles développées en [69], en prenant un environnement constant et symétrique. Ils ont examiné l'effet de la température sur les propriétés mécaniques du graphite époxyde, puis sur le comportement hygrothermoélastique des plaques minces composites en transitoire lors d'une phase d'absorption. L'aspect dégradation thermomécanique a été abordé par la méthode polaire. L'effet du coefficient de diffusion

sur le comportement hygrothermoélastique a été bien décrit, son effet est bien mis en évidence sur différents types de stratifiés. Le coefficient de diffusion en fonction de l'orientation des fibres n'a pas été considéré. L'étude fut étendue pour un environnement non symétrique [76].

1.8 Synthèse de la recherche bibliographique

En conséquence, des diverses observations bibliographiques, nous devons tenir compte tout au long de ce travail que :

1. La caractérisation des mécanismes d'absorption et de désorption d'eau est une question difficile, elle requiert :
 - Une bonne connaissance des propriétés des constituants fibres et matrice
 - Un suivi des modifications structurales.
2. Au-delà de certains seuils d'humidité, de température et de temps, des mécanismes de dégradation et d'endommagement peuvent interagir et rendent particulièrement délicates toutes interprétations. Les variables températures et temps sont des paramètres extrêmement actifs.

1.9 Problématique et sujet de thèse

Cette étude a été accomplie au Département d'Aéronautique de l'Université de Blida en collaboration avec le Laboratoire de Matériaux et Hydrologie de l'Université de Sidi Bel Abbès. Cette étude s'insère également dans un axe de recherche au sein de ce même laboratoire dirigé par le professeur Adda Bedia qui est « L'hygrothermie des composites à matrice polymère ». Cet aspect des composites constitue un enjeu important dans la durabilité des composites à matrice polymère sous différents environnements.

En effet, plusieurs recherches et travaux ont été menées par l'équipe sur les problèmes hygrothermiques des composites à matrice polymère et porte essentiellement sur la phase d'absorption, elles ont été citées plus haut et ont permis l'établissement de modèles permettant de prévoir le comportement des structures à long terme.

L'optimisation des performances des matériaux sur des durées de plus en plus longues, nécessite de disposer de modèles de plus en plus fiables, prenant en compte l'ensemble des sollicitations et des dégradations induites durant leur usage structural.

L'important est de pouvoir prévoir le vieillissement, c'est à dire identifier et quantifier cette dégradation. Ceci implique la maîtrise des composantes environnementales en terme de température et d'humidité ainsi que leurs conséquences sur les structures.

Nous proposons d'identifier les évolutions du matériau à différentes échelles, celles des constituants ou celles de la structure, et établir le lien entre celles-ci.

La rive expérimentale est onéreuse et nécessite beaucoup de temps. La finalité essentielle de ce projet est de proposer un outil numérique, qui permet de prendre en compte le vieillissement hygrothermique dans l'analyse des structures en phase de désorption d'ou : « Le thème principal autour duquel se déroule cette recherche, qui est essentiellement le processus de désorption dans les systèmes composites carbone/époxyde unidirectionnels en transitoire, avec la prise en compte du vieillissement ».

L'objectif de la thèse est d'abord la prise en compte de l'effet du vieillissement à l'échelle microstructurale, c'est à dire au niveau des matrices et des renforts à travers un modèle, qui sera suivi par l'évaluation des propriétés mécaniques vieilles. Les réductions de ces propriétés seront déterminées.

Nous examinerons par la suite de quelles manières les réductions des propriétés mécaniques dues au vieillissement, peuvent être conséquentes sur les contraintes résiduelles et comment évolue le temps de saturation.

Une considération particulière sera accordée par la suite à des environnements variables, en terme de température et d'humidité, pour les études du comportement hygrothermique des plaques stratifiées [+20/-20]_{2s} en désorption.

Enfin la dernière étape sera consacrée à l'effet de l'anisotropie avec la prise en compte du vieillissement sur les contraintes hygrothermiques des plaques stratifiées en désorption. Des prévisions seront données à partir des résultats obtenus tout au long de cette étude.

Cette thèse se veut donc tout d'abord une contribution à la compréhension du processus de désorption dans les matériaux composites carbone/époxyde.

La principale démarche de l'étude sera essentiellement la simulation numérique, par la mise en place d'un code fortran. Plusieurs résultats sont obtenus par l'exploitation de ce code.

On fera appel tout au long de cette thèse à des résultats expérimentaux par des références, afin d'enrichir l'interprétation des résultats du phénomène de la désorption.

On essayera aussi d'établir un rapprochement entre les résultats obtenus et les phénomènes hygrothermiques recensés dans la littérature, afin d'essayer d'élucider les différents phénomènes qui se produisent au niveau des structures.

1.10 Application

Comme application illustrative de cette recherche, le cas d'un cycle de vol d'avion sera considéré. Le matériau composite T300/5208 carbone/époxyde est un matériau qui rentre dans la conception de structures primaires de l'avion supersonique, et cet élément de structure est soumis lors de sa mise en service à des sollicitations hygrothermiques. Le matériau subit des conditions environnementales sévères et très particulières qui consistent à des changements brusques et rapides correspondant à différentes phases de vol. En effet la température varie de -55°C en régime subsonique jusqu'à 130°C après le choc supersonique, donc il y a un échauffement brusque de la structure. Le matériau passe aussi par des états d'absorption et de désorption.

La question qui se pose est comment se comportera le matériau dans cette situation de changements de températures sous différentes conditions d'humidité relative variable, et quelle sera sa réponse si l'effet du vieillissement est pris en compte à travers les propriétés mécaniques ?

CHAPITRE 2

COMPOSITES ET PHENOMENES HYGROTHERMIQUES

Notre étude s'inscrit résolument dans l'esprit des phénomènes hygrothermiques. Dans ce chapitre nous essayerons de gagner un domaine intéressant de la physique expérimentale portant sur l'analyse spécifique de l'interaction des composants du composite avec les paramètres environnementaux, ce qui nous permettra d'acquérir une profonde compréhension sur les mécanismes se produisant à l'échelle micro analytique.

Pour ce faire, nous présenterons succinctement dans un premier temps les matériaux composites à matrice polymère où l'intérêt sera principalement porté sur les systèmes carbone/époxyde. Nous aborderons ensuite le problème des contraintes résiduelles. Enfin nous exposerons une analyse détaillée des phénomènes d'absorption, en résumant les conséquences recensées dans la littérature concernant les effets de l'humidité sur les matériaux composites à matrice polymère, leurs constituants, ainsi que les mécanismes conduisant à une évolution ou à une dégradation du matériau.

2.1 Matériaux composites

Les matériaux composites peuvent être classés selon la forme du renfort, qui peut être à particules ou fibreux, ou bien selon la nature de la matrice qui peut être organique, métallique ou minérale. Dans cette présente étude, on s'intéresse essentiellement aux matériaux composites à matrice organique à renforts fibreux.

D'une façon générale avant d'aborder l'analyse proprement dite, il faut savoir qu'en modifiant la nature et la proportion des constituants ainsi que l'orientation des fibres, on modifie les propriétés du composite. Le renfort fibreux apporte au matériau composite ses performances mécaniques élevées, alors que la matrice a pour rôle de transmettre aux fibres les sollicitations mécaniques extérieures et de protéger les fibres des agressions extérieures. Le type d'association fibres/matrice dépend des contraintes imposées par l'application : des caractéristiques mécaniques particulières, tenue en température, tenue en fatigue, résistance à la corrosion, coût, etc.

Il faut dire que les différentes propriétés de légèreté et de rigidité rendent les matériaux composites attractifs dans divers domaines spécialement en aéronautique pour la réalisation de structures primaires d'avions allant du subsonique au supersonique.

2.1.1 Propriétés de la fibre de carbone

Les fibres de carbone ont une faible masse volumique et possèdent de très bonnes caractéristiques mécaniques, ceci permet d'alléger la structure tout en lui conservant des propriétés mécaniques performantes. D'autre part, les fibres de carbone sont dotées d'une assez bonne résistance aux températures. Elles conservent leurs propriétés mécaniques jusqu'à 1500°C en atmosphère non-oxydante et jusqu'à 400°C en atmosphère oxydante. De plus, les fibres de carbone ont des coefficients de dilatation thermique très faibles, ce qui permet de garantir une bonne stabilité dimensionnelle à une structure sollicitée thermiquement. De part sa structure cristalline hexagonale, le carbone possède de bonnes propriétés de conduction thermique et électrique et surtout des propriétés mécaniques élevées dans la direction des plans cristallographiques. Ces faits expliquent les nombreux développements des procédés d'élaboration des fibres de carbones de plus en plus performantes notamment les nano-tubes.

2.1.2 Propriétés de la matrice polymère

D'un point de vue mécanique, la matrice se comporte comme un matériau homogène dont le rôle est de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de protéger ces dernières des agressions extérieures tels que l'humidité ambiante, les rayons ultraviolets, l'oxydation, etc.

L'utilisation des matrices polymères dans la conception des matériaux composites est très répandue du fait que les résines polymères soient assez déformables, permettant ainsi de mieux transmettre les sollicitations mécaniques et possèdent une faible masse volumique permettant la conception de matériaux légers.

Une matrice polymère résulte de la création de liaisons de pontage entre les chaînes macromoléculaires des pré-polymères sous l'effet de la chaleur. On a relevé que généralement les matrices polymères utilisées dans les matériaux composites sont modifiées, voire améliorées par différents adjuvants et additifs tels que les stabilisants, les

pigments, les agents de démoulages, les durcisseurs. Ils existent deux familles de matrices polymères : les thermoplastiques et les thermodurcissables.

1. La gamme de polymères thermoplastiques est appelée communément plastique, parmi ces polymères on citera : le polyéthylène PE, le polypropylène PP, le polyamide PA, le polystyrène PS, le polychlorure de vinyle PVC, etc.
L'utilisation de ces résines dans la fabrication des matériaux composites est limitée à cause de leurs faibles propriétés mécaniques et thermomécaniques.
2. Différents types de matrices thermodurcissables sont utilisés dans la conception de matériaux composites, parmi lesquelles on citera :
 - les résines polyesters insaturées,
 - les résines de condensation,
 - les matrices époxydes.

Notre application porte sur un matériau composite à matrice époxyde, et, dans ce qui suit nous nous proposons de détailler les propriétés des matrices époxydes.

2.1.3 Les matrices époxydes

Les matrices époxydes possèdent des propriétés mécaniques et thermomécaniques élevées, c'est la raison pour laquelle leur utilisation s'est multipliée dans la conception de composites à hautes performances, telles que les applications aéronautiques, spatiales et militaires. Leurs principales propriétés se traduisent par leur bonne tenue en température en continu (jusqu'à 200°C), leur bonne résistance chimique, leur faible retrait au moulage (0,5 à 1%) et leur très bonne mouillabilité des renforts.

Néanmoins, elles présentent des faiblesses et des inconvénients qui sont : un temps de polymérisation long, un coût élevé de fabrication et une sensibilité à la fissuration.

2.2 Contraintes internes

Le dimensionnement d'une structure composite nécessite d'évaluer les contraintes internes, en plus des contraintes mécaniques qui sont dues aux chargements. Le terme de contraintes internes désigne les contraintes non-mécaniques générées pendant :

1. La phase d'élaboration et sont souvent définies comme étant les contraintes résiduelles de fabrication
2. Les conditions de service et sont connues par, les contraintes internes de service d'origine hygrothermiques.

L'estimation des contraintes internes permet d'aborder l'aspect durabilité des structures composites en service, ce qui constitue un paramètre important dans les phases de conception et de dimensionnement.

2.2.1 Contraintes résiduelles de fabrication

L'optimisation des procédés de fabrication repose sur la réduction des défauts et la maîtrise de la microstructure, mais aussi sur la minimisation des contraintes résiduelles. Ces contraintes représentent l'état initial du matériau avant de le soumettre aux conditions de service, elles peuvent avoir une influence sur la durabilité et les performances de la structure.

2.2.2 Cycle de polymérisation

Durant un cycle de polymérisation usuel, la résine passe d'un état initial liquide visqueux à l'état solide. Examinons les phases d'un cycle de polymérisation usuel afin de comprendre les mécanismes à l'origine des contraintes résiduelles de fabrication.

Pendant la phase de fabrication, la matrice polymérise et réticule donnant ainsi à la structure sa morphologie définitive après refroidissement. Cette phase délicate est réalisée sous vide avec un cycle de pression et un cycle de température définis principalement suivant le type de matrice.

Considérons un cycle de fabrication classique pour les composites carbone-époxyde, avec une vitesse de montée en température et de refroidissement de l'ordre de 3°C/min :

1. La première étape concerne la phase de montée en température jusqu'au palier de cuisson D :
 - De A à B la résine est liquide et sa rigidité est nulle. Au point B les premières liaisons réticulaires apparaissent, la rigidité n'est pas nulle pour l'ensemble de la résine.

- Le palier B-C est le palier de gélification, il permet d'obtenir un état homogène caoutchoutique ou visqueux dans l'ensemble de la structure.
- De C à D la résine se solidifie, il y a une forte augmentation des modules.

2. La deuxième étape concerne le palier de cuisson :

- Le plateau D-E correspond à la réticulation : passage de l'état vitreux à l'état solide homogène.

3. La troisième étape concerne la phase de refroidissement de la température de cuisson à la température ambiante.

- Dans la phase de refroidissement E-F, la microstructure est figée et la résine est entièrement polymérisée.

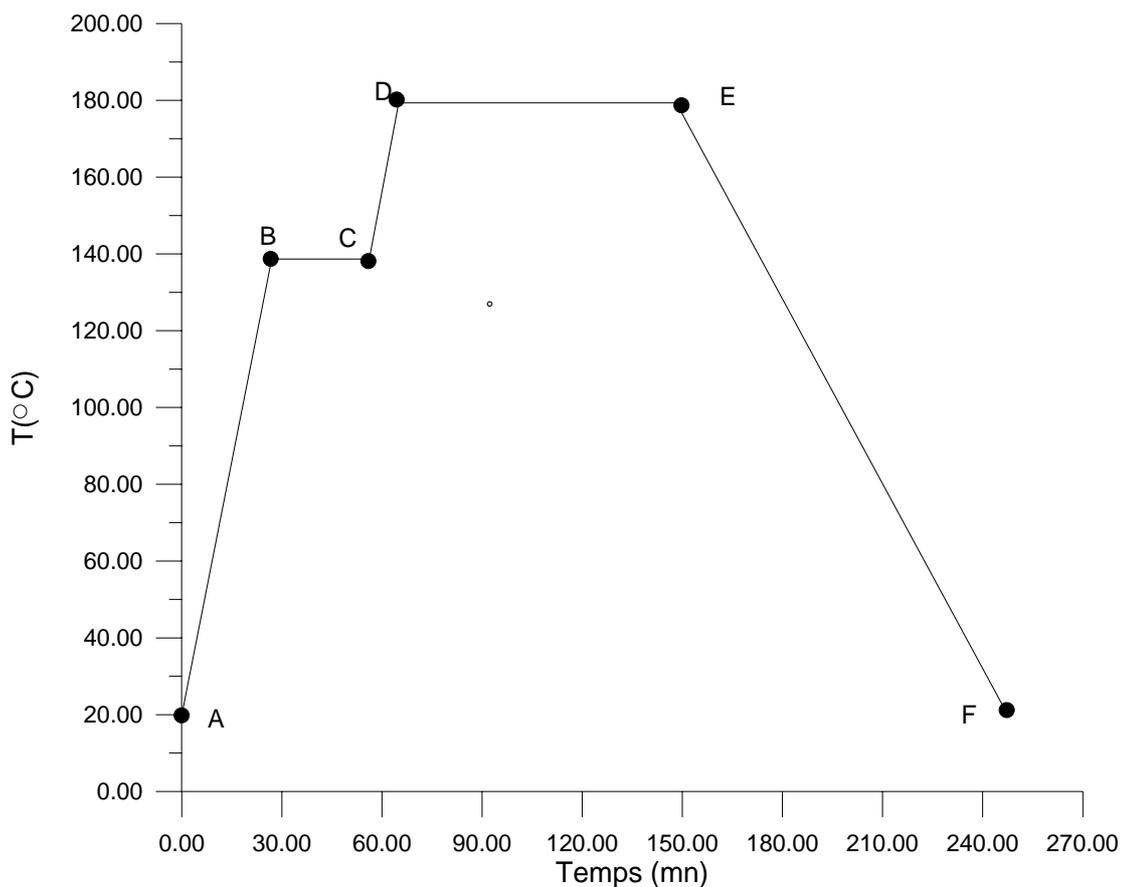


Figure 2.1 : Cycle de fabrication d'une résine époxyde [77]

2.2.2.1 Définition du temps de gélification : T Gel

Il apparaît nécessaire de définir le temps de gel. En effet, chaque laboratoire a sa propre définition. La définition physicochimique correspond au temps de gélification correspondant au début de la formation d'un réseau tridimensionnel par pontage des macromolécules de pré polymère. Il est fortement influencé par le type de résine ainsi que par son vieillissement.

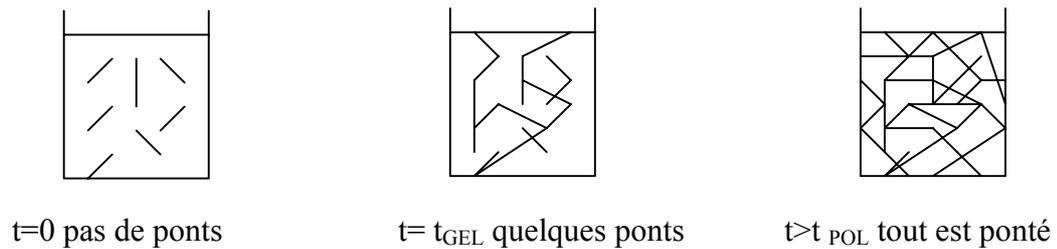


Figure 2.2 : Pontage

2.2.2.2 Mécanisme de polymérisation

La gélification correspond à :

- Une augmentation de la viscosité de la résine,
- Une apparition significative d'élasticité.

Au fur et à mesure de la cuisson, le pré imprégné polymérise et devient de plus en plus raide (raideur).

Zone 1 : la résine se fluidifie sous l'action de la chaleur, (zone AB)

Zone 2 : Les solvants s'évaporent, (zone B)

Zone 3 : Gélification, le pré imprégné ne flue plus. Il faut appliquer la pression peu avant le temps $t_1 = t_{GEL}$, (zone BCDE)

Zone 4 : Le matériau est polymérisé et n'évolue plus. On peut le démouler (zone EF)

Cette description est « idéale », cependant les états homogènes sont quelques fois difficiles à obtenir, par exemple le refroidissement peut s'effectuer alors qu'une partie de la structure n'est pas encore polymérisée. Pendant le cycle de fabrication, nous distinguons principalement les phases de chauffage ou de cuisson (première et deuxième étape) et de refroidissement (troisième étape).

1. Pendant le chauffage la microstructure subit des modifications d'état pouvant être à l'origine des contraintes résiduelles. La résine subit une réaction chimique, dite de thermodurcissement, permettant le passage de l'état liquide à l'état solide. A l'échelle de la microstructure cela se traduit par la création d'un réseau de macromolécules tridimensionnelles. Cette densification entraîne une contraction volumique de la résine et s'accompagne d'un dégagement de chaleur.
2. Pendant le refroidissement, la résine polymérisée ne subit plus de réactions chimiques et possède ses caractéristiques physiques définitives. Elle est le siège d'une dilatation thermique.

Jaquemein [77] a fait une synthèse bibliographique pour l'interprétation du processus, que nous citons comme ci- après :

La dissociation de ces deux phases introduit la question de la genèse des contraintes résiduelles. Certains auteurs (Bogetti et Gillespie) assurent que les contraintes résiduelles sont générées pendant la phase de thermodurcissement de la résine. D'autres (Han et Pagano) considèrent que les contraintes résiduelles apparaissent pendant le refroidissement [77].

Certains auteurs ont mis en évidence certains défauts présents dans le stratifié après sa fabrication, pouvant être liés à la présence de contraintes internes : défauts d'alignements de fibres, rupture à l'interface fibre-matrice.

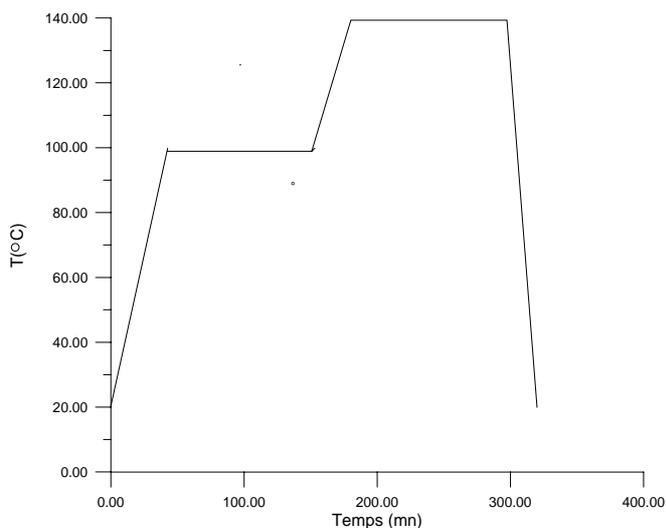


Figure 2. 3 : Cycle de cuisson n°1 :
2h à 100°C, +2h à 140°C [77]

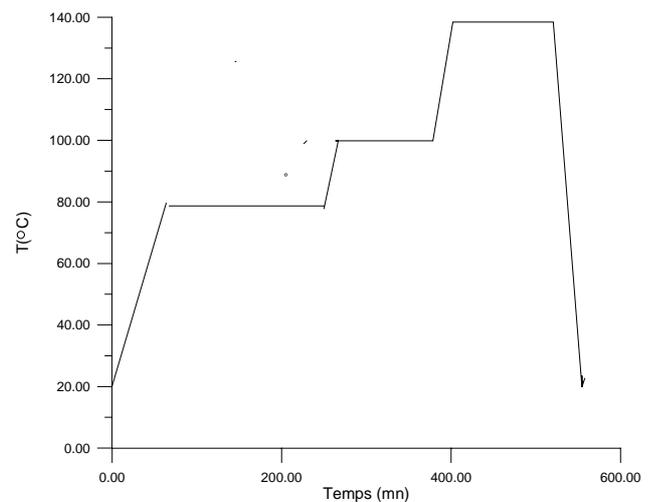


Figure 2.4 : Cycle de cuisson n°2 :
4h 80°C, +2h à 100°C+2h à 140°C [77]

Grandsire- Vinçon ont travaillé sur les défauts des fibres constatés au cours de fabrication. Jochum et El ont montré que suivant un cycle de cuisson concernant le système de résine époxyde 914 – fibres de carbone T300, il pouvait apparaître un micro flambage des fibres provoqué par le retrait de la matrice (figure 2.3) et (figure 2.4). Le phénomène est expliqué par la variation de volume générée par la réaction chimique, qui induit un chargement de compression sur les fibres, et la matrice étant dans un état visqueux n’offre qu’un appui limité aux fibres, d’où la naissance de l’instabilité. Les auteurs montrent qu’en augmentant la durée de la réaction de thermodurcissement cette instabilité disparaît. Ce mécanisme de micro flambage repose sur une compétition entre la rigidité de la matrice et le chargement en compression induit sur la fibre par la contraction volumique [77].

2.2.3 Conclusion sur les contraintes résiduelles

La description des phénomènes physico-chimiques intervenant au cours d’un cycle de polymérisation a permis de mettre en évidence que le cycle est considéré en deux phases : le chauffage et le refroidissement. Pendant le chauffage la résine subit une réaction chimique de thermodurcissement, permettant le passage de l’état initial liquide à un état solide dont les caractéristiques physiques sont figées. Cette réaction chimique provoque un retrait volumique de la résine, qui constitue l’effet prédominant sur les contraintes résiduelles avant le refroidissement. Au cours du refroidissement, la résine polymérisée subit une contraction d’origine thermique.

La principale interrogation concerne la genèse des contraintes résiduelles. Des travaux laissent penser que les contraintes résiduelles sont présentes avant le refroidissement par contre d’autres révèlent qu’elles apparaissent au cours du refroidissement. La question est de savoir si les contraintes apparaissant au cours des changements d’état sont relaxées avant le début du refroidissement.

Les bibliographies récentes et représentatives des recherches actuelles sur les contraintes résiduelles de Winsnom [8], font apparaître l’existence de celles-ci avant le refroidissement. La minimisation de ces contraintes passe par une optimisation des conditions de fabrication. En agissant sur la durée du cycle de cuisson, par l’augmentation du palier de cuisson, on pourra obtenir une relaxation des contraintes avant le refroidissement.

Nous présentons dans ce qui suit un exemple d'un cycle de polymérisation qui a été optimisé pour une utilisation dans un environnement supersonique.

2.2.4 Exemple d'un cycle de polymérisation fiberite cytec 977-2 optimisé

Grâce à son excellente tenue à haute température, la matrice époxyde Cytec Fiberite 977-2 a été spécifiquement choisie pour la conception d'éléments de voilure de l'avion supersonique. En effet, sa température de transition vitreuse, de l'ordre de 210°C, est supérieure à la température de service, d'environ 130°C, en régime supersonique [78].

Notons qu'un cycle de cuisson bien défini et optimisé permet de garantir les hautes performances de la résine époxyde. Par exemple le cycle de polymérisation de la matrice époxyde Cytec 977-2 a été optimisé pour les besoins d'une utilisation en vol supersonique qui nécessite un matériau stable donc complètement polymérisé pour éviter tout effet de post-cuisson et d'évolution des propriétés du matériau en cours de service. Afin d'obtenir un taux résiduel de polymérisation minimum associé à une température de transition vitreuse élevée, les travaux réalisés ont conduit à ajouter un cycle de post-cuisson, au cycle habituellement utilisé pour ce matériau en condition d'utilisation supersonique.

Les paramètres étudiés sur le cycle de post-cuisson ont été la température et la durée.

Finalement, le cycle retenu comprend une première phase de gélification de 3 heures à 150°C suivie d'une phase de polymérisation de 2 heures à 180°C. Les vitesses de montée et de descente en température sont de 2°C/min. Une pression de 7 bars est appliquée dès le début du cycle et jusqu'au retour à la température ambiante. La post-cuisson est définie par une montée à 3°C/min jusqu'à 210°C, suivi d'un palier de 2 heures à 210°C et d'une descente à 3°C/min jusqu'à la température ambiante [78] (Figure 2.5)

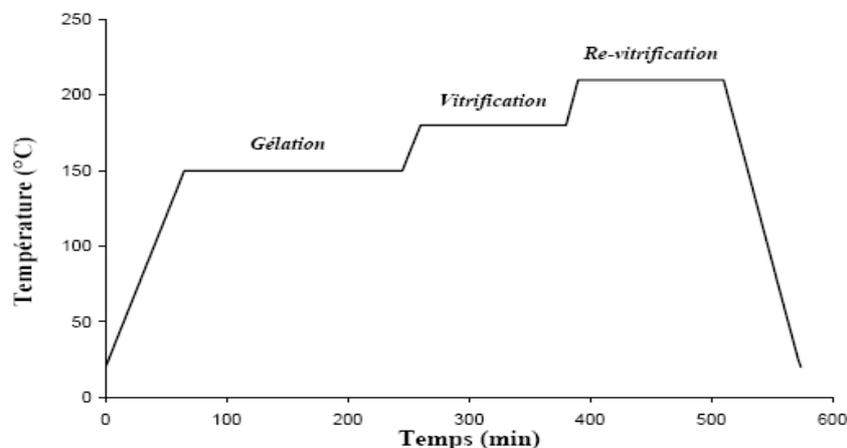


Figure 2.5 : Cycle de cuisson et post-cuisson de la matrice Cytec Fiberite 977-2 [79].

2.3 Vieillissement hygrothermique des composites à matrice polymère

Certaines études ont été réalisées dans des conditions environnementales complexes, afin d'étudier le comportement des matériaux composites dans des conditions proches de leur fonctionnement en service, telles que les variations climatiques ou encore les cycles de vol d'un avion [79, 80]. Les auteurs montrent que l'endommagement et la fissuration du matériau sont accélérés et accentués par des conditions hygrothermiques cycliques, et ce, même en l'absence de sollicitations mécaniques.

Chateauminois fait une synthèse de ses travaux sur l'humidité [81]. Il note que le gain en masse n'est pas un paramètre d'endommagement pertinent, car le comportement mécanique diffère selon les conditions expérimentales. Par exemple, l'endommagement est plus prononcé lorsqu'un taux d'humidité donné est atteint par immersion plutôt que par exposition environnementale. Vauthier [82] aboutit également à ces mêmes constatations en précisant que le vieillissement peut changer les micro mécanismes d'endommagement, surtout pour les composites renforcés par des fibres de verre, très sensibles à l'humidité.

Weitsman [83] remarque à son tour que le vieillissement par immersion, en eau de mer cette fois-ci, est plus critique pour la tenue en fatigue que le vieillissement sous atmosphère. De son côté, Dewimille [84] constate que, contrairement à la résine seule où les courbes d'absorption ont la même allure quelque soit la température, les cinétiques d'absorption du matériau composite montrent que des phénomènes de dégradations apparaissent lorsque la température augmente.

Tous les auteurs considèrent le principe de l'équivalence temps-température comme valide. Ils mettent en évidence une correspondance entre l'humidité et la température en montrant que l'historique de l'humidité a le même impact sur le comportement du matériau que celui de la température

2.3.1 Différents effets du vieillissement hygrothermique des composites à matrice polymère

Les polymères sont des matériaux très complexes, qui diffèrent de structures et de propriétés physico-chimiques et réagissent en conséquence différemment à l'humidité. L'étude du phénomène d'absorption d'humidité est d'autant plus compliqué quand il s'agit de matériaux composites. En effet, la complexité réside dans le fait que l'humidité

absorbée réagit différemment avec la résine polymère qu'avec les fibres et l'interface fibre/matrice au sein du composite.

L'absorption de l'eau par les matériaux composites à matrice polymère est essentiellement contrôlée par la matrice vu le caractère relativement non-absorbant des fibres de renfort, notamment la fibre de carbone.

Tout au long de ce travail, nous avons essayé de déterminer et comprendre les effets de l'eau sur les propriétés physico-chimiques et mécaniques du matériau. Nous cherchions à acquérir les aspects qui nous permettraient d'interpréter les résultats de manière rationnelle par la suite sur l'aspect vieillissement. Cette section permet ainsi de faire l'état de l'art des données de la littérature sur ce sujet. Nous essayerons d'abord d'expliquer physiquement et de façon qualitative le phénomène de reprise d'humidité sur les composites à matrice polymères et ses conséquences. Enfin, il apparaît primordial de déterminer la part réversible ou irréversible des évolutions constatées. Nous passerons par les mécanismes d'hydrophilie qui gouvernent l'insertion et le déplacement des molécules de l'eau au sein du matériau, nous détaillerons les particularités des différents types de vieillissement physique et chimique. Ensuite, nous présenterons les évolutions des propriétés thermomécaniques, dues au vieillissement, constatées dans la littérature.

2.3.2 Mécanismes d'hydrophilie

La nature plus ou moins polaire d'un polymère (selon les groupes chimiques le constituant) lui confère naturellement une sensibilité particulière, pour des solvants polaires comme l'eau Bistac [85]. Cette sensibilité se traduit par la pénétration de molécules du solvant dans le polymère ; on parle d'absorption. En raison de l'absence de toute structure cristalline, l'espace entre les chaînes moléculaires est important comparé à la taille des molécules d'eau. Ces dernières peuvent se déplacer dans les interstices.

De plus dans les composites, leurs déplacements sont facilités par les porosités et les défauts de cohésion qui peuvent apparaître aux interfaces fibre-matrice.

L'hydrophilie se caractérise en pratique par la teneur massique en eau que le matériau peut atteindre à l'équilibre, dans un milieu isotherme et à un taux hygrométrique constant. Ils existent deux approches différentes pour expliquer le phénomène d'absorption de l'eau par les polymères hydrophiles. La première est une approche dite volumétrique selon laquelle les molécules d'eau migrent vers les espaces libres du matériau telles que les

cavités. La seconde est une approche moléculaire, où la diffusion d'eau serait à priori liée à la présence de certains sites polaires dans les chaînes du polymère.

2.3.2.1 Approche volumétrique

Le volume libre est assimilé à la place laissée entre les molécules Morel [86]. En simplifiant le concept de volume libre, cette approche évoque la présence possible de molécules d'eau dans les volumes disponibles entre les chaînes macromoléculaires du réseau. Cette approche est appliquée aux matériaux à l'état caoutchoutique et se trouve souvent mise en défaut dans le cas des matériaux polymères à l'état vitreux.

2.3.2.2 Approche structurale

L'approche moléculaire suppose que les molécules d'eau absorbées sont fixées par des liaisons hydrogènes -H sur les sites hydrophiles, de la chaîne macromoléculaire du polymère. Selon cette théorie, la diffusion de l'eau dans le matériau se ferait alors non seulement par des sauts d'un site hydrophile à l'autre, mais aussi par un phénomène de piégeage/dé piégeage. Pour pouvoir effectuer ce saut, la molécule d'eau doit se dé piéger du site 1, migrer puis se trouvera piégée au site 2.

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

1. Les groupements très peu polaires sont les groupements hydrocarbonés comme -CH-, -CH₂-, -CH₃, les cycles aromatiques,
2. Les groupements modérément polaires sont -O-, O=C-, O=C-O-, -C.N,
3. Les groupes polaires susceptibles de créer une liaison hydrogène avec l'eau sont : O=CNH-, O=C-OH, -OH, -NH-. Il peut y avoir une coopération de deux groupements hydrophiles pour fixer une molécule d'eau (Figure 2.6).

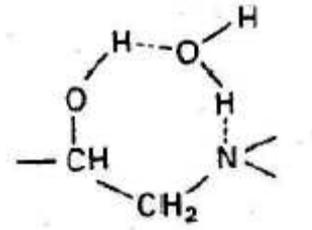


Figure 2.6 : Mobilisation d'une molécule d'eau par deux groupements polaires [Bistac, 85].

2.3.2.3 Nature de l'eau dans la résine époxy

La capacité d'absorption d'eau d'une résine dépend de la nature du polymère, des adjuvants ajoutés au cours du processus de réticulation. Ainsi, la capacité d'absorption d'eau ne dépasse pas 2% pour la plupart des résines thermoplastiques, alors qu'elle peut atteindre 8% pour une résine thermodurcissable. Cependant, l'eau absorbée se trouve stockée dans la résine et peut ainsi modifier la morphologie, la composition chimique, les propriétés mécaniques et la configuration du réseau macromoléculaire du polymère. L'effet sur le long terme de l'eau emmagasinée peut avoir des conséquences dramatiques sur les performances et la durabilité du matériau en service, surtout si ce dernier est soumis à un environnement hygrothermique sévère, voire même cyclique et/ou couplé à une sollicitation mécanique.

Une étude Zhou [87] portant sur des mesures d'absorption et de désorption puis de résonance magnétique (RMN), permet de connaître les caractéristiques de liaison de l'eau avec l'époxy. Il apparaît que les molécules d'eau se lient à la résine à travers des liaisons hydrogènes suivant deux types qui dépendent de l'énergie d'activation :

- Type I : une molécule d'eau forme une liaison H simple. Elle possède une énergie d'activation faible (10kcal/mol) et pourra se séparer facilement de la résine.
- Type II : une molécule d'eau forme des liaisons H multiples, possède une énergie d'activation plus élevée (15kcal/mol) et aura plus de mal à se séparer.

La figure 2.7 suivante illustre ces deux types de liaison. Les liaisons de type I sont les plus nombreuses. Des durées d'immersion plus longues et des températures plus élevées favorisent la formation de liaisons de type II.

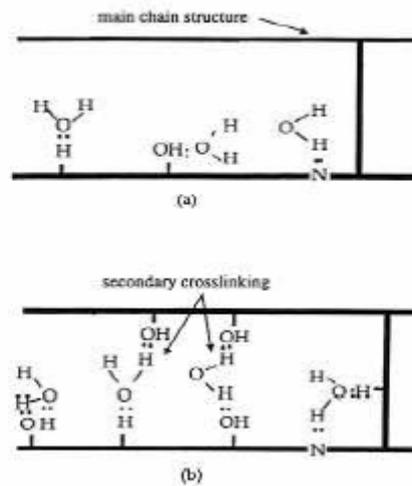


Figure 2.7 : Liaisons possibles de molécules d'eau avec un réseau époxy Zhou [87].

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

2.3.3 Vieillissement hygroscopique des composites à matrice polymère type dégradation réversible

Le phénomène de diffusion de l'eau altère fortement les composites à matrice polymère en provoquant des dégradations réversibles et/ou irréversibles. La dégradation réversible est caractérisée par une modification physique du matériau tel que le volume libre dans la résine polymère ou l'état de contraintes du composite. La dégradation irréversible est caractérisée par une modification chimique ou une dégradation mécanique du matériau.

2.3.3.1 Vieillissement physique : Plastification de la résine

L'absorption d'eau par les composites à matrice polymère peut conduire à la plastification de la résine. Ce phénomène est expliqué par une augmentation de la mobilité des chaînes macromoléculaires de la résine due à une modification du volume libre et/ou une rupture des liaisons hydrogène $-H$. La plastification se traduit concrètement par une diminution de la température de transition vitreuse et du seuil de plasticité.

Les molécules d'eau peuvent s'insérer dans le réseau tridimensionnel en brisant les liaisons secondaires, type Van Der Waals ou liaisons hydrogène, entre les groupes polaires des chaînes macromoléculaires voisines Peyser [88]. Les groupes polaires du polymère vont se lier préférentiellement à une molécule d'eau, comme il a été déjà présenté sur la figure 2.6. La rupture des liaisons entre les chaînes, qui assuraient en bonne partie la

rigidité du matériau, va permettre une augmentation de mobilité des chaînes ou des segments de chaînes macromoléculaires. On parle dans ce cas de plastification. Cette mobilité accrue va affecter les propriétés mécaniques et physico-chimiques du polymère.

Les propriétés en traction ou cisaillement sont les plus étudiées (module de Young et de cisaillement) pour l'aspect mécanique, ainsi que l'évolution de la température de transition vitreuse T_g . Dans la majorité des cas, une diminution du module de Young et du module de cisaillement est constatée ainsi qu'une baisse de T_g . Le phénomène est réversible. La plastification s'accompagne aussi de gonflements, qui dans le cas des composites, peuvent être responsables de décohésions fibre/matrice.

2.3.3.2 Gonflement et dilatation hygroscopique

Au cours du processus de diffusion d'eau à travers les résines polymères, les molécules d'eau se fixent sur les sites hydrophiles des chaînes macromoléculaires et provoquent ainsi, une augmentation du volume appelé gonflement ou dilatation hygroscopique. Certains auteurs ont supposé que l'augmentation de volume était égale au volume d'eau absorbée [89]. Or, il a été démontré expérimentalement que l'augmentation de volume était moins importante. Cette différence peut être expliquée par l'existence du volume libre qui se remplit d'eau sans pour autant dilater le polymère. D'autres auteurs ont mesuré expérimentalement le gonflement en fonction de la quantité d'eau absorbée et ont constaté une évolution linéaire de ces deux grandeurs. Ce qui a permis de définir un coefficient de dilatation hygroscopique β qui est le rapport entre l'augmentation relative de longueur et l'augmentation relative de poids.

Weitsman [90] constate que pour les résines polymères, le coefficient de dilatation hygroscopique β varie entre 2×10^{-3} et 5×10^{-3} pour 1% d'eau absorbée. Ce phénomène de gonflement repose sur l'existence d'un gradient de concentration dans l'épaisseur de l'éprouvette, lors d'un régime transitoire d'absorption. Lorsque l'eau pénètre dans le polymère, il y a un front entre la partie externe gonflée et la partie interne sèche.

En général, l'état de contraintes dans les composites stratifiés est modifié en raison des dilatations hygroscopiques qui accompagnent le phénomène de diffusion de l'eau. En effet, l'humidité introduit des contraintes résiduelles dans le composite dues à la différence des propriétés de la fibre et de la matrice à l'échelle microscopique ou à la non-concordance des propriétés longitudinales et transversales des plis à l'échelle mésoscopique.

Il est d'ailleurs démontré que l'absorption d'eau peut avoir un effet bénéfique en réduisant de façon considérable les contraintes résiduelles de cuisson dans certains matériaux composites stratifiés. Weitsman [90] a ainsi constaté une relaxation des contraintes de cuisson dans un stratifié antisymétrique, puisque la contrainte transversale σ_{yy} maximale est passée de 90 MPa après la fabrication à 20 MPa après saturation en eau du stratifié.

La réversibilité des modifications hygroscopiques dépend non seulement de la nature, de la morphologie et de l'histoire du polymère, mais aussi des conditions et de la durée des sollicitations. Ainsi, la dégradation du polymère peut être irréversible.

2.3.4 vieillissements hygroscopiques type dégradations irréversibles

2.3.4.1 Vieillissement chimique

2.3.4.1.1 Hydrolyse

Certaines études ont montré que la masse d'un échantillon peut augmenter continuellement lorsque celui-ci est placé dans un environnement très humide. Cette modification du polymère a amené certains auteurs à supposer un mécanisme de dégradation du polymère, dénommé hydrolyse Shanahan, [91], qui est une réaction chimique irréversible due à l'eau. Cette réaction chimique se traduit par des scissions des chaînes macromoléculaires entraînant une diminution de la masse moléculaire de la résine polymère.

Ils existent plusieurs processus d'hydrolyse. Certains auteurs supposent une réaction d'hydrolyse dans ces deux cas de figures :

1. Quand la masse du polymère augmente continuellement au cours du processus de diffusion de l'eau,
2. Quand la masse du polymère vieilli et re-séché est plus grande que la masse du polymère initialement sec (et avant la reprise en eau).

Il est clair que l'hydrolyse donne lieu à une rupture des chaînes macromoléculaires. Ainsi, s'explique l'augmentation brutale du gain en masse au cours du processus de diffusion de l'eau, à travers une résine époxyde par un changement chimique du réseau macromoléculaire visualisé par spectroscopie IR.

Au cours de l'absorption, les molécules d'eau peuvent remplacer les liaisons hydrogène déjà existantes par des liaisons hydrogène entre l'eau et le polymère. Le résultat de ces interactions chimiques à long terme, est la dégradation de la résine et de l'interface par hydrolyse. Celle-ci est activée thermiquement, et, est susceptible d'être catalysée par divers agents chimiques : ions OH⁻, H⁺. Le greffage d'eau sur les chaînes macromoléculaires se caractérise par une masse de l'échantillon après séchage supérieure à sa masse initiale.

Les travaux de Chateauminois [81] mettent en évidence l'hydrolyse par une diminution irréversible de la température de transition vitreuse d'une résine époxyde conditionnée et re-séchée. Il constate ainsi une diminution de la Tg du matériau qui vaut 152°C à l'état sec initial et 132°C à l'état sec re-séché en passant par une valeur de 120°C à l'état saturé où le matériau contient 0,6% d'eau

2.3.4.1.2 Lessivage

On parle de phénomène de lessivage du réseau polymère quand il y a perte de masse du polymère après une exposition prolongée dans une atmosphère humide. Cette perte de masse est constatée soit au cours du processus de diffusion de l'eau après la saturation, soit sur un polymère vieilli et séché à nouveau. Apicella [93] explique ce phénomène par une perte des segments moléculaires devenus libres suite à la rupture des chaînes macromoléculaires par hydrolyse [91].

Il peut y avoir aussi des coupures de chaînes entre les nœuds de réticulation donnant lieu ainsi à la création de fragments de chaînes macromoléculaires, se retrouvant libres dans le réseau et pouvant diffuser vers le milieu extérieur. On parle dans ce cas de lessivage. Il se crée alors un volume libre, qui peut accueillir des molécules d'eau supplémentaires. Ce cas de figure explique les cinétiques d'absorption d'eau, qui présentent effectivement cette augmentation brutale de l'absorption d'eau ou au contraire une diminution de la masse globale du matériau à partir d'une certaine durée de vieillissement, synonyme de perte de masse par lessivage.

2.3.4.2 Dégradations mécaniques

En diffusant dans les résines polymères, l'eau peut également s'infiltrer par capillarité dans les micro-pores de la résine et à l'interface fibre/matrice, en formant des poches de liquide. Comme il peut aussi s'agglutiner dans les régions les moins réticulées et donc les plus sensibles à l'eau. Il se crée ainsi des régions où la pression est très élevée, entraînant ainsi la formation de fissures ainsi que l'évolution des propriétés thermomécaniques, telles que la température de transition vitreuse, les propriétés élastiques, visqueuses ainsi que les propriétés à la rupture.

2.3.4.2.1 Evolution de Tg

La transition vitreuse Tg est une des caractéristiques les plus importantes des polymères, pendant laquelle le matériau passe progressivement d'un état vitreux (rigide) à un état caoutchoutique. Au dessus de cette température, le polymère perd une grande partie de sa rigidité, et, est par conséquent inutilisable. Ainsi, cette grandeur constitue un témoin de l'état physico-chimique du polymère et un excellent indicateur de l'évolution du polymère.

Cette transition du second ordre s'étale sur un domaine de température de 10°C à 20°C. La température de transition vitreuse Tg est fortement influencée par la composition, l'état de cuisson de la résine, mais aussi par des facteurs extérieurs, telle que la présence de liquide dans le réseau moléculaire. Un grand nombre d'études ont mis en évidence une chute de la Tg lors du vieillissement hygrothermique, allant d'une dizaine de degrés jusqu'à 80°C environ Ghorbel [92]. Cette chute de Tg est expliquée par l'effet plastifiant de l'eau dans la matrice, évoqué précédemment, qui augmente la mobilité moléculaire (Figure 2.8) et permet donc un changement de conformation des chaînes macromoléculaires à des températures inférieures à celles du matériau sec. Les réactions par coupure de chaînes (hydrolyse), présentées également précédemment, impliquent aussi une baisse de Tg.

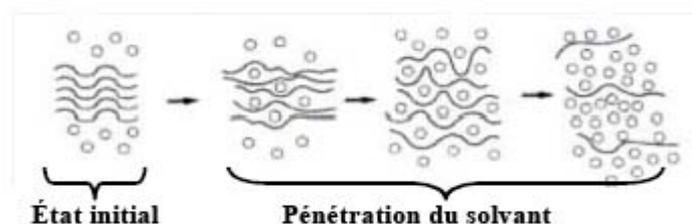


Figure 2. 8 : Plastification [92]

Un exemple de baisse de Tg au cours du temps de vieillissement est donné par la figure 2.9, pour une résine époxy pure et pour une résine renforcée par des fibres de verres. Pour un cas d'immersion à 60°C, on peut aussi noter que la présence des fibres amplifie les phénomènes de plastification. La baisse de Tg est en effet plus importante dans le cas du composite (baisse d'environ 30°C entre l'état sec et l'état saturé en eau) que dans le cas de la résine seule (baisse d'environ 8°C).

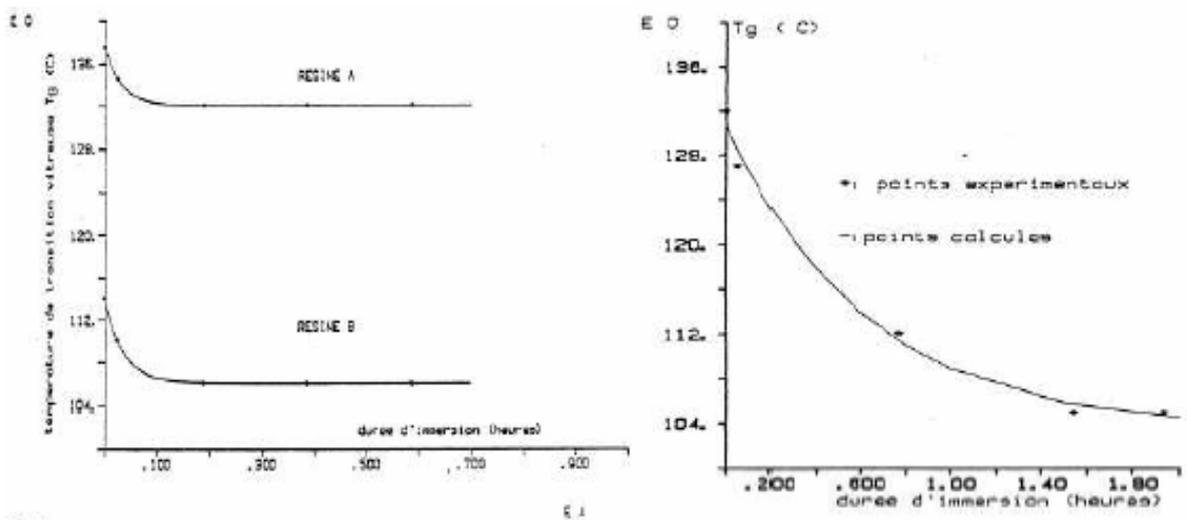


Figure 2.9 : Evolution de la Tg de deux types de résine epoxy A et B (figure de gauche) et de composite utilisant la résine A (figure de droite) en fonction de la durée d'immersion à 60°C [92].

Les travaux d'Apicella [93] ont montré une diminution de Tg de 100°C pour un composite carbone/époxyde contenant 5% d'eau. Cependant, un composite verre/époxyde ayant absorbé 1% d'eau voit sa Tg diminuer d'environ 10°C . L'auteur explique qu'une partie de l'eau absorbée se trouve bloquée à l'interface dégradée fibre/matrice et n'interagit donc pas avec la résine. Ce qui explique cette atténuation apparente de l'effet de l'eau sur ce type de matériau, sans oublier le caractère absorbant et hydrophile des fibres de verre. La présence d'eau modifie également les propriétés mécaniques des polymères. Il y a à la fois une diminution du module de Young et de la contrainte à la rupture ainsi qu'une amélioration de la ténacité traduite par une augmentation de l'énergie nécessaire à la rupture. Le matériau paraît ainsi moins fragile malgré une diminution de la contrainte à la rupture.

2.3.4.2.2 Réticulation secondaire ou post-réticulation

Dans certains cas, il apparaît en fin de cuisson un certain nombre de pontages qui n'ont pas pu s'effectuer à cause d'un manque de mobilité. Il peut alors se produire, au cours du vieillissement, un phénomène de post-réticulation qui correspond à la formation de ces pontages après mise en oeuvre du matériau.

D'autres auteurs ont observé une légère augmentation de T_g , après une baisse importante dans les premiers temps de vieillissement, lorsque la résine est arrivée à saturation en eau. Ghorbel [92] observe ainsi ces deux phénomènes concurrentiels liés à la variation de la densité de réticulation et se caractérisant par l'évolution de T_g au cours du vieillissement (résine epoxy-fibres de verre).

La figure 2.10 illustre bien l'évolution de T_g en fonction du temps de vieillissement immersion à 60°C. Un phénomène de post-cuisson succède à une baisse de T_g due à l'absorption d'eau. Pour d'autres auteurs, l'ordre des phénomènes est inverse. Il y a d'abord augmentation de T_g due à un phénomène de post-cuisson. Puis la baisse de T_g ne devient significative que lorsque le réseau moléculaire est totalement réticulé.

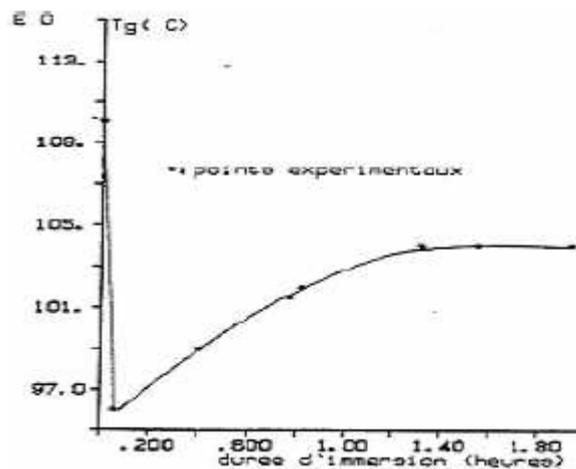


Figure 2.10 : Evolution de la T_g de composite verre- époxy en fonction de la durée d'immersion a 60°C [92].

Ces différentes constatations montrent l'importance de la bonne connaissance de l'état de réticulation du matériau initial (avant tout vieillissement), ce qui implique l'intérêt de connaître les conditions de cuissons appliquées au matériau lors de sa mise en oeuvre.

2.4 Processus d'absorption d'eau

Les cinétiques d'absorption de fluide dans les polymères ont été étudiées par Fick [10], [11], [46] qui a établi ses équations par analogie entre phénomènes de transfert de chaleur par conduction et transfert de masse. La diversité est dans l'immense variété des matériaux et des conditions de vieillissement (température, humidité relative ou immersion) considérées. Les polymères sont des matériaux complexes qui peuvent avoir des propriétés physico-chimiques très variables. Concernant un matériau composite, les fibres peuvent être de nature et d'arrangement très variable. La qualité de l'interface entre fibres et matrice qui en résulte peut être aussi de qualité plus ou moins bonne.

On considère un solide plus ou moins poreux qui entre en contact avec un liquide, de l'eau dans la plupart des cas. A ce contact, le matériau absorbe de l'eau par ses surfaces, puis l'eau se répand dans le volume du solide selon les lois de la diffusion. Ce phénomène est l'absorption, qui est donc caractérisée par une prise de poids du solide au cours du temps. La diffusion se définit ainsi comme un phénomène de transport moléculaire dû à l'existence d'un gradient de concentration du solvant vers le polymère.

2.4.1 diffusion Fickienne

Le modèle le plus simple pour la diffusion d'un solvant (espèce diffusante) dans un solide est donné par la loi de Fick [10], [11], [46]. Le gradient de concentration du solvant induit un flux ϕ qui lui est proportionnel. C'est donc le moteur de la diffusion. La vitesse de diffusion est caractérisée par le coefficient de diffusion D . On a ainsi la première loi de Fick. Notons qu'un problème de diffusion est donné par la géométrie du milieu et un ensemble de conditions aux limites. Notre géométrie dans cette étude est celle d'une plaque mince.

La diffusion Fickienne est ainsi caractérisée par deux paramètres :

1. Un coefficient de diffusion D indépendant du temps et de l'espace, ainsi que de la concentration en molécules d'eau, puisque le processus est dans le cas de phénomènes physiques réversibles.
2. Un seuil d'absorption d'eau asymptotique M_s , atteint pour un temps infini correspondant à l'équilibre et caractérisé par la valeur correspondante du gain de masse, généralement exprimé en pourcentage.

La représentation d'une diffusion Fickienne est donnée par la figure 2.11. C'est une fonction linéaire en début d'absorption et qui s'incurve au moment de la saturation, quand le matériau se met en équilibre avec l'environnement. La considération du paramètre M_t est intéressante puisque ce dernier correspond à la masse d'eau absorbée à un instant donné de vieillissement. Sa valeur expérimentale est accessible par pesée pendant le temps t . Une comparaison directe entre les valeurs obtenues expérimentalement et les valeurs obtenues par simulation numérique, peut avoir lieu.

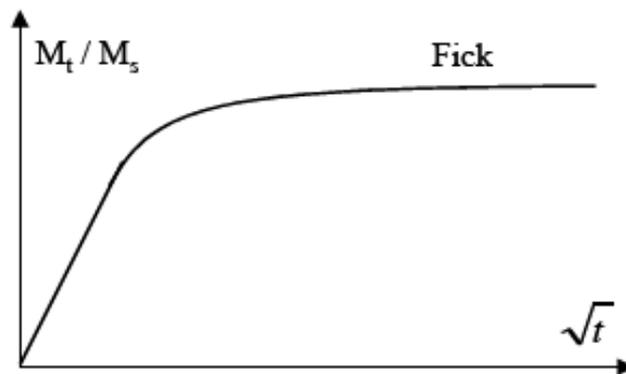


Figure 2.11 : Courbe de diffusion de type Fick.

2.4.2 Influence du taux d'humidité relative

Dans le cas où le matériau présente un niveau de saturation en eau M_s , il existe en général une dépendance directe de M_s en fonction du degré d'humidité du milieu (HR%). La figure 2.12 illustre les variations de M_s en fonction de HR% pour trois matériaux composites différents et trois résines, Loos and Springer [94]. Ces courbes sont décrites par la relation :

$$M_s = a.(HR\%)^b \quad (2.1)$$

où a et b sont des constantes pour les matériaux composites.

La constante b est proche de 1 elle est comprise entre 1.3 et 1.8 pour les résines. De nombreux auteurs retrouvent cette dépendance dans leurs travaux

Le degré d'humidité n'a pas d'influence sur la valeur du coefficient de diffusion, c'est à dire sur la vitesse de diffusion de l'eau. On considérera donc que D est indépendant de la concentration d'eau et reste constant pour une température donnée.

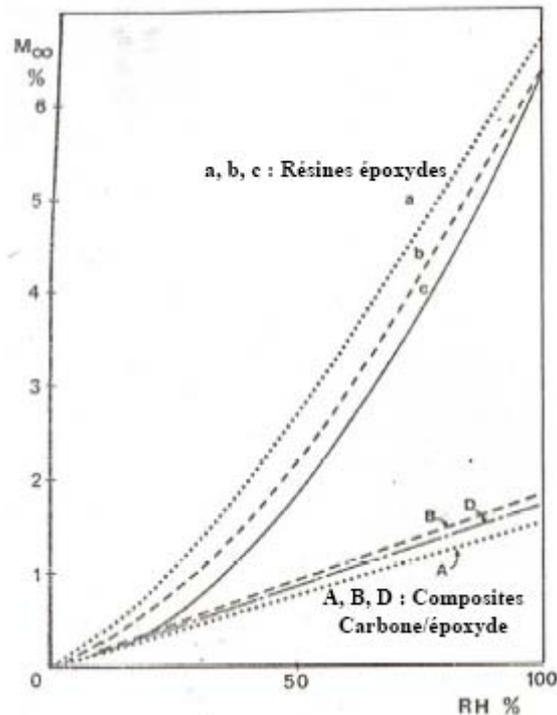


Figure 2.12 : Niveau de saturation en eau de divers matériaux composites carbone/époxyde et résines époxydes en fonction du degré d'humidité HR% [94].

2.4.3 Influence de la température

Tous les auteurs confirment l'influence de la température sur les cinétiques d'absorption. La pente initiale des courbes d'absorption augmente avec la température, ce qui rend le coefficient de diffusion d'eau D extrêmement sensible à la température.

Une valeur typique de D à température ambiante est de l'ordre de 10^{-7} mm²/s pour une résine époxy. Un exemple de variation de D en fonction de la température est donnée en figure 2.13, pour le cas d'une résine époxy vieillie en immersion ou en humidité relative à différentes températures. L'absorption est thermiquement activée et la relation d'Arrhenius permet de décrire la dépendance entre D et T :

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad (2.2)$$

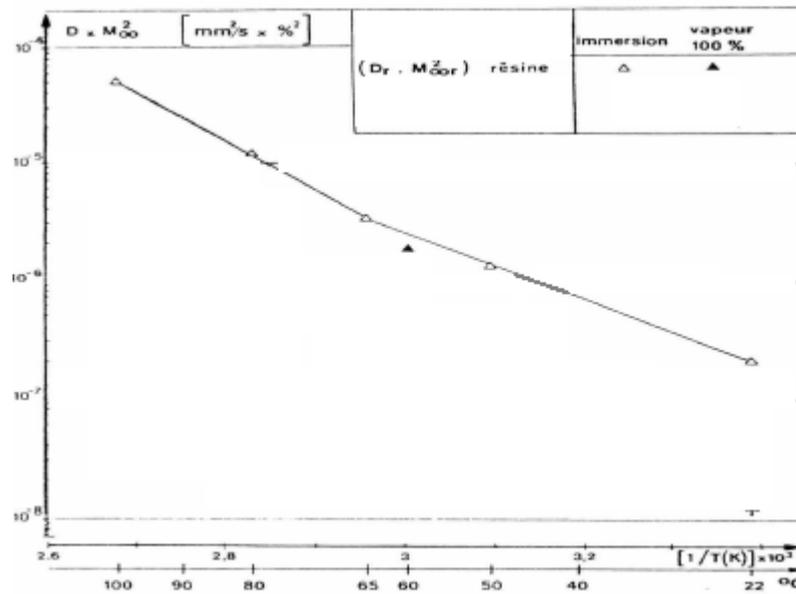


Figure 2.13 : Lois d'Arrhenius des coefficients de diffusion de résine époxy vieillie en immersion ou en milieu humide à différentes températures (échantillons d'épaisseur 2mm) [95].

L'aspect de la dépendance du niveau de saturation M_s avec la température, est beaucoup moins claire. Certains auteurs par exemple, Shen et Springer [96] ont constaté qu'en immersion et en humidité relative, la masse à saturation n'est pas fonction de la température de l'eau ou de l'air humide. Ils ont trouvé un niveau de saturation semblable pour différentes températures, alors que d'autres ont obtenu un niveau qui augmente avec la température.

On considère donc que M_s dépend essentiellement du degré d'humidité du milieu ambiant et dans une moindre mesure de la température.

D'autre part, une température élevée va favoriser les phénomènes de reprise d'eau brutale et éventuellement de perte de matière. Cela dépend en particulier de la nature du matériau testé.

2.4.4 Diffusion non Fickienne

Dans de nombreuses circonstances, les cinétiques d'absorption d'eau par les polymères ou par les composites à matrice polymère présentent des écarts par rapport au comportement Fickien évoqué précédemment. Weitsman [90], [98] qualifie cet aspect « d'anomalie de diffusion ». Selon lui, certains de ces comportements non-Fickiens peuvent être expliqués par le caractère viscoélastique des polymères. Il propose donc un

modèle tenant compte du temps nécessaire pour atteindre l'équilibre aux limites, d'un matériau plongé dans un milieu aux conditions constantes.

D'autre part, Didierjean [97], utilise le modèle de Weitsman qui décrit l'influence du comportement viscoélastique d'une résine époxyde lié à l'évolution de la mobilité des chaînes macromoléculaires, sur la reprise hydrique du stratifié. En se basant sur les modèles de temps de relaxation en fluage des composites, il propose de faire évoluer la masse à saturation du matériau en fonction du temps.

Ce modèle se substitue au modèle classique de Fick qui se limitait à la partie statique. Ce modèle n'affecte pas seulement les conditions aux limites, mais modifie totalement la solution analytique du problème :

Les courbes schématiques données sur la figure 2.14 sont représentatives des différents cas rencontrés dans la littérature.

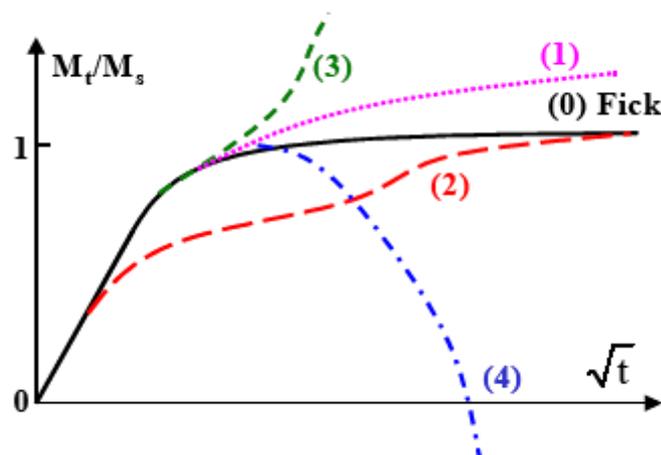


Figure 2.14 : Courbes schématiques représentatives de quatre catégories de cinétiques d'absorption d'eau non fickienne Weitsman [14].

1. La courbe (0) correspond au comportement fickien.
2. La courbe (1), qui est caractérisée par une augmentation continue de la prise de poids, correspond au cas pseudo-Fickien couramment décrit par Weitsman [14], l'équilibre n'est jamais atteint.
3. La courbe (2) représente une cinétique de type Langmuir .

4. Le cas (3) correspond à une accélération rapide de l'absorption d'eau, qui est généralement accompagnée de déformations importantes et d'endommagements au sein du matériau.
5. Enfin le cas (4) présente une perte de poids du matériau, après une certaine durée de vieillissement Dewimille [95], Springer [96], On peut attribuer ce cas de figure à des dégradations physiques ou chimiques, ou à une hydrolyse du matériau. Des groupements chimiques peuvent être arrachés des chaînes polymères et être évacués dans le solvant, ce qui explique la perte de matière et la baisse de la masse globale, malgré l'absorption d'eau.

Les cas correspondant aux courbes (0) et (2) sont ceux, où le matériau parvient à une saturation en eau vis à vis du milieu environnant. Ces cas se produisent généralement pour des conditions peu sévères : vieillissement en humidité relative ou en immersion à faible température.

Les anomalies de diffusion correspondant aux cas (3) et (4) ont généralement lieu quand le matériau est soumis à des conditions environnementales très sévères tels qu'une température élevée (généralement au-dessus de 70°C) et/ou un environnement très humide, voir un conditionnement en immersion. Weitsman [90], [98] remarque néanmoins que ces comportements sont plus fréquemment constatés sur des matériaux composites que sur des résines seules.

2.4.5 Comparaison résine pure / matériau composite : rôle des interfaces

Les cas critiques (3) et (4) présentés sur la figure 2.14 sont également plus fréquents pour les composites que pour les résines pures. Il apparaît clairement que la présence des fibres accélère la reprise d'eau du matériau. Plusieurs auteurs Ghorbel [92], Dewimille [95], font part d'un comportement souvent Fickien pour les résines pures alors qu'il apparaît des prises de poids brutales (liées à une fissuration qui entraîne une infiltration d'eau excessive) et/ou des pertes de matière pour le composite avec la même résine et dans les mêmes conditions d'essai. Il peut apparaître des dégradations pour les résines mais dans des conditions plus sévères que pour le composite. Dewimille et Bunsell [95], montrent que pour les mêmes conditions de vieillissement, à 100°C par exemple, la résine ne subit pas de perte de masse contrairement au matériau composite. Ceci traduit

bien l'importance des interfaces entre les fibres et la matrice. L'apparition de dégradations de type de cohésion fibre-matrice peut permettre des infiltrations d'eau par des chemins privilégiés et éventuellement le lessivage du matériau.

Cela peut représenter la cause principale d'accélération du vieillissement, entraînant le passage d'une cinétique d'absorption d'eau de type (1) au type (3) sur la figure 2.14.

2.4.6 Influence de l'orientation des fibres

La structure d'un composite résine/fibres continue est hétérogène et anisotrope. Dans une telle structure, la vitesse de diffusion n'est pas la même suivant chaque direction (figure 2.15). On observe une diffusivité plus importante dans la direction parallèle aux fibres.

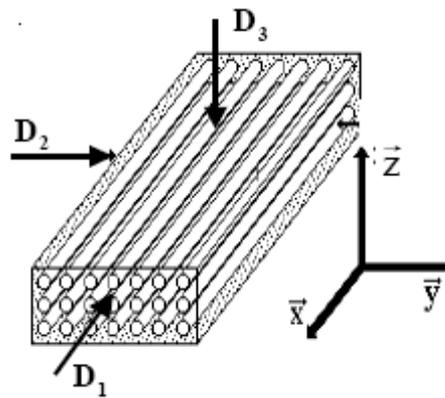


Figure 2.15 Définition des trois axes de diffusion dans un composite unidirectionnel à fibres continues.

Dewimille [84] montre que la vitesse de pénétration est plus grande suivant la direction des fibres que dans la direction perpendiculaire aux fibres. On trouve dans la littérature, pour des tissus UD, des rapports tels que :

$$D_1/D_2=3 \text{ à } 7$$

avec : D1 : coefficient de diffusion suivant la direction des fibres
 D2 = D3: coefficient de diffusion normal aux fibres.

Ceci confirme que le rôle des interfaces fibre-matrice n'est pas négligeable. De même, Dewimille [95] a procédé à la détermination des coefficients de diffusion ayant des valeurs intermédiaires entre D1 et D2, pour des angles entre direction de pénétration de l'eau et direction des fibres intermédiaires (30° et 60°).

2.4.7 Cinétique de séchage

Comme notre étude s'intéresse à la désorption nous avons jugé intéressant de citer les aspects de séchage recensés dans la littérature.

Afin de savoir si le phénomène d'absorption est réversible, il est parfois utile de suivre la cinétique de séchage de matériau préalablement vieilli, puis la cinétique de réabsorption lors d'un deuxième cycle de vieillissement. Peu d'auteurs mentionnent ce type d'approche dans la littérature Weitsman [98].

Pour des conditions non dégradantes, c'est à dire dans le cas d'une cinétique Fickienne, il apparaît une cinétique semblable pour les trois étapes (absorption - séchage-réabsorption). On retrouve quasiment la masse initiale après séchage, et la cinétique demeure Fickienne pour un deuxième vieillissement, en raison de l'absence de dégradation significative.

Si par contre les conditions sont plus sévères et que la cinétique d'absorption est de type (1) ou (3) comme il est présenté sur la figure 2.14, la cinétique de séchage peut alors être plus rapide que l'absorption et surtout un deuxième cycle d'absorption plus rapide que le premier.

Ceci peut confirmer les conclusions tirées d'une simple analyse de la cinétique d'absorption, à savoir l'apparition de dégradations du matériau, qui créent des espaces ou circuits plus importants et favorisent le déplacement des molécules d'eau par augmentation du volume libre. Ces effets non réversibles qui interviennent pendant la première absorption semblent accélérer les phénomènes de réabsorption ultérieurs. La cinétique est plus rapide lors de la réabsorption que lors de la première absorption.

Weitsman illustre l'effet cité ci dessous par les figures 2.16 et 2.17. Il apparaît que suite à l'endommagements de types décohésions des interfaces fibre-matrice, il apparaît que la cinétique de séchage est plus rapide que l'absorption (figure 2.16) et que la réabsorption est plus rapide que la première absorption. (figure 2.17).

Plus sévère encore, si un phénomène de lessivage se produit au cours du vieillissement type 4, la masse après séchage peut être inférieure à la masse initiale en raison des pertes de matière. Si un matériau re-séché puis re-vieilli dans les mêmes conditions, absorbe des quantités d'eau plus importantes, et plus rapidement que lors du premier cycle de vieillissement, alors ce type d'observation suggère la présence d'endommagement irréversible au sein du matériau, [99], [100].

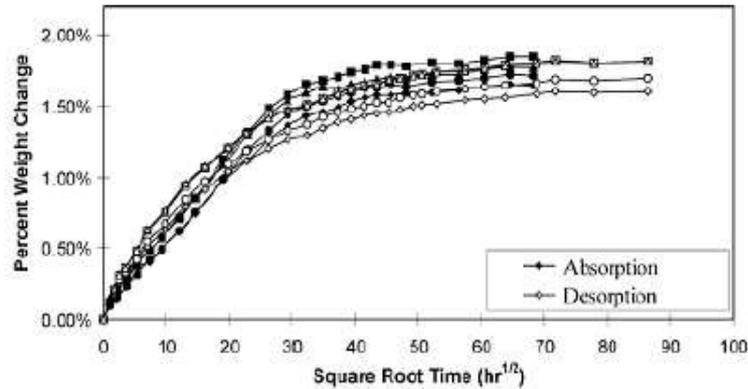


Figure 2.16 : Cinétiques d’absorption et de séchage (Matériau UD vieilli en eau de mer a 23°C) [98].

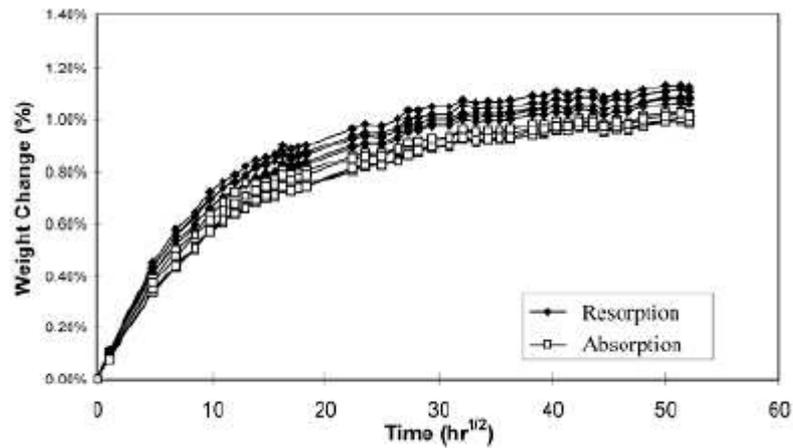


Figure 2.17 : Cinétiques d’absorption et de réabsorption (après séchage) (Matériau UD vieilli en eau de mer a 50°C) [98].

2.5 Conclusion

Ce parcours, nous a permis de nous rendre compte des différents mécanismes physico-chimiques qui affecteraient le matériau de l’intérieur lorsqu’il est soumis à certaines conditions de température et d’humidité. Il apparaît clairement que les processus de diffusion et de dégradation, sont fonctions du facteur température - humidité combinées. Les phénomènes hygrothermiques, qui ocurrent à l’échelle de la matrice et des fibres peuvent avoir un impact très conséquent sur la durée de vie des structures. Il en résulte que la prise en compte des effets d’environnement en terme de température et d’humidité, est incontestable lors de toute étude de modélisation mécanique des stratifiés composites. Cette idée maîtresse et concluante sera développée et fera l’objet du prochain chapitre.

CHAPITRE 3

MODELISATION DU VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE

L'objectif de cette partie est la modélisation du vieillissement puis l'analyse de ses effets sur les structures composites. Il sera procédé à la prise en compte des effets de l'environnement par le biais de la température et de l'humidité sur les propriétés mécaniques du composite. Après présentation du modèle semi-empirique, l'élément le plus important est de choisir judicieusement les paramètres les plus significatifs et les plus pertinents caractérisant l'état vieilli, afin d'établir un lien entre l'état de diffusion d'eau, l'évolution des propriétés mécaniques et d'éventuelles modifications des propriétés physico-chimiques. Le choix de ces paramètres constitue une étape essentielle dans la prise en compte des phénomènes d'environnement dans le modèle numérique développé.

3.1 Microanalyse pour un matériau composite unidirectionnel

L'analyse des matériaux composites à l'échelle microanalytique met en cause les caractéristiques élémentaires des constituants (fibres et matrice). Le problème de la détermination des modules d'élasticité (en fonction des modules et des fractions volumiques de fibres et de matrice) assez complexe, fut état de recherche exhaustive de plusieurs auteurs qui ont établi différents modèles, Christensen [110], Jones [111], Gibson [112], Chamis [113].

La détermination des modules d'un composite unidirectionnel consiste à chercher leurs expressions en fonction des caractéristiques mécaniques et géométriques des constituants : modules d'élasticité de la matrice, des fibres, et, fraction volumique des fibres. En absence de théorie unifiée et fondée pour la caractérisation mécanique des composites à fibres, plusieurs formulations furent proposées. Différentes approches permettent d'estimer les modules d'élasticité d'un composite unidirectionnel, on cite :

1. Les recherches de bornes,
2. Les recherches de solutions exactes,
3. Les approches semi-empiriques.

La détermination des bornes sur les modules d'élasticité utilise les théorèmes variationnels de l'énergie. Dans une approche déplacement, le théorème de l'énergie potentielle totale permet de trouver les bornes supérieures, alors que le théorème de l'énergie potentielle complémentaire permet dans le cadre d'une approche contrainte d'accéder aux bornes inférieures. Le détail de ces bornes ne sera pas indiqué ici, car ces dernières ne font pas l'objet de notre étude.

La recherche de solutions exactes s'effectue par une approche classique de la mécanique des solides déformables, appliquée à des arrangements particuliers de fibres. Pour déterminer le module longitudinal et le coefficient de Poisson, on peut étudier le cas d'une fibre entourée d'un cylindre de matrice et soumise à une traction uniforme [102]. Les expressions exactes, relativement complexes ne sont pas détaillées car elles ne font pas l'objet de notre étude.

Le modèle adopté pour l'évaluation des caractéristiques mécaniques dans notre étude et qui tiendra compte par la suite du vieillissement, correspond à celui régi par une approche semi-empirique.

Nous présentons ici différents modèles par l'approche semi-empirique pour différents modules d'élasticité, pour un matériau composite à fibres continues unidirectionnel, Issac [101], Berthelot [102], Staab [103].

3.1.1 Module d'élasticité longitudinal E_X

Modèle	Module micromécanique
Loi de mélange [101], [102], [103],[111], [113]	$E_X = V_f E_{fx} + (1 - V_f) E_m$ (3.1)

3.1.2 Module d'élasticité transversal E_Y

Modèle	Module micromécanique
Chamis [113]	$E_Y = \frac{E_{fy} E_{my}}{E_{fy} - \sqrt{V_f} (E_{fy} - E_{my})}$ (3.2)
Gibson [112]	$E_Y = E_{my} \left[(1 - \sqrt{V_f}) + \frac{\sqrt{V_f}}{1 - \sqrt{V_f} (1 - \frac{E_{my}}{E_{fy}})} \right]$ (3.3)

$$\text{Equation d'Halpin-Tsai pour } \xi=2 \quad E_Y = E_m \left[\frac{E_{fy}(1+2V_f)+2E_{my}(1-V_f)}{E_{fy}(1-V_f)+E_{my}(2+V_f)} \right] \quad (3.4)$$

[101], [102]

$$\text{Gibson modifié [112]} \quad \frac{1}{E_Y} = \frac{1-\sqrt{V_f}}{E_{my}} + \frac{\sqrt{V_f}}{E_{fy}\sqrt{V_f}+(1-\sqrt{V_f})E_{my}} \quad (3.5)$$

3.1.3 Module de cisaillement G_{XY}

Modèle	Module micromécanique
Chamis [113]	$G_{XY} = \frac{G_{fxy}G_{mxy}}{G_{fxy}-\sqrt{V_f}(G_{fxy}-G_{mxy})}$ (3.6)
Christensen [110]	$G_{XY} = G_{mxy} \left[\frac{(1+V_f)G_{fxy}+(1-V_f)G_{mxy}}{(1-V_f)G_{fxy}+(1+V_f)G_{mxy}} \right]$ (3.7)
Equation d'Halpin Tsai , $\xi=1$ [101]	$G_{XY} = G_{mxy} \left[\frac{(1+V_f)G_{fxy}+(1-V_f)G_{mxy}}{(1-V_f)G_{fxy}+(1+V_f)G_{mxy}} \right]$ (3.8)
Gibson [112]	$\frac{1}{G_{XY}} = \frac{1-\sqrt{V_f}}{G_{mxy}} + \frac{\sqrt{V_f}}{G_{fxy}\sqrt{V_f}+(1-\sqrt{V_f})G_{mxy}}$ (3.9)

3.1.4 Coefficients de Poisson ν_{XY}

Modèle	Module Micromécanique
Lois des mélanges [101], [102], [103], [111], [113], Chamis [113]	$\nu_{XY} = \nu_{fxy}V_f + \nu_{mxy}(1-V_f)$ (3.10)

3.1.5 Comparaison entre les différents modèles

Afin d'établir une analyse de quelques modèles présentés ci-dessous, on a choisi de les comparer à un modèle idéal établi par Averill [104] et Carman [105]. Ce modèle considéré comme une solution exacte, représente une distribution de fibres hexagonales.

Les variations des modules d'élasticité en fonction du volume des fibres pour l'unidirectionnel graphite/époxyde sont représentées par les figures 3.1-3.4 [104], [105].

Les résultats pour certains modèles sont identiques à ceux correspondant au modèle idéal.
Ceci nous facilite le choix du modèle semi-empirique.

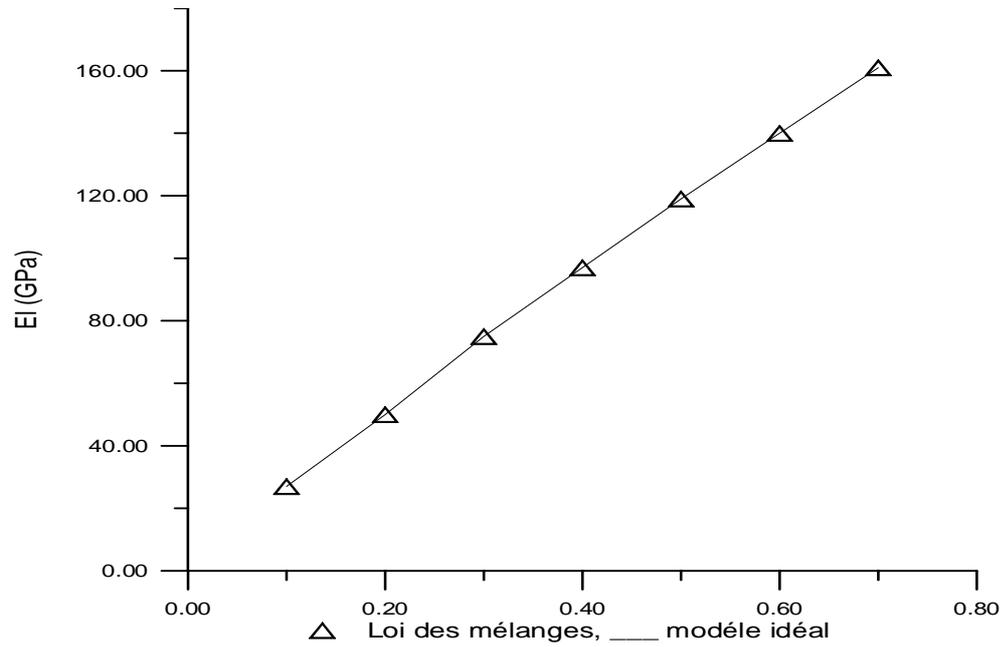


Figure 3.1 : Comparaison des modèles micromécaniques pour E_X en fonction du volume des fibres V_f [104, [105]

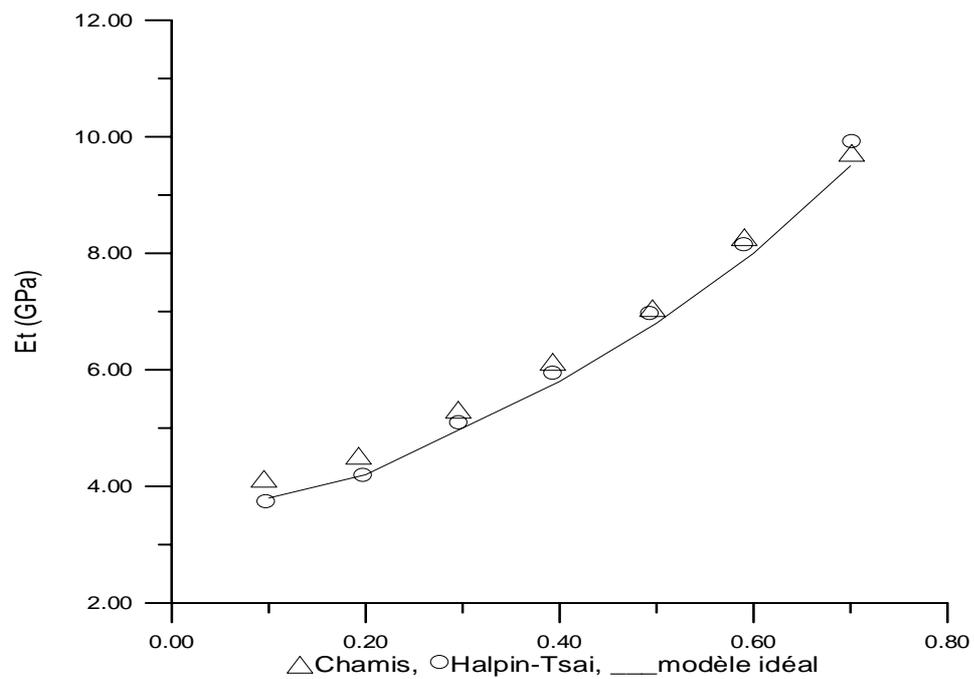


Figure 3.2 : Comparaison des modèles micromécaniques pour E_Y en fonction du volume des fibres V_f [104, [105]

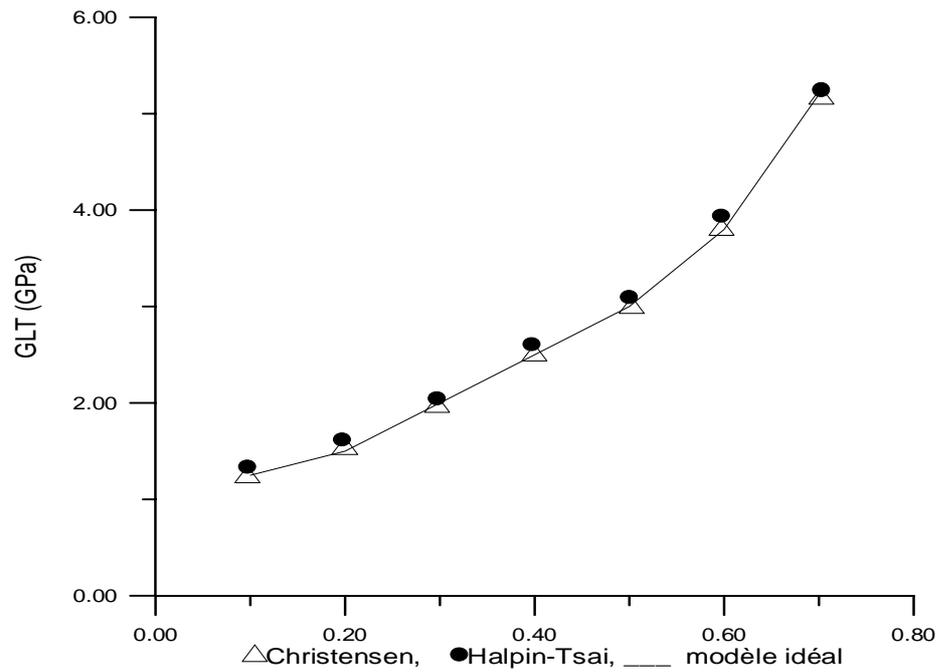


Figure 3.3 : Comparaison des modèles micromécaniques pour G_{XY} en fonction des Volumes des fibres V_f [104], [105]

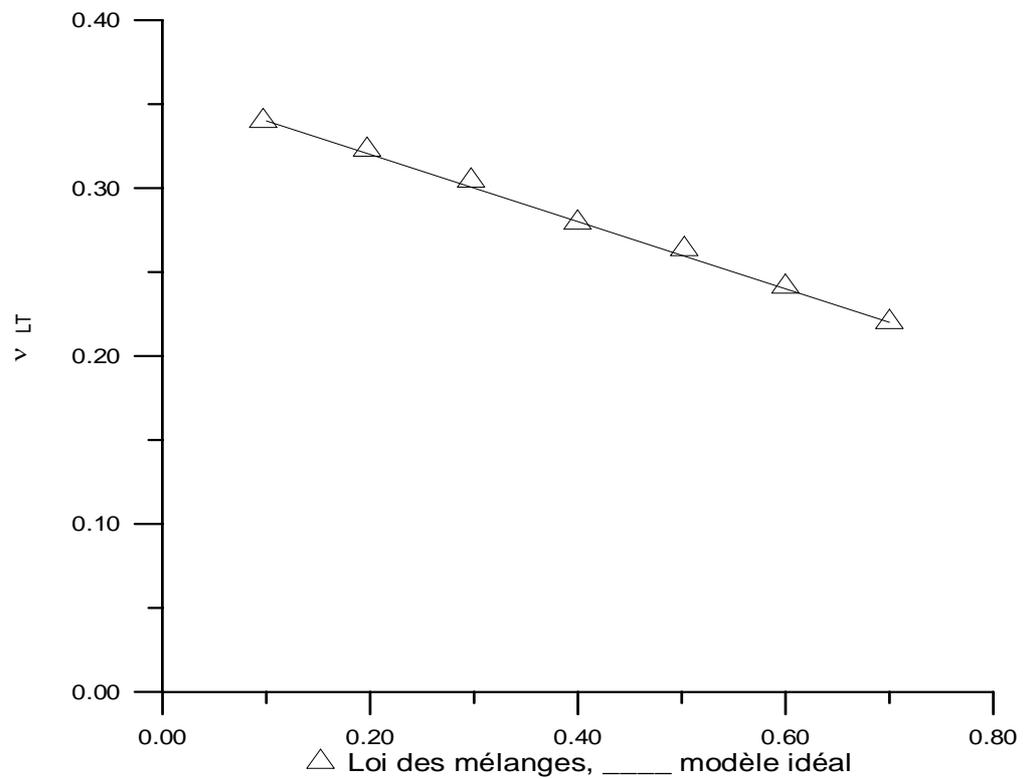


Figure 3.4 : Comparaison des modèles micromécaniques pour ν_{XY} en fonction des Volumes des fibres V_f [104], [105]

3.2 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°. Et enfin le module de cisaillement est mesuré par un essai de traction monotone sur un unidirectionnel pour un empilement à 45°.

Notre démarche est essentiellement numérique, après avoir exposé les différentes expressions semi-empiriques concernant l'évaluation des propriétés mécaniques du composite, 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 le modèle 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 [50]. Ce modèle a également été adopté dans les travaux de Sereir et autres [7], [76].

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

3.2.1 Le module de Young dans la direction des fibres, donné par l'équation (3.1)

$$E_X = E_m V_m + E_{fx} V_m$$

3.2.2 Le module de Young transversal

La relation micromécanique modifiée par Hahn [50] pour le graphite époxy T300/5208 du module de Young transversal est :

$$E_Y = \frac{1 + 0.516(V_m/V_f)}{\frac{1}{E_{fy}} + \frac{0.516(V_m/V_f)}{G_m}} \quad (3.11)$$

3.2.3 Le module de cisaillement longitudinal

De même la relation micromécanique modifiée par Hahn [50] pour le graphite époxy T300/5208 du module de Young transversal est :

$$G_{XY} = \frac{1+0.316(V_m/V_f)}{\frac{1}{G_{fx}} + \frac{0.316(V_m/V_f)}{G_m}} \quad (3.12)$$

$$\text{avec } G_m = \frac{E_m}{2(1+\nu_m)} \quad (3.13)$$

3.2.4 Le coefficient de Poisson, donné par l'équation (3.10)

$$\nu_{XY} = \nu_m V_m + \nu_{fx} V_f$$

La comparaison des valeurs des modules obtenues par ce modèle avec le modèle donné par Tsai [50], donne d'excellents résultats voir tableau 3.3.

3.3 Introduction du vieillissement sur les propriétés mécaniques du matériau

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 [50] 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. Ce modèle est le même adopté dans les travaux de Sereir [7] et [76]

La particularité du modèle est que le vieillissement de la fibre est bien pris en considération. Ceci est en accord avec certaines études qui mentionnent une certaine dégradation des fibres due à l'humidité Ishai [79]. 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 constantes 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.

3.3.1 Evolution de Tg au cours du vieillissement

Le paramètre Tg est un paramètre quantitatif du phénomène de vieillissement, c'est aussi une caractéristique importante des polymères et représente la transition entre le domaine vitreux et le domaine caoutchoutique du matériau. Il dépend de facteurs comme la rigidité, la masse moléculaire ou le taux de réticulation. 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 [99].

Evidemment cette technique est souvent utilisée dans les études expérimentales de vieillissement, pour le suivi de Tg.

L'application de notre étude se fera sur le graphite époxyde T300/5208. La température de transition vitreuse à une température de référence de 22°C est de Tg=160°C, Tsai [50].

Il a été cité dans le chapitre 2 que l'absorption d'humidité entraîne la diminution de la température de transition.

Les observations de nombreux auteurs Morel, [86], Ghorbel, [92] , confirment une baisse de la Tg d'environ 20°C en humidité relative et de 30°C en immersion. Cette température est d'autant plus décalée vers des températures plus faibles que les conditions de vieillissement sont sévères.

La première partie d'analyse doit permettre de suivre l'évolution de la température de transition vitreuse Tg au cours du vieillissement. Signalons qu'il n'est pas nécessaire de définir la durée de vieillissement pour le cas de l'humidité relative, puisque le niveau saturé suffit à définir l'état du matériau.

Tsai [50] assume qu'une absorption d'humidité induit une diminution de la température de transition d'une quantité gc:

$$T_g = T_g^{\circ} - gc \quad (3.14)$$

3.3.2 Température adimensionnelle

Tsai [50] propose la notion de la température adimensionnelle T^* , qui est un élément essentiel pour l'évaluation des caractéristiques du composite :

$$T^* = \frac{T_g - T_{opr}}{T_g - T_{rm}} \quad (3.15)$$

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

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

Tsai [50] 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 .

$$\frac{E_m}{E_m^0} = (T^*)^a \quad (3.16a)$$

$$\frac{G_m}{G_m^0} = G_m^0 (T^*)^a \quad (3.16b)$$

$$\frac{\nu_m}{\nu_m^0} = \nu_m^0 (T^*)^a \quad (3.16c)$$

a : étant une constante semi empirique [50], donnée dans le tableau 3.2

3.3.4 Prise en compte du vieillissement dans les propriétés des fibres

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

$$\frac{E_{fx}}{E_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (3.17a)$$

$$\frac{E_{fy}}{E_{fy}^0} = (T^*)^f \quad (3.17b)$$

$$\frac{G_{fx}}{G_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (3.17c)$$

$$\frac{\nu_{fx}}{\nu_{fx}^0} = (T^*)^f \quad (3.17d)$$

f : étant une constante. a étant une constante semi-empirique [50], donnée dans le tableau 3.2

3.3.5 Prise en compte de l'effet de température et d'humidité dans l'évaluation des résistances à la rupture

Les résistances avant et après le vieillissement sont aussi fonctions des paramètres d'environnement et s'expriment en fonction de la température adimensionnelle [50].

3.3.5.1 Résistance en traction longitudinale

$$\frac{X}{X^0} = \left(\frac{\nu_f}{\nu_f^0} \right) (T^*)^h \quad (3.18a)$$

3.3.5.2 Résistance en compression longitudinale

$$\frac{X'}{X'^0} = \left(\frac{\nu_f}{\nu_f^0} \right) \left(\frac{G_{xy}}{G_{xy}^0} \right) (T^*)^e \quad (3.18b)$$

3.3.5.3 Résistance en tension transversale

$$\frac{Y}{Y^0} = (T^*)^c \quad (3.18c)$$

3.3.5.4 Résistance en compression transversale

$$\frac{Y'}{Y'_0} = (T^*)^c \quad (3.18d)$$

3.3.5.5 Résistance en cisaillement plan

$$\frac{S}{S^0} = (T^*)^c \quad (3.18e)$$

h,e,c : étant des constantes semi empiriques [50], donnée dans le tableau 3.2

Par mesure des propriétés des plis qui sont fonction de la température et de l'humidité, nous reprenons les formulations micromécaniques pour calculer les propriétés ayant subi le changement du à ces paramètres.

3.4 Propriétés du T300/5208.

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, [50]

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, [50]

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

Tableau 3.3 Propriétés du T300/5208 $T_r=22^\circ\text{C}$, [50]

	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 , [50]

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

Tableau 3.5 Résistances du T300/5208, [50]

X (MPa)	X' (MPa)	Y (MPa)	Y' (MPa)	S (MPa)
1500	1500	40	246	68

3.5 Organigramme

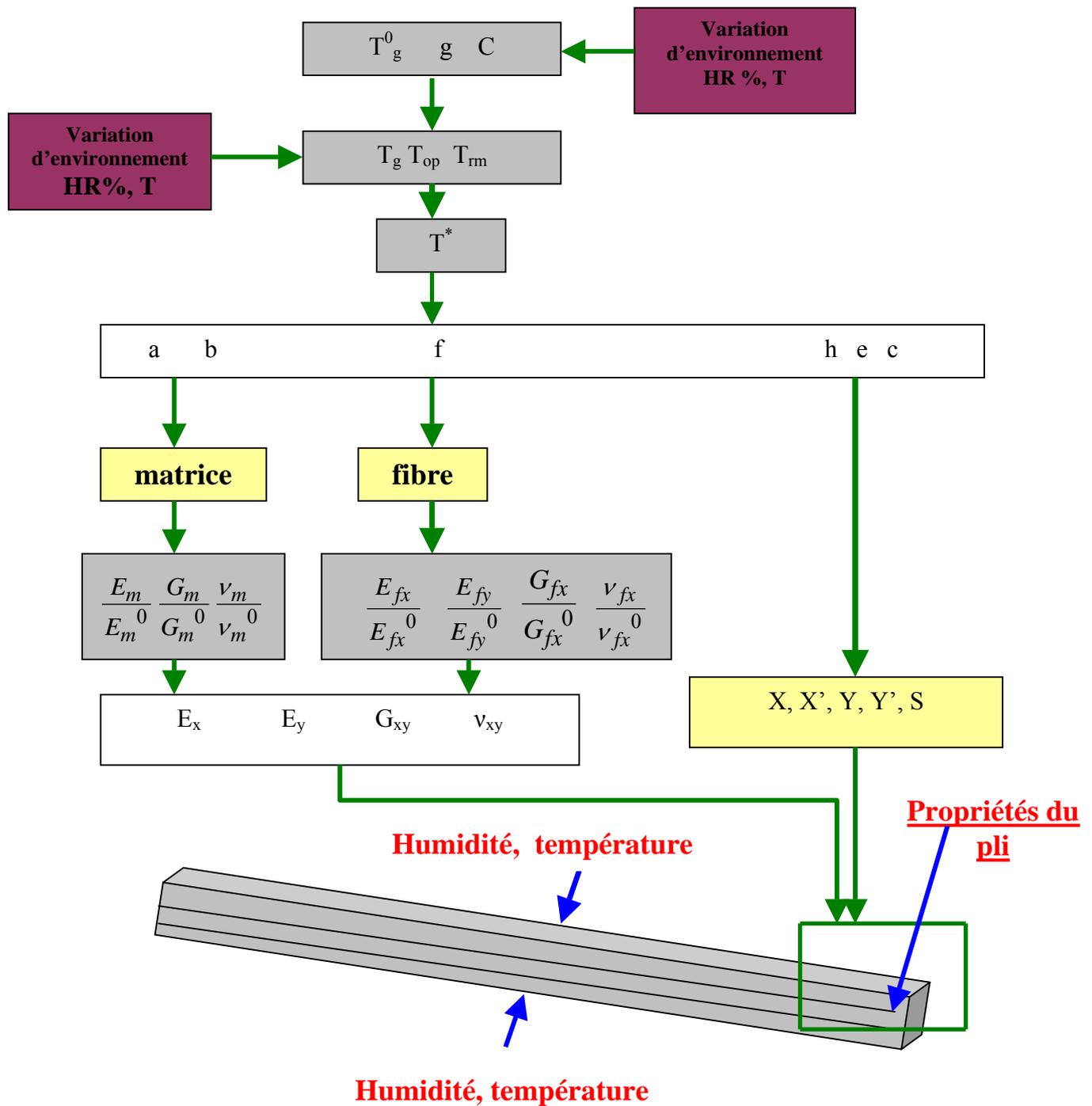


Figure 3.5 : Organigramme du calcul des propriétés vieilles par MICANVEIL

Après le choix du modèle, nous avons établi un programme fortran qui permet l'évaluation des propriétés mécaniques lors du vieillissement hygrothermique, appelé MICANVEIL.for. Ce programme correspond à l'organigramme en figure 3.5.

3.6. Conditions de simulation

Nous choisissons quatre environnements différents en terme d'humidité relative. Chaque environnement considère des températures d'utilisation variables de 20°C à 120°C.

120°C, correspond aussi à la température de post cuisson pris par Tsai [50].

Tableau 3.6 : Choix des environnements

Environnements	Humidité relative	Concentration $C=0.015 (HR)\%$
ENV 1	HR1=0%	C=0
ENV2	HR2=33%	C=0.005
ENV3	HR3=66%	C=0.01
ENV4	HR=100%	C=0.015

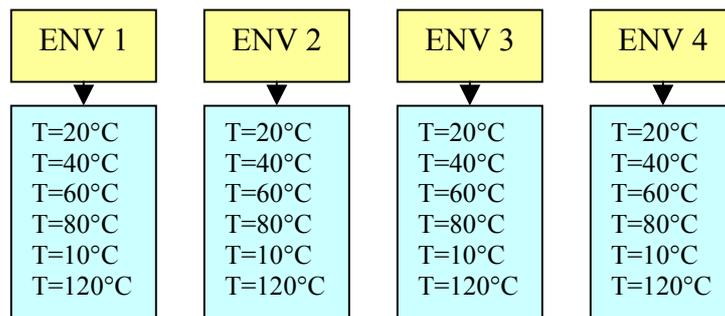


Figure 3.6 : Variation de température des environnements.

3.7 Application du MICANVEIL pour l'obtention des propriétés mécaniques vieilles du composite graphite/époxy T300/5208

Nous procédons d'abord à l'évaluation des caractéristiques mécaniques et des différentes résistances, en tenant compte de la variation de température et d'humidité relative à l'échelle micro analytique, à partir des propriétés de la matrice et des fibres, selon le modèle établi. Pour chaque température nous considérons quatre niveaux d'humidité relative. Nous essayerons de déterminer par la suite les taux de réduction de ces propriétés également, sous ces conditions environnementales variables.

Les résultats obtenus sont cités ci-dessous.

3.7.1 Modules mécaniques vieillis

Tableau 3.7 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à C=0%

Topr (°C)	E _X (GPa)	E _Y (GPa)	G _{XY} (GPa)	ν_{XY}
20	182.431700	10.344330	7.210422	2.808589E-01
40	181.240400	9.883451	6.826172	2.719374E-01
60	179.847500	9.349866	6.389233	2.621418E-01
80	178.165400	8.715605	5.880784	2.511703E-01
100	176.031800	7.931649	5.268473	2.385006E-01
120	173.087300	6.897872	4.487734	2.230727E-01

Tableau 3.8 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à C=0.5%

Topr (°C)	E _X (GPa)	E _Y (GPa)	G _{XY} (GPa)	ν_{XY}
20	182.440400	10.347690	7.213251	2.809257E-01
40	181.149800	9.848563	6.797343	2.712800E-01
60	179.618900	9.262954	6.318863	2.605969E-01
80	177.729900	8.553530	5.752741	2.484744E-01
100	175.247100	7.650223	5.052952	2.341671E-01
120	171.571800	6.391689	4.116292	2.159662E-01

Tableau 3.9 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à C=1%

Topr (°C)	E _X (GPa)	E _Y (GPa)	G _{XY} (GPa)	ν_{XY}
20	182.450500	10.351620	7.216556	2.810038E-01
40	181.042600	9.807300	6.763295	2.705055E-01
60	179.343100	9.158381	6.234488	2.587561E-01
80	177.188300	8.353388	5.595675	2.452019E-01
100	174.215900	7.286752	4.777911	2.287222E-01
120	169.294300	5.668453	3.597689	2.062340E-01

Tableau 3.10 : Propriétés du T300/5208 pour des températures variables à C=1.5%

Topr (°C)	E _X (GPa)	E _Y (GPa)	G _{XY} (GPa)	ν_{XY}
20	182.462500	10.356280	7.220470	2.810962E-01
40	180.913700	9.757735	6.722463	2.695798E-01
60	179.003600	9.030081	6.131407	2.565238E-01
80	176.494300	8.099364	5.397983	2.411349E-01
100	172.782200	6.794471	4.411283	2.215992E-01
120	165.149700	4.479659	2.775539	1.910618E-01

3.7.2 Variations des modules mécaniques

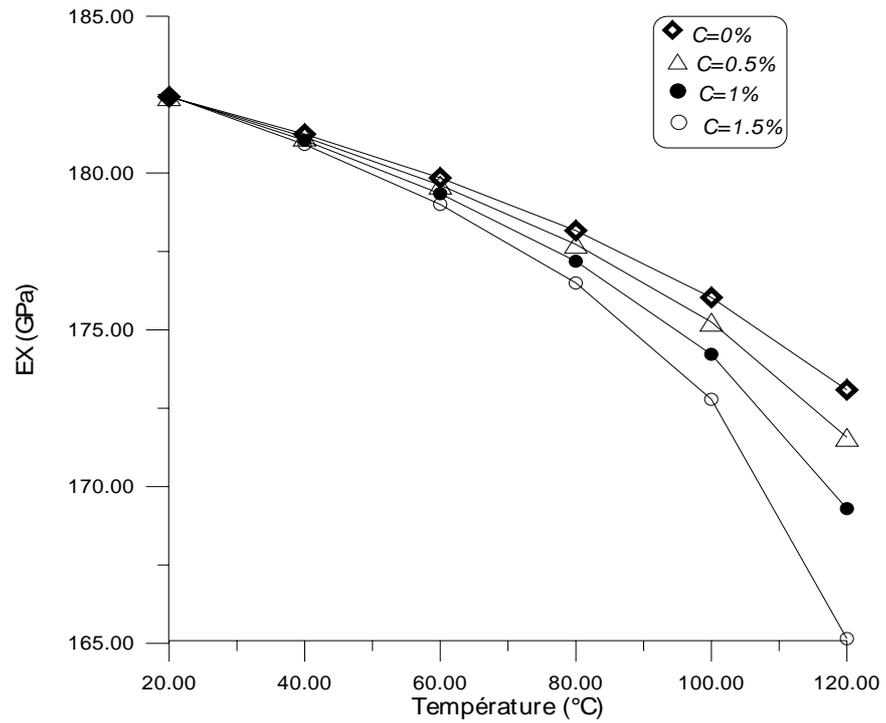


Figure 3.7 : Effet de la variation de température sur le module de Young longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

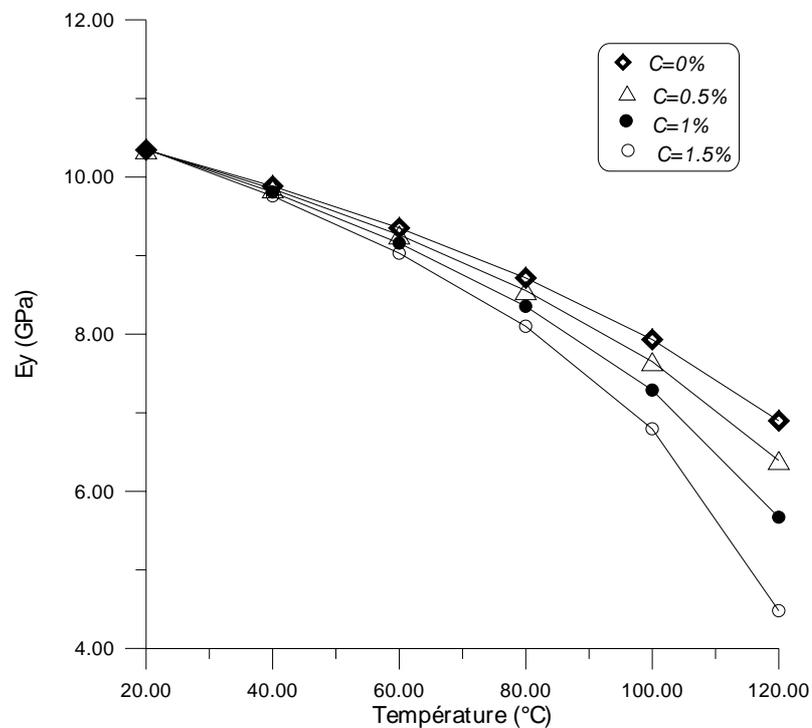


Figure 3.8 : Effet de la variation de température sur le module de Young transversal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

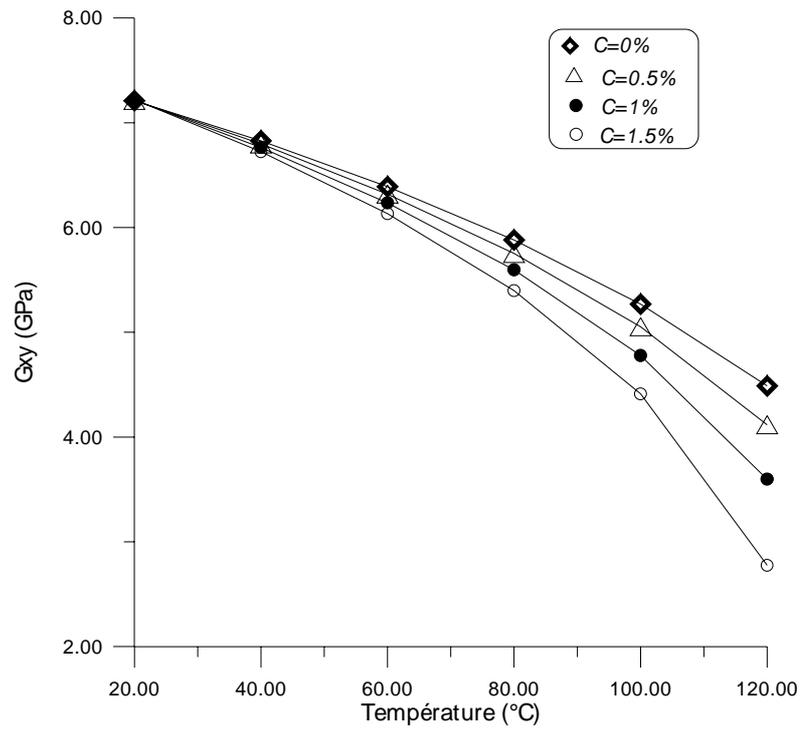


Figure 3.9 : Effet de la variation de température sur le module de cisaillement longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

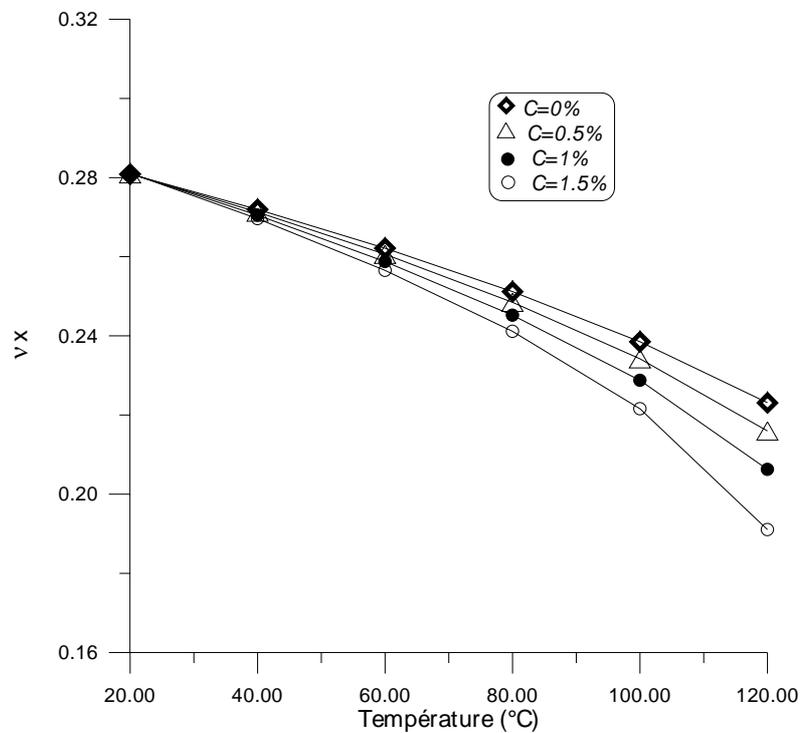


Figure 3.10 : Effet de la variation de température sur le coefficient de Poisson longitudinal pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration.

3.7.3 Taux de réduction des modules mécaniques lors du vieillissement

Tableau 3.11 :Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, C=0%

Topr (°C)	E _X %	E _Y %	G _{XY} %	ν_{XY} %
40	6.530029E-01	4.455372	5.329094	3.176507
60	1.416529	9.613614	11.388920	6.664229
80	2.338555	15.745100	18.440500	10.570630
100	3.508100	23.323710	26.932530	15.081690
120	5.122156	33.317360	37.760460	20.574830

Tableau 3.12 : Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, C=0.5%

Topr (°C)	E _X %	E _Y %	G _{XY} %	ν_{XY} %
40	7.026522E-01	4.792642	5.728913	3.410589
60	1.541840	10.453800	12.364860	7.214289
80	2.577309	17.311900	20.216300	11.530530
100	3.938225	26.044290	29.921550	16.624640
120	5.952838	38.210700	42.911910	23.105110

Tableau 3.13 :Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, C=1%

Topr (°C)	E _X %	E _Y %	G _{XY} %	ν_{XY} %
40	7.614185E-01	5.191542	6.201126	3.686320
60	1.693021	11.464720	13.535050	7.869729
80	2.874193	19.246700	22.394630	12.695720
100	4.503479	29.558010	33.736050	18.563300
120	7.201282	45.202320	50.104320	26.570260

Tableau 3.14 :Taux de réduction des propriétés du T00/5208 à des températures variables, C=1.5%

Topr (°C)	E _X %	E _Y %	G _{XY} %	ν_{XY} %
40	8.320785E-01	5.670687	6.767411	4.015923
60	1.879140	12.705020	14.964650	8.664545
80	3.254567	21.702380	25.136380	14.143770
100	5.289363	34.316960	38.820730	21.099470
120	9.473125	56.694550	61.506560	31.972310

3.7.4 Variations des taux de réduction des modules mécaniques

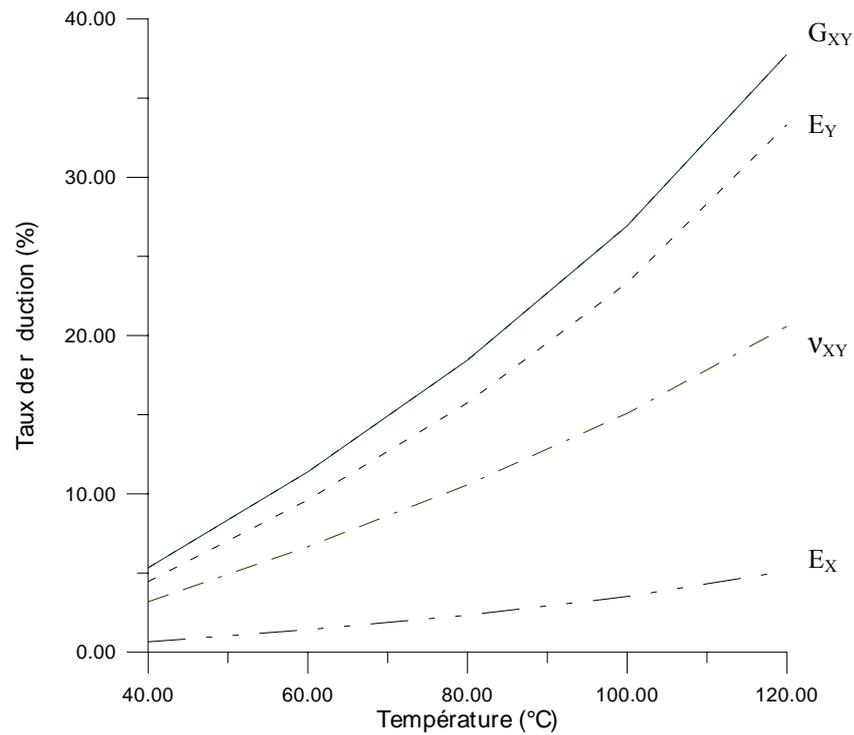


Figure 3.11 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0% pour le T300/5208.

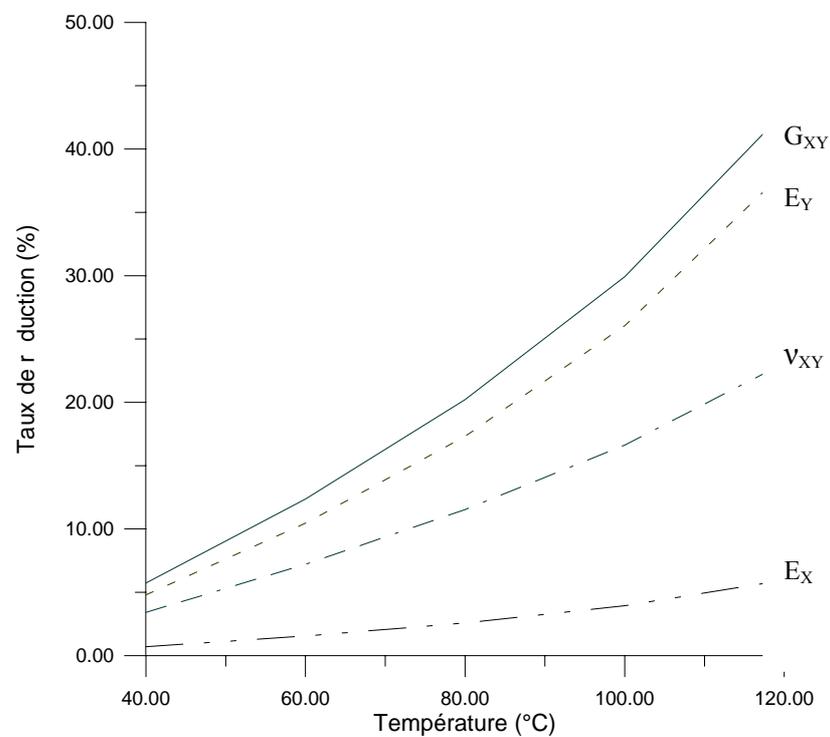


Figure 3.12 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=0.5% pour le T300/5208.

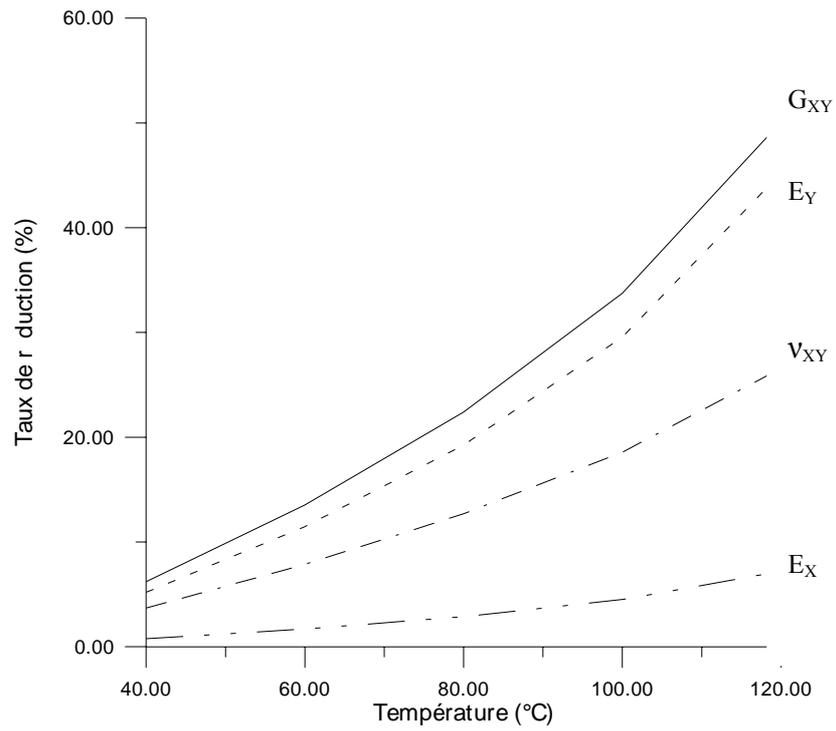


Figure 3.13 : Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1% pour le T300/5208.

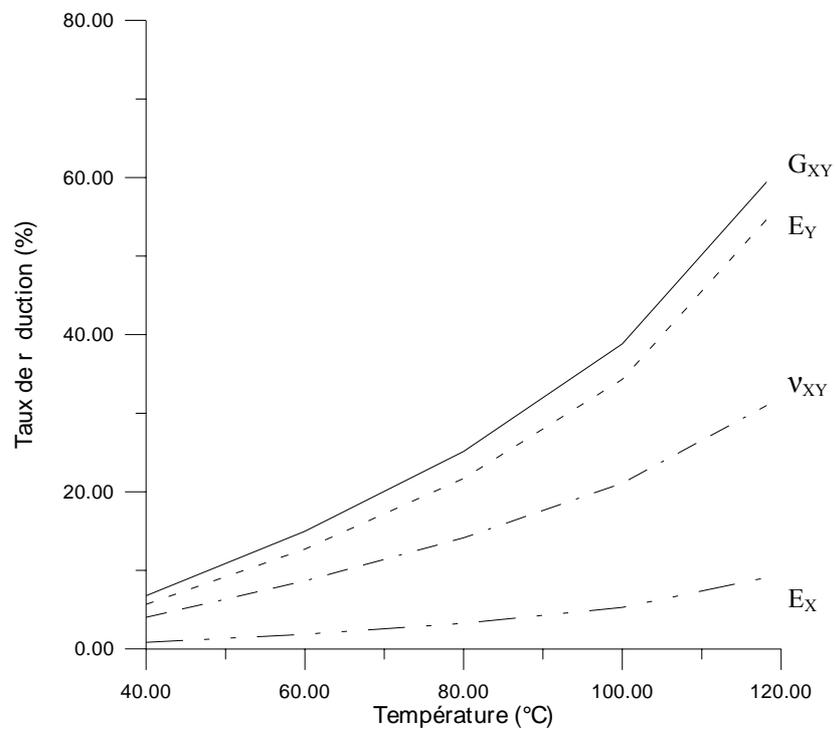


Figure 3.14 Taux de réduction des propriétés mécaniques en fonction de la température à C=1.5% pour le T300/5208.

3.7.5 Interprétations

3.7.5.1 Effets de la température

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 3.7 à 3.10.

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.

Afin d'affiner l'analyse des effets d'humidité et de température, nous avons déterminé le taux de réduction des modules mécaniques à différentes températures pour différentes concentrations. Les figures 3.11 à 3.14 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 longitudinal et du coefficient de Poisson. Le module de Young longitudinal est le moins affecté.

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 résultats expérimentaux cités dans la référence [1]

3.7.5.2 Effets de la concentration

Pour une même température et à différents niveaux de concentration voir tableau 3.15, pour $T=80^{\circ}\text{C}$ 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 6.7% lorsque la concentration passe de $C=0\%$ à $C=1.5\%$. Le module de Young transversal quand à lui chute de 5.96% lorsque la concentration passe de $C=0\%$ à $C=1.5\%$.

Le tableau 3.16 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 3.15 : Taux de réduction des propriétés mécaniques T=80°C, C=0%, C=0.15%, C=1%, C=1.5%

Conditions	E_X %	E_Y %	G_{XY} %	ν_{XY} %
80 °C, C=0%	2.338555	15.745100	18.440500	10.570630
80 °C, C=0.5%	2.577309	17.311900	20.216300	11.530530
80 °C, C=1%	2.874193	19.246700	22.394630	12.695720
80 °C, C=1.5%	3.254567	21.702380	25.136380	14.143770

Tableau 3.16 : Taux de réduction des propriétés mécaniques T=120°C, C=0%, C=0.15%, C=1%, C=1.5%

Conditions	E_X %	E_Y %	G_{XY} %	ν_{XY} %
120 °C, C=0%	5.122156	33.317360	37.760460	20.574830
120 °C, C=0.5%	5.952838	38.210700	42.911910	23.105110
120 °C, C=1%	7.201282	45.202320	50.104320	26.570260
120 °C, C=1.5%	9.473125	56.694550	61.506560	31.972310

Comme il a été explicité dans le chapitre 2, ce sont préférentiellement la matrice et les interfaces fibre matrice qui sont 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 G_{XY} qui baisse de manière importante, caractérise la dégradation des liaisons au niveau de l'interface fibre-matrice.

3.7.6 Valeurs des résistances à la rupture sous le vieillissement hygrothermique

Tableau 3.17 Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=0%

Topr(°C)	X	X'	Y	Y'	S
20	1501.728000	1505.189000	40.521360	249.206400	68.886310
40	1483.322000	1373.221000	35.272150	216.923700	59.962650
60	1461.844000	1230.292000	29.934280	184.095800	50.888280
80	1435.979000	1073.338000	24.487800	150.600000	41.629260
100	1403.308000	897.430100	18.901880	116.246500	32.133190
120	1358.519000	693.555300	13.122690	80.704530	22.308570

Tableau 3.18 : Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=0.5%

Topr(°C)	X	X'	Y	Y'	S
20	1501.862000	1506.182000	40.562060	249.456700	68.955510
40	1481.924000	1363.558000	34.899920	214.634500	59.329860
60	1458.323000	1207.973000	29.133270	179.169600	49.526570
80	1429.296000	1035.377000	23.235890	142.900700	39.501010
100	1391.336000	838.876800	17.165010	105.564800	29.180520
120	1335.624000	604.526700	10.838770	66.658460	18.425920

Tableau 3.19 : Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=1%

Topr(°C)	X	X'	Y	Y'	S
20	1502.018000	1507.344000	40.609660	249.749400	69.036420
40	1480.269000	1352.188000	34.464040	211.953900	58.588870
60	1454.079000	1181.466000	28.193380	173.389300	47.928750
80	1420.996000	989.663700	21.762180	133.837400	36.995700
100	1375.642000	766.675000	15.108460	92.917030	25.684380
120	1301.437000	488.820900	8.096423	49.793000	13.763920

Tableau 3.20 : Variations des résistances mécaniques en fonction des températures pour C=1.5%

Topr(°C)	X	X'	Y	Y'	S
20	1502.203000	1508.720000	40.666050	250.096200	69.132290
40	1478.280000	1338.614000	33.946640	208.771900	57.709300
60	1448.856000	1149.457000	27.074900	166.510600	46.027330
80	1410.376000	933.454500	20.001000	123.006100	34.001690
100	1353.901000	674.812300	12.629550	77.671710	21.470230
120	1239.988000	326.179200	4.698710	28.897070	7.987807

3.7.7 Taux de réduction des résistances à la rupture

Tableau 3.21 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=0%

Topr(°C)	X/X°	X'/X'°	Y/Y°	Y'/Y'°	S/S°
20	1.001152	1.003459	1.013034	1.013034	1.013034
40	9.888813E-01	9.154804E-01	8.818037E-01	8.818038E-01	8.818038E-01
60	9.745624E-01	8.201948E-01	7.483570E-01	7.483570E-01	7.483570E-01
80	9.573194E-01	7.155585E-01	6.121950E-01	6.121950E-01	6.121950E-01
100	9.355387E-01	5.982867E-01	4.725469E-01	4.725469E-01	4.725469E-01
120	9.056793E-01	4.623702E-01	3.280672E-01	3.280672E-01	3.280672E-01

Tableau 3.22 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=0.5%

Topr(°C)	X/X°	X'/X'°	Y/Y°	Y'/Y'°	S/S°
20	1.001241	1.004122	1.014052	1.014052	1.014052
40	9.879492E-01	9.090387E-01	8.724980E-01	8.724980E-01	8.724980E-01
60	9.722157E-01	8.053156E-01	7.283319E-01	7.283319E-01	7.283319E-01
80	9.528642E-01	6.902514E-01	5.808972E-01	5.808972E-01	5.808972E-01
100	9.275575E-01	5.592512E-01	4.291252E-01	4.291252E-01	4.291252E-01
120	8.904159E-01	4.030178E-01	2.709693E-01	2.709694E-01	2.709694E-01

Tableau 3.23 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=1%

Topr(°C)	X/X°	X'/X'°	Y/Y°	Y'/Y'°	S/S°
20	1.001346	1.004896	1.015241	1.015241	1.015241
40	9.868461E-01	9.014589E-01	8.616011E-01	8.616011E-01	8.616011E-01
60	9.693857E-01	7.876441E-01	7.048346E-01	7.048345E-01	7.048345E-01
80	9.473306E-01	6.597758E-01	5.440544E-01	5.440544E-01	5.440544E-01
100	9.170948E-01	5.111167E-01	3.777115E-01	3.777115E-01	3.777115E-01
120	8.676246E-01	3.258806E-01	2.024106E-01	2.024106E-01	2.024106E-01

Tableau 3.24 : Réduction des résistances du T300/5208 pour des températures variables et à C=1.5%

Topr(°C)	X/X°	X'/X'°	Y/Y°	Y'/Y'°	S/S°
20	1.001469	1.005813	1.016651	1.016651	1.016651
40	9.855201E-01	8.924096E-01	8.486661E-01	8.486661E-01	8.486661E-01
60	9.659040E-01	7.663044E-01	6.768725E-01	6.768725E-01	6.768726E-01
80	9.402508E-01	6.223029E-01	5.000249E-01	5.000249E-01	5.000249E-01
100	9.026010E-01	4.498748E-01	3.157387E-01	3.157387E-01	3.157387E-01
120	8.266584E-01	2.174528E-01	1.174677E-01	1.174678E-01	1.174678E-01

3.7.8 Variations des résistances à la rupture

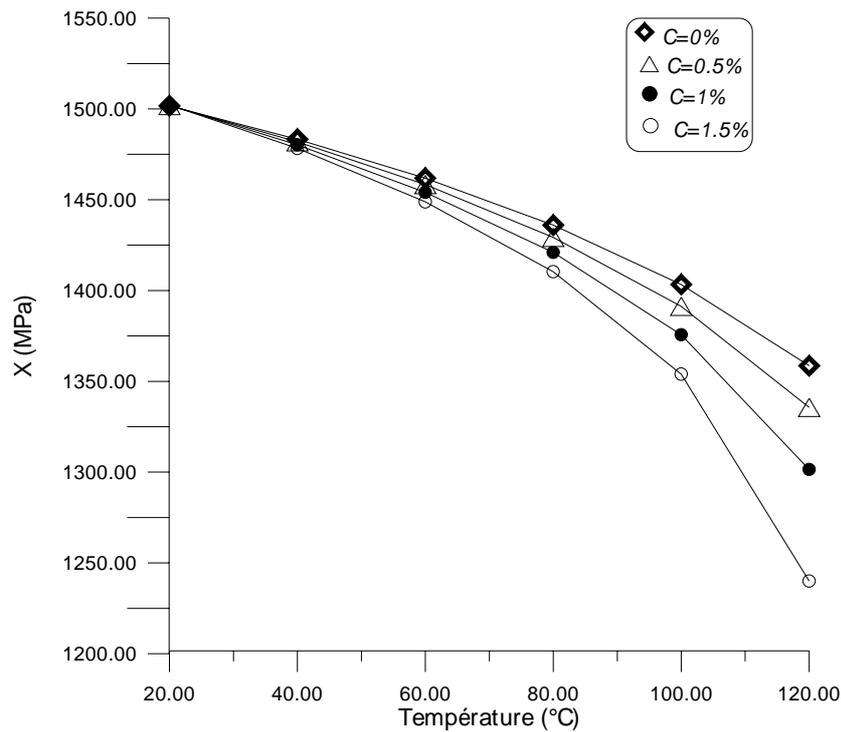


Figure 3.15 Effet de la variation de température sur la résistance en traction longitudinale pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

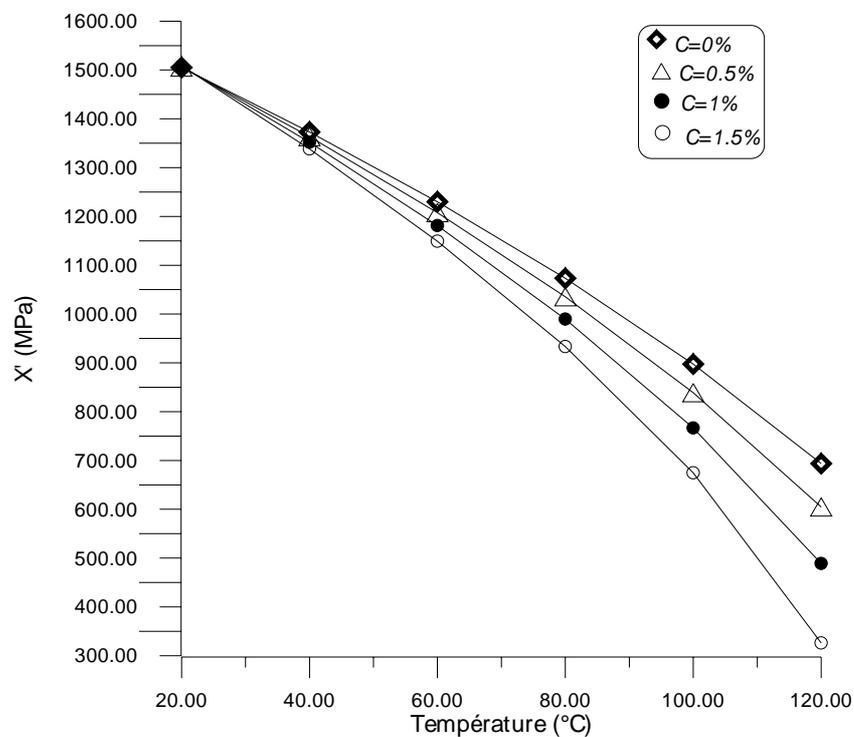


Figure 3.16 Effet de la variation de température sur la résistance en compression longitudinale pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

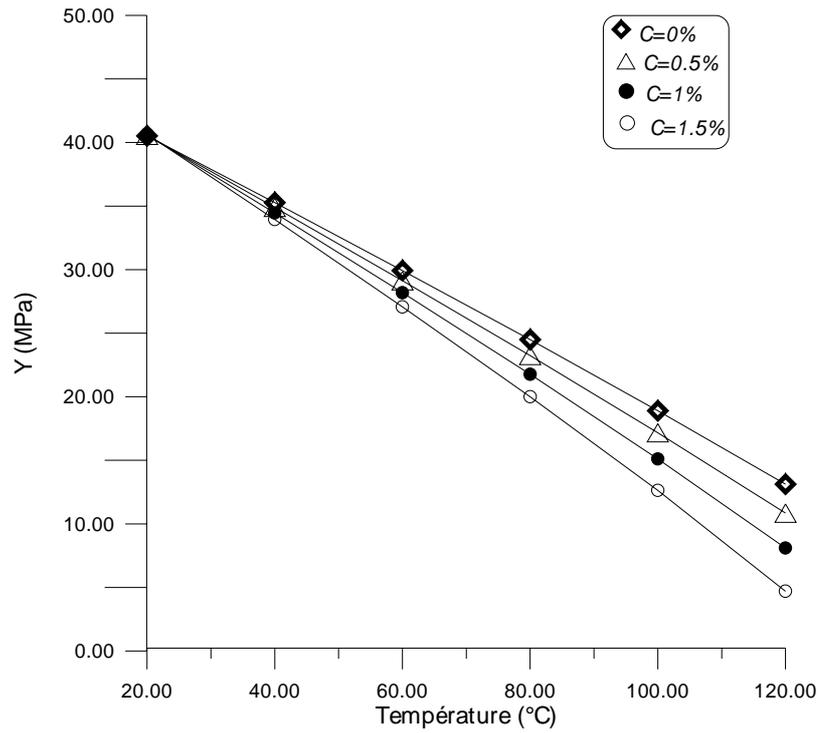


Figure 3.17 Effet de la variation de température sur la résistance en traction transversale pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

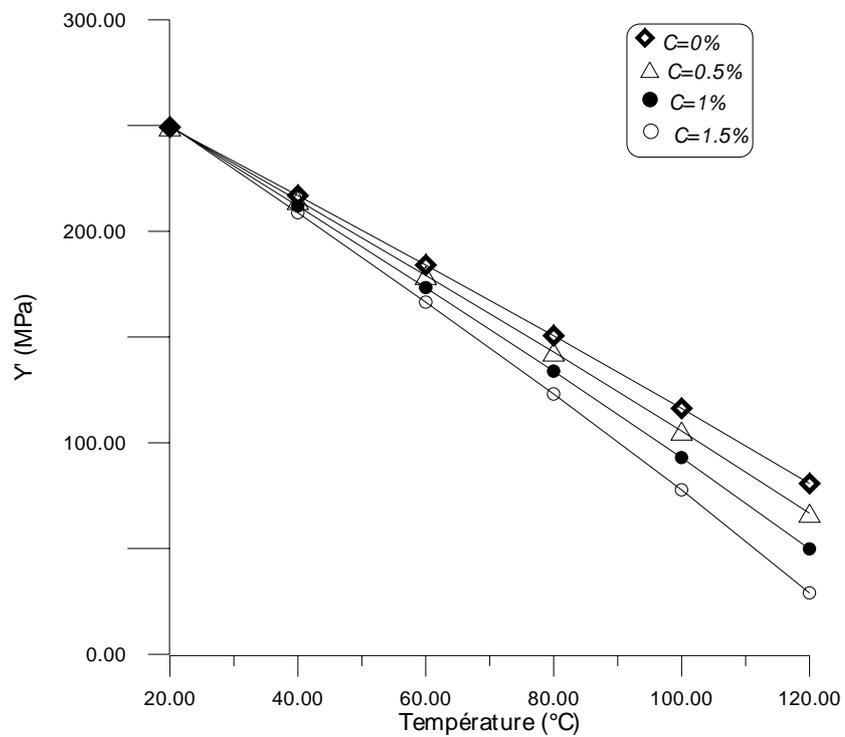


Figure 3.18 Effet de la variation de température sur la résistance en compression transversale pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

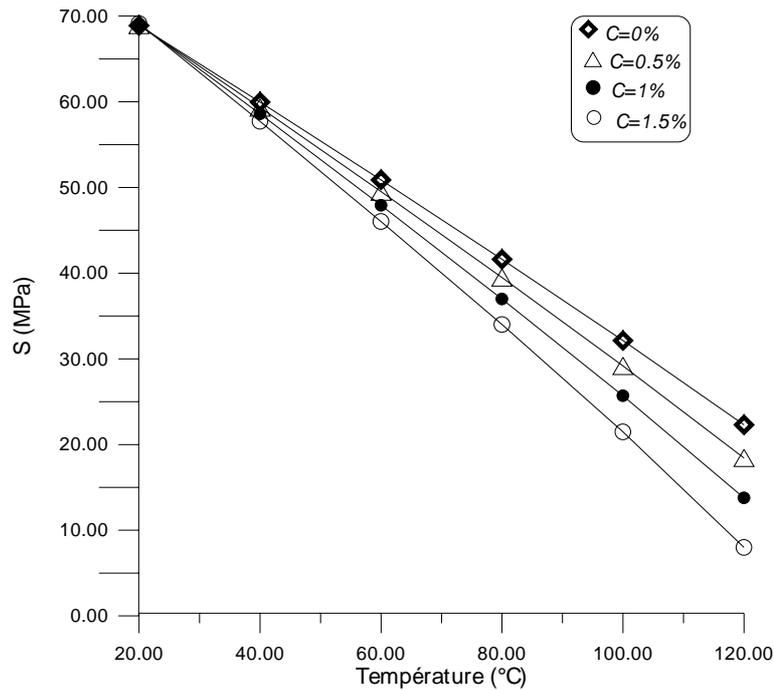


Figure 3.19 Effet de la variation de température sur la résistance en cisaillement plan pour le T300/5208 à différents niveaux de concentration

Les figures de 3.15 à 3.19 illustrent la dégradation dans la résistance à la rupture en fonction de la température et de l'humidité du carbone/époxyde T300/5208. Les résistances à la rupture en tension compression sont visiblement réduites. Les propriétés les plus dominantes sont celles de la matrice tels que le cisaillement longitudinal, le module de Young transversal et leurs résistances correspondantes qui se dégradent plus lorsque la concentration est élevée. La résistance en compression longitudinale et transversale, décroissent considérablement à partir de la température de référence en fonction de l'humidité.

3.8 Comparaison avec la littérature

Les différents effets de l'humidité et de température sur le matériau explicités dans le chapitre 2 sont assez conséquents. 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.

Nos résultats sont en accord avec des résultats expérimentaux. Il apparaît communément une baisse de rigidité dans le sens transversal et en cisaillement des composites unidirectionnels d'après les travaux Dewimille [95] ; Ghorbel [92] ; Shen et Springer [96] ; Weitsman [13]. Dans certains cas, la contrainte à la rupture diminue où

encore la variation de ces paramètres peut être dépendante de la température [Shen et Springer [96]. La diminution du module de cisaillement est observée presque systématiquement.

Ghorbel [92] constate aussi des chutes du module transversal et du module de cisaillement de l'ordre de 20 à 30% pour un matériau, unidirectionnel. Elle montre également que ce sont les résistances à la rupture qui sont les plus affectées par le vieillissement. Par rapport au matériau sec, elles sont quasiment divisées par deux à l'état de saturation en eau.

Il est judicieux de se poser la question suivante : Est-ce que les réductions de ces propriétés correspondent à des baisses ou à des dégradations ? Effectivement la rive expérimentale basée sur l'observation microscopique de structures composites ayant été soumises à des cycles de vieillissement, permettra de préciser cet aspect. Autrement dit peut on parler de réversibilité et d'irréversibilité ?

Le phénomène de plastification, qui explique les augmentations de masse pour les cinétiques d'absorption est réversible. L'aspect réversible des dégradations serait dû à la plastification du polymère par l'eau.

Lorsque celle-ci est éliminée par séchage, la mobilité moléculaire diminue, la cohésion interne augmente et les propriétés mécaniques sont en grande partie recouvrées. Contrairement, les réactions chimiques évoquées dans le chapitre 2 sont irréversibles. Les défauts créés et les liaisons rompues conduisant à l'accélération du vieillissement ne peuvent pas être réparés.

Concernant les propriétés mécaniques, Mercier [99] fait une synthèse sur la température de transition. Dans la littérature la chute de la T_g est souvent donnée comme étant totalement réversible. Cette hypothèse est contredite par certaines études qui montrent clairement que la chute de T_g n'est que partiellement réversible, et qu'il y a donc une dégradation du réseau réticulé. La chute du module d'Young d'une résine époxy présente soit un recouvrement total pour certains systèmes, soit un recouvrement très partiel de sa valeur initiale.

Dewimille [84] ; Springer et autres [96], montrent qu'après séchage, un matériau composite retrouve également, selon les cas, une partie seulement ou la totalité de ses propriétés initiales. Le taux de récupération dépend du type et de l'importance des endommagements irréversibles provoqués par le vieillissement. L'aspect irréversible des baisses de propriétés mécaniques est relié à la dégradation chimique (hydrolyse) de la résine ou à des endommagements au niveau des interfaces fibres-matrice.

La présence de microfissurations due au vieillissement hygrothermique peut éventuellement avoir lieu et interagir lors du vieillissement, mais cependant aucune confirmation ne peut être faite sans l'observation expérimentale des composants vieillis. Toutefois, l'étude systématique faite par Amara et Tounsi [106] concernant l'influence des fissures transversales de la matrice, sur l'évolution du module de Young longitudinal et sur le coefficient de Poisson lors d'un vieillissement hygrothermique des stratifiés, montre que les résultats obtenus illustrent bien l'effet de la dégradation des propriétés élastiques sur la densité de fissures. La grande réduction dans la proportion du coefficient de Poisson a été observée par le fait que la matrice craque et la densité augmente, pendant que très peu de réduction dans module de Young était perceptible. Effectivement la présence des microfissurations peut avoir un effet conséquent sur la dégradation du matériau lorsqu'il sera vieilli.

3.9 Conclusion

Les baisses de propriétés révèlent une évolution du matériau au cours du vieillissement. Les propriétés dominantes dans la dégradation sont celles de la matrice et de l'interface fibres matrice. On associe l'évolution plutôt à un vieillissement physique qui induit une plastification se traduisant par une augmentation de la mobilité moléculaire responsable de la baisse de T_g et des propriétés élastiques. Cependant la chute des propriétés fragilise le composite. L'expérience de Han et Nairn [19] montre que l'augmentation de température et de l'humidité entraîne une chute dans la durabilité, qui est d'autant plus faible lorsque l'humidité est faible, ceci peut être dû à l'absorption des molécules d'eau par la matrice, ce qui génère des microfissurations.

Nous avons établi 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. Cependant l'aspect micro analytique ne pourra déterminer ce qui se passe au cœur du matériau et le côté expérimentale reste nécessaire pour éventuellement confirmer ou infirmer la génération de microfissurations.

Les résultats obtenus à travers ce modèle sont en accord avec des résultats expérimentaux observés dans certaines bibliographie. Dans le prochain chapitre nous établirons les équations qui nous permettront l'étude du phénomène de désorption des structures composites en transitoire, avec la prise en compte du vieillissement hygrothermique.

CHAPITRE 4

MODELISATION HYGROTHERMOELASTIQUE EN DESORPTION

Les variations de température et de concentration d'humidité absorbée sont non uniformes dans le temps et engendrent des contraintes internes non uniformes dans les plis. La prise en considération de leurs effets lors de l'analyse du stratifié est nécessaire dès lors que des applications structurales sont envisagées. Il est de rigueur de contrôler la durabilité des matériaux sous l'effet de divers paramètres environnementaux.

Le présent chapitre présente l'équation qui gère le processus de diffusion, ainsi que les paramètres liés à la diffusion. Une description d'une méthode simple conduisant à la prévision des champs de contraintes hygrothermiques dans des structures planes, de type plaques stratifiées lors d'une désorption en régime transitoire est donnée. Cette méthode étant plus simple que la méthode utilisant des schémas numériques. Le présent travail porte sur le calcul des contraintes internes. Cette modélisation constitue une deuxième partie de l'outil de simulation adaptable permettant de prédire l'état hygrothermique de structures composites unidirectionnelles lors du vieillissement.

4.1 Modèles de diffusion

La modélisation des cinétiques d'absorption d'humidité dans les matériaux composites a été abordée dans la littérature, notamment par Springer [49], Loos et Springer [94], Shen et Springer [96], Weitsman [14] et d'autres auteurs [84, 100]. Il en sort, qu'ils existent principalement deux cinétiques d'absorption d'eau par un matériau composite donné : la cinétique de Fick et la cinétique de Langmuir. Nous ne détaillerons pas la méthode de Langmuir car elle ne constitue pas l'objet de notre étude.

Dans l'approche moléculaire décrite et admise précédemment dans le chapitre 2, le matériau qui possède de nombreux sites hydrophiles se lie doublement et parfois triplement avec chaque molécule d'eau par l'intermédiaire de liaisons hydrogène. La diffusion de l'eau dans le matériau se ferait alors non seulement par des sauts d'un site hydrophile à l'autre, mais aussi par un phénomène de piégeage/dé piégeage. Pour pouvoir effectuer ce saut du site (P1) au site (P2), la molécule d'eau W doit se libérer du site (P1), migrer, puis

va se trouver piégée au site (P2). Au cours du phénomène de diffusion d'eau, la molécule d'eau subit ainsi ces réactions chimiques successives (dé piégeage, saut, piégeage) dont les constantes cinétiques associées sont respectivement k_1 , k_2 et k_3 .

Dé piégeage	$P_1 - W$	k_1
Saut	W Saut de P_1 à P_2	k_2
Piégeage	$P_2 + W$	k_3

Notons que la cinétique globale de diffusion d'eau au sein du matériau sera régie par l'étape cinétique la plus lente ou encore la constante cinétique k la plus faible.

- Si k_1 et $k_3 \ll k_2$, le phénomène de piégeage/dépiégeage est prépondérant sur le saut de la molécule d'eau et le processus de diffusion de l'eau est régi par le modèle de Langmuir.

- Si $k_2 \ll k_1$ et k_3 , le saut est prépondérant sur le phénomène de piégeage/dé piégeage de la molécule d'eau et la cinétique de diffusion de l'eau est gouvernée par le modèle de Fick.

4.2 Le modèle de Fick

Le modèle de Fick est un modèle de diffusion à une phase caractérisée par un palier de saturation en eau [10]. Ce modèle a été construit par analogie au modèle de Fourier de diffusion de chaleur [9]. Il est basé sur l'hypothèse du déplacement libre des molécules d'eau sous le seul effet du gradient de concentration.

Soit $C(M,t)$ la concentration en eau dans le matériau en un point $M(x,y,z)$ à l'instant t (C est exprimée en kg/m^3), et soit $q(M,t)$ le vecteur flux d'humidité par unité d'aire au point M et à l'instant t . La conservation de la masse du milieu diffusant s'écrit localement [10] :

$$\frac{\partial C(M,t)}{\partial t} + \text{div}q(M,t) = 0 \quad (4.1)$$

La loi de Fick traduit la proportionnalité entre le flux d'humidité traversant un matériau et le gradient de concentration s'exerçant sur celui-ci et s'écrit ainsi :

$$q(M,t) = -D(M) \text{grad}C(M,t) \quad (4.2)$$

où $D(M)$ est le tenseur de diffusivité défini, positif du second ordre qui dépend de la position du point M et peut également dépendre des conditions environnementales. D'après cette loi, on constate que l'humidité se propage dans le matériau en allant des fortes concentrations vers les concentrations faibles.

On obtient ainsi :

$$\frac{\partial C(M,t)}{\partial t} = -\text{div}(D(M) \text{ grad } C(M,t)) \quad (4.3)$$

Le problème de la diffusion d'humidité doit être complété par des conditions initiales et aux limites.

Il apparaît d'après Weitsman [14], que les phénomènes de diffusions hygroscopique et thermique peuvent être découplés. En effet, l'équilibre thermique est atteint 100 à 10^6 fois plus rapidement que l'état d'équilibre hygroscopique. Ainsi, il a constaté que pour les matrices polymères, les coefficients de diffusion thermique et hygroscopique sont typiquement de l'ordre de 10^{-3} et 10^{-7} mm^2/s respectivement. De la même façon, Springer a montré qu'une plaque stratifiée carbone T300/époxyde Fiberite 1034 d'épaisseur 12,5 mm et exposée à 70°C et 90% d'humidité relative atteint son équilibre thermique après quelques minutes seulement, alors qu'elle nécessite 13 ans pour atteindre la saturation en humidité [46]. Ainsi, dans la plupart des cas, la température au sein du matériau est assimilée à la température ambiante.

Dans la plupart des cas pratiques, on s'intéresse au pourcentage en masse d'eau ou d'humidité contenue dans le matériau. On définit ainsi M le pourcentage de gain en masse comme le rapport de la masse d'eau absorbée par le matériau, divisée par la masse du matériau à l'état sec. M est déterminé expérimentalement en effectuant un suivi de la masse du matériau au cours du temps [46].

$$M = 100 \frac{\text{masse matériau humide} - \text{masse matériau sec}}{\text{masse matériau sec}} = \frac{100 m}{\text{masse matériau sec}} \quad (4.4)$$

m étant la masse totale d'eau contenue dans le matériau. Si on définit dV une unité de volume du matériau, alors m est obtenue ainsi :

$$m = \int_{\text{Volume du matériau}} C dV \quad (4.5)$$

D le tenseur de diffusivité dépend seulement de la température, $D = D(T)$. En faisant l'hypothèse que la diffusion a lieu le long des trois directions x , y et z , auxquelles un repère cartésien de référence est attaché, le tenseur de diffusivité s'écrit:

$$(D) = \begin{pmatrix} D_{xx} & D_{xy} & D_{xz} \\ D_{yx} & D_{yy} & D_{yz} \\ D_{zx} & D_{zy} & D_{zz} \end{pmatrix} \quad (4.6)$$

4.3 Loi de Fick pour le cas d'une plaque plane homogène

Si l'on considère une plaque plane d'épaisseur h et de dimensions infinies dans les directions x et y de telle manière que la concentration en humidité et la température à l'intérieur de la plaque varient seulement suivant la direction z , le problème devient donc unidirectionnel [46], [49].

On considère une plaque homogène et plane d'épaisseur h , soumise à un environnement humide sur ses deux faces. La loi unidimensionnelle de Fick s'écrit [10] :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_z \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \quad (4.7)$$

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

$$C = C_i \text{ pour } 0 \leq z \leq h \text{ et } t = 0 \quad (4.8)$$

$$C = C_s \text{ pour } z = 0; \quad z = h \text{ et } t > 0$$

Les indices i et S représentent respectivement les valeurs à l'instant initial et à saturation

Les conditions initiales étant uniformes et les conditions aux limites sont constantes, la solution unidimensionnelle de Fick peut être exprimée ainsi [10].

$$\frac{C - C_i}{C_s - C_i} = \left[1 - \frac{\Pi}{4} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \sin\left(\frac{(2n+1)\Pi z}{h}\right) \exp\left(\frac{-D_z (2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right] \quad (4.9)$$

Cette solution permet de connaître le profil de concentration en humidité en chaque point de l'épaisseur d'une plaque, qui évolue jusqu'à atteindre son état d'équilibre.

La masse totale d'eau dans le matériau où s est l'aire soumise à la diffusion de l'eau à l'instant t est exprimée en kg et s'écrit :

$$m = s \int_0^h C(z,t) dz \quad (4.10)$$

En intégrant l'équation (4.10) par rapport à la variable d'espace z , on peut déterminer la masse totale d'eau absorbée par la plaque à chaque instant t . La solution est maintenant décrite par l'équation (4.11) qui détermine le pourcentage d'humidité dans la plaque en fonction du temps [46], [10]:

$$G = \frac{m - m_i}{m_s - m_i} = \frac{M}{M_s} = 1 - \frac{8}{\Pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left(-\frac{(2n+1)^2 \Pi^2 D_z t}{h^2}\right) \quad (4.11)$$

où m , m_i et m_s représentent respectivement la masse d'eau contenue dans le matériau à un instant t quelconque, à l'instant initial et à saturation. De la même façon, M et M_s représentent respectivement la masse totale d'eau contenue dans la plaque à l'instant t et à saturation divisée par la masse d'eau sec exprimée en %.

La représentation de cette solution en fonction de la racine carré du temps met en évidence une phase linéaire, suivie par un palier de saturation typique de la diffusion Fickienne caractérisée par M_s la masse à saturation, et D_z le coefficient de diffusion qui traduit la vitesse de la diffusion d'humidité dans le sens transversal. L'exploitation de cette courbe suffit à identifier les paramètres de la diffusion, à savoir :

- M_s la masse à saturation (palier d'équilibre).
- D_z le coefficient de diffusion dans les sens de l'épaisseur de la plaque, déduit de la pente de cette courbe (partie linéaire).

$$D_z = \Pi \left(\frac{h}{4M_s} \right)^2 \left(\frac{M_1 - M_2}{\sqrt{t_1} - \sqrt{t_2}} \right)^2 \quad (4.12)$$

où M_1 et M_2 sont les taux d'humidité absorbés respectivement aux instants t_1 et t_2

Différentes approximations de la solution analytique du problème unidimensionnel de Fick sont utilisées par de nombreux auteurs pour décrire les cinétiques d'absorption ou de désorption d'eau. Une des caractéristiques de la loi de diffusion de Fick est que la masse d'eau absorbée varie linéairement en fonction de la racine carrée du temps pour les valeurs de $M/M_s < 0.6$ environ, c'est à dire que la concentration d'humidité reste nulle au

centre de la plaque. Ce critère étant valable pour tout matériau qui suit une cinétique Fickienne, ceci donne [49] :

$$\frac{M}{M_s} = \frac{4}{h} \sqrt{\frac{D_z t}{\Pi}} \quad (4.13)$$

pour la deuxième partie de la courbe, c'est à dire pour $M/M_s > 0.6$ environ. Différentes approximations sont couramment utilisées, dont l'approximation de Springer [46], [49] :

$$\frac{M}{M_s} = 1 - \exp\left(-7.3 \left(\frac{D_z t}{h^2}\right)^{0.75}\right) \quad (4.14)$$

Certains auteurs utilisent une autre expression empirique proposée par McKague [3] pour décrire la deuxième partie de l'évolution Fickienne.

$$\frac{M}{M_s} = 1 - \tanh\left(\frac{4}{h} \left(\frac{D_z t}{\Pi}\right)^{0.5}\right) \quad (4.15)$$

Diwimille [84] montre que la résolution numérique du problème de Fick est parfaitement décrite à partir des approximations (4.13) et (4.14).

U4.4 Paramètres de la diffusion

Dans le chapitre 2 nous avons exposé les paramètres de diffusion recensés dans la littérature, nous rappelons les principales caractéristiques de ces paramètres dans ce qui suit :

4.4.1 La température

Différents auteurs ont constaté et montré que la température influe principalement sur le coefficient de diffusion du matériau. Contrairement au seuil de saturation M_s , le coefficient de diffusion dépend très peu, voir pas du tout, de l'humidité relative. Par contre, la température agit fortement sur la cinétique de la diffusion, ce qui explique la forte dépendance des coefficients de diffusion en fonction de la température, traduite par une expression du type loi d'Arrhénius [46], [94] :

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad (4.16)$$

où D_0 est une constante exprimée en mm^2/s , E_a est l'énergie d'activation exprimée en kcal/mol , R est la constante des gaz parfaits et T est la température exprimée en Kelvin. Springer [46] a vérifié la validité de cette loi en testant la reprise d'humidité de différents matériaux à base de résines époxydes seules ou composites carbone/époxyde en milieu humide et à différentes températures.

Cependant, il y a certains cas particuliers où ce modèle ne convient plus. En effet, Loos [94] a montré que le coefficient de diffusion d'un composite verre/époxyde conditionné en milieu vapeur à une température constante de 65°C dépend du taux d'humidité ambiante, soit $D = 38 \times 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{s}$ à 40 %HR et $6,4 \times 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{s}$ à 100 %HR.

4.4.2 Le taux d'humidité relative

Les expositions en milieu humide induisent principalement des différences sur le seuil de saturation M_s , correspondant à un état d'équilibre entre le matériau et le milieu extérieur. Différents auteurs ont constaté que le seuil de saturation en milieu humide vapeur ne dépendait que très peu de la température, contrairement au coefficient de diffusion [49]. Le seuil de saturation M_s d'un matériau donné dépend de l'humidité relative du milieu selon une loi de puissance donnée ci-après:

$$MS = a \Phi^b \quad (4.17)$$

Springer [46] a vérifié la validité de cette loi en testant la reprise d'humidité de différents matériaux, à base de résines époxydes seules ou composites carbone/époxyde, en faisant varier le taux d'humidité relative et en maintenant la température constante.

Dans le cadre de notre étude, les relations (4.16) et (4.17) sont supposées être vérifiées et sont connues numériquement. Ainsi, les coefficients de diffusion dépendent uniquement de la température du milieu et le seuil de saturation ne dépend que du taux d'humidité relative.

4.5 Analyse hygrothermique en transitoire des plaques minces en désorption

4.5.1 Equation de comportement des structures stratifiées types plaque tenant compte des phénomènes de dilatation

La variation de la température, produit une dilatation thermique (extension ou contraction) du matériau. Les phénomènes de dilatation thermique peuvent être décrits en écrivant les déformations en un point (x, y, z) , et à l'instant t sous la forme [102] :

$$e^*_{i(\text{thermique})} = \alpha_i \Delta T(x, y, z, t) \quad i = 1, 2, \dots, 6 \quad (4.18)$$

où α_i sont les coefficients de dilatation thermique, et ΔT étant la variation de température à partir d'une température de référence, pour laquelle les déformations thermiques sont considérées comme nulles. La répartition des températures dans la structure et au cours du temps, est déterminée à partir des phénomènes de transfert de chaleur selon la loi de Fourier [9].

Les phénomènes de dilatation par absorption ou désorption d'humidité, conduisent à des effets analogues aux effets thermiques. Les déformations qui en résultent peuvent se mettre sous la forme [10] :

$$e^*_{i(\text{gonflement})} = \beta_i \Delta C(x, y, z, t) \quad i = 1, 2, \dots, 6 \quad (4.19)$$

où β_i sont les coefficients de gonflement, appelés coefficients d'expansion hygroscopique, et ΔC est la variation de la concentration de l'agent de gonflement, à partir d'un état où les déformations de gonflement sont nulles. La répartition des concentrations est déterminée à partir de concepts physico-chimiques selon la loi de Fick.

De manière à inclure les effets des phénomènes de dilatation, les lois d'élasticité écrites dans un état de référence où les déformations dues aux phénomènes de dilatation sont nulles, doivent être modifiées et écrites respectivement sous la forme [102] :

$$\varepsilon_i = \sum_{j=1}^6 S_{ij} \sigma_j + e^*_i \quad i=1, 2, 6 \quad (4.20)$$

$$\sigma_i = \sum_{j=1}^6 C_{ij} (\varepsilon_j - e^*_i) \quad i=1, 2, 6 \quad (4.21)$$

$$e^*_i = e^*_{i(\text{thermique})} + e^*_{i(\text{gonflement})} \quad (4.22)$$

4.5.2 Formulation du problème

La relation constitutive d'un milieu anisotrope dans lequel le stratifié est assujéti à des conditions d'environnement variables dans le temps en température et en humidité est donnée par Pipes [48], [107] :

$$\sigma'_i(z, t) = Q'_{ij} \left[\varepsilon'_j - \alpha_j T(x, y, z, t) - \beta_j M(x, y, z, t) \right] \quad (i, j = 1, 2, 6,) \quad (4.23)$$

Comme il a été cité au début de ce chapitre Springer [48] démontre que La température approche l'équilibre 10^6 fois plus vite que la concentration, la température à l'intérieur du matériau est la même que la température ambiante. Les plaques stratifiées sont souvent considérées comme des structures complexes assujetties à des distributions de température uniforme mais de concentration non uniforme. Ceci nous permet d'écrire que : $T(x, y, z, t) = T_a$,

Or la diffusion étant de type monodimensionnelle, d'où $C(x, y, z, t) = C(z, t)$.

4.5.3 Calcul de la concentration à travers la plaque stratifiée pour le cas de la désorption

La nature hygroscopique d'un milieu anisotrope est décrite par la seconde loi de Fick. Pour une diffusion à travers une plaque mince infinie d'épaisseur h , la concentration $C(z, t)$ est donnée par la résolution de l'équation différentielle dans le cas de la désorption Springer [46], avec des conditions aux limites spécifiées :

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

$$C = C_{\text{ini}} \quad \text{à } t=0 \quad \text{pour } -\frac{h}{2} < z < \frac{h}{2} \quad (4.24)$$

$$\text{Avec } C=0 \quad \text{à } t>0 \quad \text{pour } z = -\frac{h}{2} \quad \text{et } z = \frac{h}{2} \quad (4.25)$$

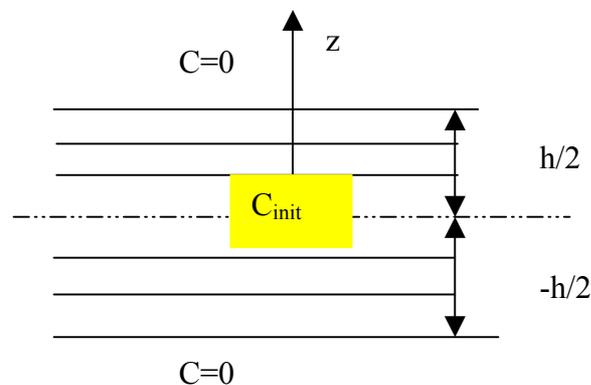


Figure 4.1 Cas d'une désorption

Souvent des résolutions numériques de l'équation de diffusion sont adoptées telle que la méthode des différences finies Benkeddad [5], [64].

Justement lors de notre étude nous ne nous intéressons pas à la résolution numérique de l'équation de la diffusion. Nous avons adopté une méthode qui est décrite dans le paragraphe suivant pour la résolution du problème hygrothermique traité dans cette étude.

La solution analytique correspondant aux conditions aux limites (4.24) et (4.25) pour le cas d'une désorption est donnée par [64], [70] :

$$C(z_k, t) = \lambda_k = \left[\frac{4C_{ini}}{\Pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{(2n+1)} \cos\left(\frac{(2n+1)\Pi z_k}{h}\right) \exp\left(\frac{-D_z(2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right] \quad (4.26)$$

La résolution de l'équation de diffusion en transitoire permet de déterminer la valeur de la concentration à travers l'épaisseur, et par la suite les contraintes hygroscopiques engendrées. Nous abordons une analyse des contraintes résiduelles thermiques et hygroscopiques.

4.5.4 Coefficients d'expansion thermique et hygroscopique pour les unidirectionnels

Le comportement hygrothermique des stratifiés unidirectionnels est caractérisé par : deux coefficients d'expansion thermique α_x et α_y , et deux coefficients d'expansion hygroscopique β_x et β_y figure (4.2) [101].

Les coefficients d'expansion hygrothermique, sont obtenus par mesure des déformations en fonction de la température. Les coefficients α_x et α_y ne sont pas constants, et varient avec la température. Certains coefficients pour quelques matériaux sont listés au tableau 4.1, il apparaît que le verre S est le seul matériau ayant des coefficients positifs devant les systèmes à carbone et à kevlar, qui présentent des coefficients d'expansion longitudinaux négatifs. On voit que le système à kevlar est le matériau le plus anisotrope du côté thermique.

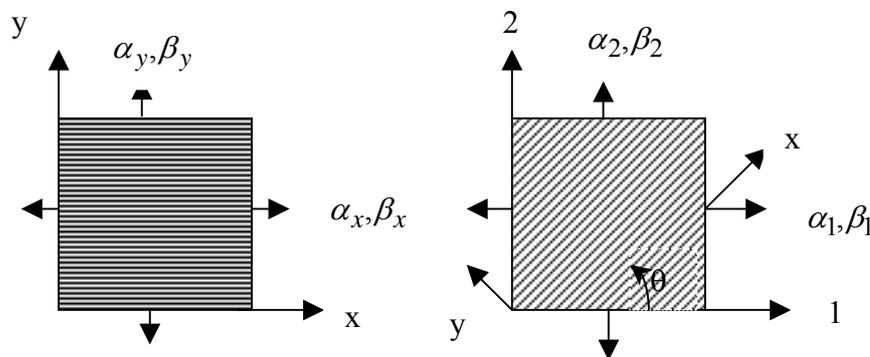


Figure 4.2 Coefficients d'expansion thermique et hygroscopique d'un stratifié unidirectionnel

Tableau 4.1 Coefficients d'expansion thermique de composites unidirectionnels [101]

Matériaux	Coefficient d'expansion thermique longitudinal α_x 10^{-6} ($10^{-6}/^{\circ}\text{F}$)				Coefficient d'expansion thermique transversal α_y $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ (10^{-6})			
	24°C	75°F	177°C	350°F	24°C	75°F	177°C	350°F
	Boron/epoxy (boron/AVCO 5505)	6.1	3.4	6.1	3.4	30.3	16.9	37.8
Boron/polymide (boron/WRD 9371)	4.9	2.7	4.9	2.7	28.4	15.8	28.4	15.8
Carbon/epoxy (AS4/3501-6)	-0.9	-0.5	-0.9	-0.5	27.0	15	34.2	19
Carbon/polyimide (modmor I/WRD 9371)	-0.4	-0.2	-0.4	-0.2	25.3	14.1	25.3	14.1
S-glass/epoxy (Scotchply 1009-26-5901)	3.8	2.1	3.8	2.1	16.7	9.3	54.9	30.5
S-glass/epoxy S-glass/ERLA 4617)	6.6	3.7	14.1	7.9	19.7	10.9	26.5	14.7
Kevlar/epoxy (Kevlar 49/ERLA 4617)	-4.0	-2.2	-5.7	-3.2	57.6	32	82.8	46

- Les coefficients de dilatation thermique et hygroscopique α_x et α_y , ainsi que β_x et β_y étant connus. Ces mêmes coefficients s'expriment de la manière suivante dans le repère (1, 2, 6), qui est le repère du stratifié :

$$\begin{aligned}
 \alpha_1 &= \alpha_x m^2 + \alpha_y n^2 \\
 \alpha_2 &= \alpha_x n^2 + \alpha_y m^2 \\
 \alpha_{12} &= 2(\alpha_x - \alpha_y)mn
 \end{aligned}
 \tag{4.27}$$

$$\begin{aligned}
 \beta_1 &= \beta_x m^2 + \beta_y n^2 \\
 \beta_2 &= \beta_x n^2 + \beta_y m^2 \\
 \beta_{12} &= 2(\beta_x - \beta_y)mn
 \end{aligned}
 \tag{4.28}$$

$$\text{Avec :} \quad m = \cos \theta \quad \text{et} \quad n = \sin \theta \quad (4.29)$$

4.6 Résolution du problème hygrothermique lors de la désorption

La méthode proposée est celle présentée par Tounsi et Adda Bedia [69], [70]. Elle consiste à développer une méthode exacte, plus simple que la méthode numérique, pour la simulation des contraintes hygroscopiques d'humidité à l'intérieur des plaques composites. Dans ce qui a précédé, il a été montré que le calcul de la concentration d'humidité à l'intérieur de la plaque est nécessaire à la simulation des contraintes hygroscopiques en transitoire. La méthode développée permet la détermination directe des valeurs des contraintes sans le calcul numérique de la concentration d'humidité à travers la plaque. Il n'est pas nécessaire de déterminer la distribution de la concentration d'humidité à travers le stratifié. Des exemples seront présentés dans le chapitre suivant pour démontrer la performance de la méthode, par comparaison avec la méthode proposée par d'autres auteurs.

La méthode proposée dans ce qui suit représente une généralisation de la méthode proposée par Tsai [50]. Celle ci permet les calculs pour une concentration constante dans l'épaisseur du stratifié.

4.6.1 Déformations et contraintes hygrothermiques dans les stratifiés unidirectionnels

Lorsque le stratifié est soumis à un changement de température et d'humidité dans un environnement quelconque. Les expansions libres entraînées par une augmentation de température ΔT et d'humidité C dans les axes principaux du stratifié sont données par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} e_x &= \alpha_x \Delta T + \beta_x \lambda_k \\ e_y &= \alpha_y \Delta T + \beta_y \lambda_k \\ e_{xy} &= 0 \end{aligned} \quad (4.30)$$

Les déformations hygrothermiques, dans les axes du stratifié sont définis par :

$$\begin{aligned} e_1 &= \alpha_1 \Delta T + \beta_1 \lambda_k \\ e_2 &= \alpha_2 \Delta T + \beta_2 \lambda_k \\ e_6 &= \alpha_{12} \Delta T + \beta_{12} \lambda_k \end{aligned} \quad (4.31)$$

Les contraintes non mécaniques $\sigma_i^{n(k)}$, $i=x,y$ sont données dans l'axe du pli par :

$$\sigma_x^{n(k)} = Q_{xx}e_x^{(k)} + Q_{xy}e_y^{(k)}$$

$$\sigma_y^{n(k)} = Q_{yx}e_x^{(k)} + Q_{yy}e_y^{(k)}$$

(4.32)

Les contraintes $\sigma_\alpha^{n(k)}$, $\alpha=1,2,6$, dans le repère du stratifié sont obtenues à partir des relations suivantes :

$$\sigma_1^{n(k)} = p_n^{(k)} + q_n^{(k)} \cos(2\theta)$$

$$\sigma_2^{n(k)} = p_n^{(k)} - q_n^{(k)} \cos(2\theta)$$

$$\sigma_6^{n(k)} = q_n^{(k)} \sin(2\theta)$$

(4.33)

On définit ensuite P_n et Q_n comme étant les combinaisons linéaires suivantes des contraintes. Ces grandeurs sont des éléments du cercle de Mohr des contraintes et facilitent la rotation des contraintes d'un repère à l'autre.

$$p_n^K = \frac{(Q_{XX} + Q_{XY})}{2} e_X^K + \frac{(Q_{XY} + Q_{YY})}{2} e_Y^K$$

$$q_n^K = \frac{(Q_{XX} - Q_{XY})}{2} e_X^K + \frac{(Q_{XY} - Q_{YY})}{2} e_Y^K$$

(4.34)

Soient $P_{\alpha n}$, $Q_{\alpha n}$, $P_{\beta n}$, $Q_{\beta n}$ les quantités définies par les relations suivantes :

$$P_{\alpha n} = \frac{(Q_{XX} + Q_{XY})}{2} \alpha_X + \frac{(Q_{XY} + Q_{YY})}{2} \alpha_Y$$

$$Q_{\alpha n} = \frac{(Q_{XX} - Q_{XY})}{2} \alpha_X + \frac{(Q_{XY} - Q_{YY})}{2} \alpha_Y$$

(4.35)

$$P_{\beta n} = \frac{(Q_{XX} + Q_{XY})}{2} \beta_X + \frac{(Q_{XY} + Q_{YY})}{2} \beta_Y$$

$$Q_{\beta n} = \frac{(Q_{XX} - Q_{XY})}{2} \beta_X + \frac{(Q_{XY} - Q_{YY})}{2} \beta_Y$$

(4.36)

Les relations deviennent alors :

$$\begin{aligned} p_n^{(K)} &= P_{\alpha n} \Delta T + P_{\beta n} \lambda_k \\ q_n^{(K)} &= Q_{\alpha n} \Delta T + Q_{\beta n} \lambda_k \end{aligned} \quad (4.37)$$

En tenant compte des relations, nous obtenons :

$$\begin{aligned} \sigma_1^{n(K)} &= (P_{\alpha n} + Q_{\alpha n} \cos(2\theta)) \Delta T + (P_{\beta n} + Q_{\beta n} \cos(2\theta)) \lambda_k \\ \sigma_2^{n(K)} &= (P_{\alpha n} - Q_{\alpha n} \cos(2\theta)) \Delta T + (P_{\beta n} - Q_{\beta n} \cos(2\theta)) \lambda_k \\ \sigma_6^{n(K)} &= (Q_{\alpha n} \sin(2\theta)) \Delta T + (Q_{\beta n} \sin(2\theta)) \lambda_k \end{aligned} \quad (4.38)$$

On suppose que ΔT est constante dans l'épaisseur du stratifié alors les relations peuvent s'écrire sous la forme :

$$\begin{aligned} \sigma_1^{n(K)} &= A_\theta + B_\theta \lambda_k \\ \sigma_2^{n(K)} &= C_\theta + D_\theta \lambda_k \\ \sigma_6^{n(K)} &= E_\theta + F_\theta \lambda_k \end{aligned} \quad (4.39)$$

Avec

$$\begin{aligned} A_\theta &= (P_{\alpha n} + Q_{\alpha n} \cos 2\theta) \Delta T \\ B_\theta &= (P_{\beta n} + Q_{\beta n} \cos 2\theta) \\ C_\theta &= (P_{\alpha n} - Q_{\alpha n} \cos 2\theta) \Delta T \\ D_\theta &= (P_{\beta n} - Q_{\beta n} \cos 2\theta) \\ E_\theta &= (Q_{\alpha n} \sin 2\theta) \Delta T \\ F_\theta &= (Q_{\beta n} \sin 2\theta) \end{aligned} \quad (4.40)$$

4.6.2 Efforts et moments hygrothermiques

Les efforts et moments généralisés correspondants sont donnés en fonction des contraintes résiduelles non mécaniques par les relations suivantes :

$$N_1^n = \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_\alpha^n dz \quad i=1,2,6 \quad (4.41)$$

$$M_1^n = \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_\alpha^n z dz \quad i=1,2,6 \quad (4.42)$$

N_α^n et M_α^n sont déterminés à partir de la distribution réelle des contraintes non mécaniques entre les points z_k et z_{k+1} , $k=0, \dots, N-1$.

$$N_1^n = \sum_{k=0}^{N-1} \int_{n=0}^{\infty} (A_\theta + B_\theta \lambda_k) dz$$

$$N_2^n = \sum_{k=0}^{N-1} \int_{n=0}^{\infty} (C_\theta + D_\theta \lambda_k) dz \quad (4.43)$$

$$N_6^n = \sum_{k=0}^{N-1} \int_{n=0}^{\infty} (E_\theta + F_\theta \lambda_k) dz$$

$$M_1^n = \sum_{k=0}^{N-1} \int_{n=0}^{\infty} (A_\theta + B_\theta \lambda_k) z dz$$

$$M_2^n = \sum_{k=0}^{N-1} \int_{n=0}^{\infty} (C_\theta + D_\theta \lambda_k) z dz \quad (4.44)$$

$$M_6^n = \sum_{k=0}^{N-1} \int_{n=0}^{\infty} (E_\theta + F_\theta \lambda_k) z dz$$

Soit h_k l'épaisseur du $k^{\text{ième}}$ pli :

$$h_k = z_{k+1} - z_k$$

Posons:

$$\rho_k = (z_{k+1}^2 - z_k^2) / 2 \quad (4.45)$$

$$\psi_k = \left(\sin\left(\frac{(2n+1)\Pi z_{k+1}}{h_k}\right) - \sin\left(\frac{(2n+1)\Pi z_k}{h_k}\right) \right) \quad (4.46)$$

$$\xi_k = \left[z_{k+1} \sin\left(\frac{(2n+1)\Pi z_{k+1}}{h_k}\right) - z_k \sin\left(\frac{(2n+1)\Pi z_k}{h_k}\right) + \frac{h_k}{(2n+1)\Pi} \left(\cos\left(\frac{(2n+1)\Pi z_{k+1}}{h_k}\right) - \cos\left(\frac{(2n+1)\Pi z_k}{h_k}\right) \right) \right] \quad (4.47)$$

Les expressions prennent la forme suivante :

$$N_1^n = \sum_{k=0}^{N-1} \left[h_k A_\theta + \frac{4C_{ini} B_\theta}{\Pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n h_k \psi_k}{(2n+1)^2 \Pi} \exp\left(\frac{-D(2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right]$$

$$N_2^n = \sum_{k=0}^{N-1} \left[h_k C_\theta + \frac{4C_{ini} D_\theta}{\Pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n h_k \psi_k}{(2n+1)^2 \Pi} \exp\left(\frac{-D(2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right] \quad (4.48)$$

$$\begin{aligned}
N_6^n &= \sum_{k=0}^{N-1} \left[h_k E_\theta + \frac{4C_{ini} D_\theta}{\Pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n h_k \psi_k}{(2n+1)^2 \Pi} \exp\left(\frac{-D(2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right] \\
M_1^n &= \sum_{k=0}^{N-1} \left[\rho_k A_\theta + \frac{4C_{ini} B_\theta}{\Pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n h_k \xi_k}{(2n+1)^2 \Pi} \exp\left(\frac{-D(2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right] \\
M_2^n &= \sum_{k=0}^{N-1} \left[\rho_k C_\theta + \frac{4C_{ini} D_\theta}{\Pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n h_k \xi_k}{(2n+1)^2 \Pi} \exp\left(\frac{-D(2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right] \\
M_6^n &= \sum_{k=0}^{N-1} \left[\rho_k E_\theta + \frac{4C_{ini} F_\theta}{\Pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n h_k \xi_k}{(2n+1)^2 \Pi} \exp\left(\frac{-D(2n+1)^2 \Pi^2 t}{h^2}\right) \right]
\end{aligned} \tag{4.49}$$

Les séries présentées dans les équations (4.48) et (4.49) montrent que l'on peut calculer les forces et les moments, sans le calcul de la distribution de la concentration d'humidité à travers le stratifié et en conséquence, le gain du temps de déroulement de calcul de la concentration d'humidité est appréciable. La méthode permet l'obtention des résultats plus facilement par rapport à la méthode classique.

4.6.3 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles, sont introduites dans les stratifiés multidirectionnels durant la fabrication. Sur le plan microscopique, elles sont introduites dans les couches unidirectionnelles autour des fibres, à cause des imperfections dans les propriétés thermiques des constituants. Des contraintes résiduelles sont aussi développées dans les couches à cause de l'anisotropie sur le plan macroscopique.

Les relations constitutives liant les déformations en membrane et courbures en l'absence de forces et moments externes appliqués, $[N]=0$ et $[M]=0$, s'écrivent sous les relations hygrothermoélastiques (4.34) et (4.35) suivantes :

$$\begin{bmatrix} N_1^n \\ N_2^n \\ N_6^n \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \gamma_6^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} k_1 \\ k_2 \\ k_6 \end{bmatrix} \tag{4.43}$$

$$\begin{bmatrix} M_1^n \\ M_2^n \\ M_6^n \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \gamma_6^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} k_1 \\ k_2 \\ k_6 \end{bmatrix} \quad (4.44)$$

[A] [B], et [D] sont les matrices de rigidité définies par.:

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^n (h_k - h_{k-1}) (Q_{ij})_k \quad (4.36)$$

$$B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n (h_k^2 - h_{k-1}^2) Q_k \quad (4.37)$$

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^n (h_k^3 - h_{k-1}^3) Q_k \quad (4.38)$$

L'inversion de ces relations, donne les déformations en membrane $[\varepsilon^0]$ et courbures $[k]$, produites par un changement hygromécaniques seulement. Dans ce cas ces déformations sont aussi appelées, les déformations non mécaniques. Benkdedad[5].

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \gamma_6^0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{16} \\ a_{21} & a_{22} & a_{26} \\ a_{61} & a_{62} & a_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} N_1^n \\ N_2^n \\ N_6^n \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} b_{11} & b_{12} & b_{16} \\ b_{21} & b_{22} & b_{26} \\ b_{61} & b_{62} & b_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} M_1^n \\ M_2^n \\ M_6^n \end{bmatrix} \quad (4.45)$$

$$\begin{bmatrix} k_1 \\ k_2 \\ k_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{16} \\ c_{21} & c_{22} & c_{26} \\ c_{61} & c_{62} & c_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} N_1^n \\ N_2^n \\ N_6^n \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} d_{11} & d_{12} & d_{16} \\ d_{21} & d_{22} & d_{26} \\ d_{61} & d_{62} & d_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} M_1^n \\ M_2^n \\ M_6^n \end{bmatrix} \quad (4.46)$$

Soit sous forme contractée :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ - \\ k \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a & | & b \\ - & | & - \\ c & | & d \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \overline{N} \\ - \\ \overline{M} \end{bmatrix} \quad (4.47)$$

$$\varepsilon^{0n} = [a] \{N^n\} + [b] \{M^n\} \quad (4.48)$$

$$k^n = [c] \{N^n\} + [d] \{M^n\}$$

Les déformations hygrothermiques non mécaniques de la couche d'ordre k sont données par :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ \varepsilon_{0xx} \\ \varepsilon_{0yy} \\ \gamma_{0xy} \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} k_x \\ k_y \\ k_{xy} \end{bmatrix} \quad (4.49)$$

Soit à chaque point z_k

$$\varepsilon_{\alpha}^{n(k)} = \varepsilon_{\alpha}^{0n} + z_k k_{\alpha}^n \quad \alpha=1,2,6 \quad (4.50)$$

Les déformations résiduelles dans chaque couche k sont données par :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{1e} \\ \varepsilon_{2e} \\ \gamma_{6e} \end{bmatrix}_{k \text{ résiduelles}} = \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_6 \end{bmatrix}_k - \begin{bmatrix} e_1 \\ e_2 \\ e_6 \end{bmatrix}_k \quad (4.51)$$

$$\varepsilon_i^{r(k)} = \varepsilon_i^{n(k)} - e_i^{(k)} \quad i=1,2,6 \quad (4.52)$$

Les contraintes résiduelles dans chaque couche k sont données par :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix}_{k \text{ résiduelles}} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & Q_{16} \\ Q_{12} & Q_{22} & Q_{26} \\ Q_{16} & Q_{26} & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{1e} \\ \varepsilon_{2e} \\ \gamma_{6e} \end{bmatrix}_{k \text{ résiduelles}} \quad (4.53)$$

$$\sigma_i^{r(k)} = Q_{ij} \varepsilon_j^{r(k)} \quad i,j=1,2,6 \quad (4.54)$$

4.6.4 Signification physique des forces hygrothermiques

Le concept des forces hygrothermiques n'est pas une abstraction mathématique, mais peut être simulé à un terme physique. Par exemple considérons la force hygrothermique N_x^{HT} donnée par [101] :

$$N_1^n = \sum_{k=1}^n [Q_{11}e_1 + Q_{12}e_2 + Q_{16}e_6]_k t_k \quad (4.55)$$

La quantité entre parenthèse représente la contrainte σ_1 , nécessaire pour produire une déformation égale à une déformation hygrothermique libre (e_1, e_2, e_6) dans la couche k . Cette quantité multipliée par l'épaisseur t_k de la couche k , donne la force nécessaire pour déformer la couche k , de la même manière que si elle était déformée par des déformations hygrothermiques libres. Finalement la somme de ces forces dans chaque couche donne les forces hygrothermiques totales N_1^n .

Considérons en exemple la figure 4.3, un stratifié assujéti à un chargement de température $\Delta T = \Delta T_0$, cette température induit une déformation $\varepsilon = \varepsilon_0$ sans forces extérieures, $N = 0$.

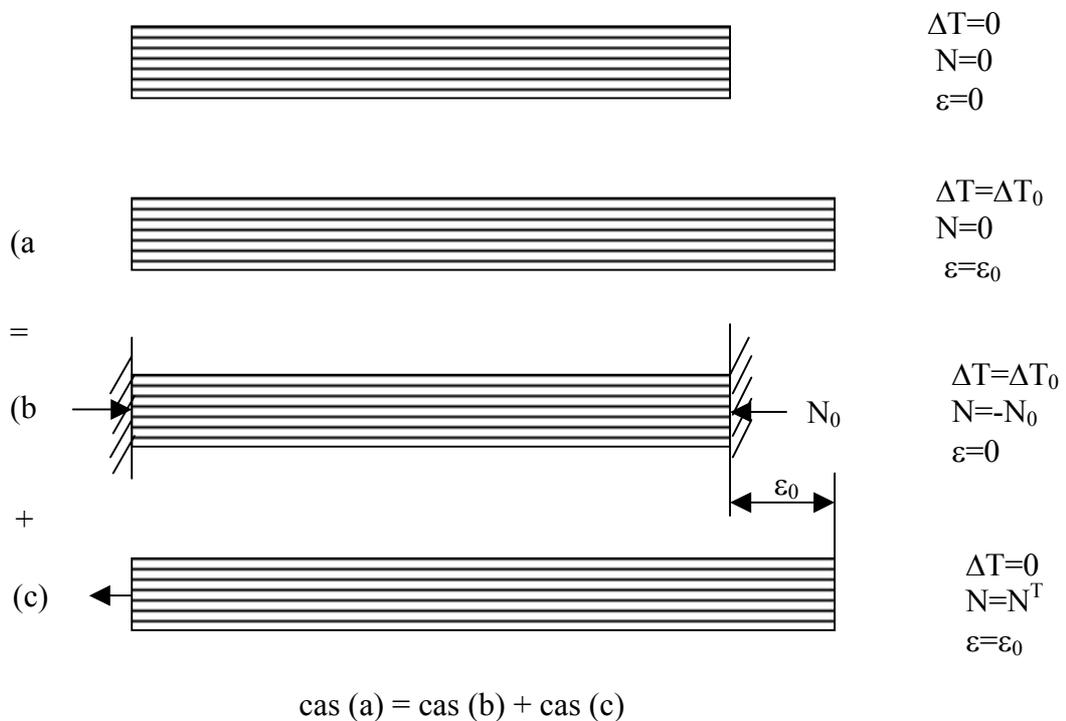


Figure 4.3 Illustration de la signification physique des forces thermiques [101]

4.7 Conclusion

Le chapitre 3 nous a fourni les premiers résultats des propriétés mécaniques d'un composite vieilli sous les effets de température et l'humidité à partir d'un modèle établi. L'application a été faite sur le T300/5208.

De plus, le présent chapitre a mis au point le modèle qui permettra de prévoir l'état des contraintes résiduelles hygrothermiques pour les structures soumises à des

environnements changeants en température et en humidité en utilisant les expressions vieillies des propriétés mécaniques fournies auparavant.

Nous sommes donc parvenus à établir un modèle de la désorption en prenant en compte le phénomène de vieillissement en termes de température et d'humidité. Ce modèle sera validé dans le prochain chapitre. L'outil numérique s'impose, nous allons mettre au point un outil de simulation qui simulera l'étude de la désorption avec des conditions réelles. Il permettra entre autres la modélisation numérique du modèle établi au chapitre 3 et celui présenté au chapitre 4. Cet outil ainsi que les résultats exhaustifs seront présentés dans le chapitre suivant.

CHAPITRE 5

RESULTATS ET SIMULATIONS

5.1 Introduction

Dans ce chapitre nous allons donner une illustration à l'étude qu'on a menée sur la désorption des composites et qui tient compte de la dégradation des paramètres d'environnement, à travers le choix d'un type de matériau et l'exécution de notre programme de la désorption. Justement notre étude nous a mené à l'établissement d'un code de calcul élaboré en fortran, qui permet l'évaluation des contraintes hygrothermiques avec la prise en compte le l'effet du vieillissement à l'échelle micro analytique. Les algorithmes développés seront aussi présentés. Le matériau choisi est le carbone/époxyde T300/5208, vu la disponibilité des données nécessaires au déroulement de l'analyse. On note que le composite matrice époxyde renforcé par des fibres de carbone est le matériau choisi dans la conception du nouvel avion européen civil supersonique, susceptible de remplacer le concorde. La durée de vie souhaitée est estimée à 20 000 cycles thermiques entre 50°C et 120°C et correspond à 80 000 heures de vol (10 ans) à 120°C [108].

1. Nous avons procédé d'abord à l'évaluation des caractéristiques mécaniques et des différentes résistances, en tenant compte de la variation de température et d'humidité relative à l'échelle micro analytique, à partir des propriétés de la matrice et des fibres, selon le modèle cité au chapitre 3. Pour chaque température, quatre niveaux d'humidité relative ont été considérés. Les taux de réduction de ces propriétés également ont été déterminés auparavant au chapitre 3, sous ces conditions environnementales variables.
2. Nous procédons dans ce qui suit dans une première étape à la validation de la méthode proposée et développée lors de cette étude par comparaison avec les résultats de Benkeddad [5], [64], Tounsi [70]. Nous exposerons quelques résultats sur l'effet de la dégradation des propriétés mécaniques dues à une température variable (20°C-120°C) et une humidité constante ($C=0.015$), sur le comportement des plaques stratifiées $[+20/-20]_{2s}$ durant la phase de désorption.

3. Dans la deuxième partie nous abordons l'effet de la dégradation des propriétés mécaniques dues à des températures variables de 20°C à 120°C et à différents niveaux d'humidité. Pour chaque température quatre niveaux de concentration sont considérés sur le comportement des plaques stratifiées [+20/-20]_{2s} durant la phase de désorption.
4. Dans la troisième partie on tiendra compte de l'effet du degré d'anisotropie. On procédera à l'étude de l'effet de la dégradation des propriétés mécaniques dues à des températures variables de 20°C à 120°C, et des niveaux d'humidité variables. Pour chaque température, quatre niveaux de concentration sont considérés, sur le comportement des plaques stratifiées [+20/-20]_{2s}, [+10/-10]_{2s}, [+30/-30]_{2s}, [+45/-45]_{2s} durant la phase de désorption.
5. Nous résumerons les principaux résultats obtenus par une synthèse, et nous terminerons par une conclusion.

5.2 Algorithme

Notre code de calcul établi permet de déterminer les comportements hygrothermiques des composites à fibres unidirectionnelles, en phase de désorption, en transitoire à savoir la détermination des contraintes résiduelles, c'est le ANSCDEV : *Analyse et Simulation des Composites en Désorption avec Effet de Vieillessement*. Il est constitué des programmes suivants :

1. Le MICANVEIL est un programme présenté dans le chapitre 3 qui permet l'évaluation des propriétés mécaniques incluant le vieillissement à partir des propriétés des constituants de base,
2. CCH : concerne le calcul de la concentration d'humidité du composite en désorption en fonction du temps,
3. CCRT concerne le calcul des contraintes résiduelles en transitoire.

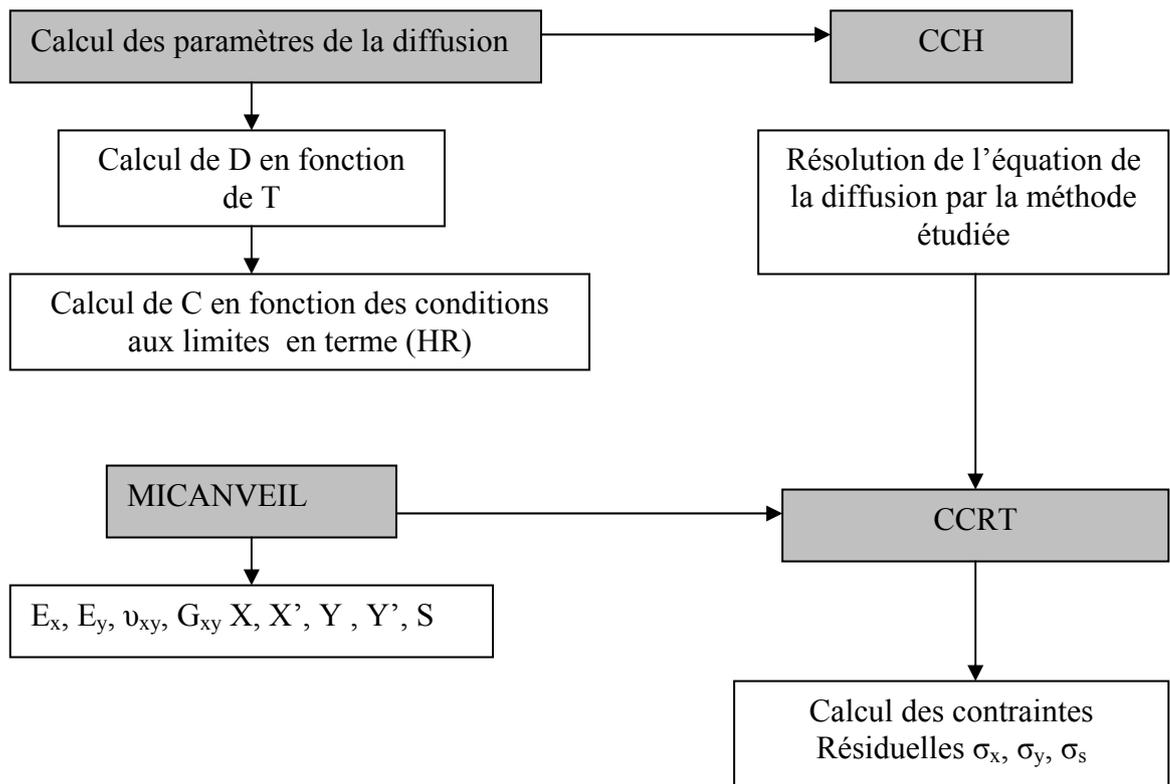


Figure 5.1 Algorithme du ANSCDEV

Pratiquement c'est le cas d'une plaque ayant subi préalablement un processus d'absorption à partir d'un milieu humide jusqu'à la saturation. La concentration initiale à l'intérieur de la plaque est donc considérée maximale relativement à l'environnement à partir duquel elle a subi l'absorption. Subitement cette structure est mise dans un environnement sec, où les conditions en concentration du milieu extérieur sont nulles. C'est une nouvelle situation pour le matériau, puisqu'il y a un gradient de concentration entre l'intérieur de la plaque et l'environnement extérieur, le processus de désorption se déclenche du milieu le plus concentré vers le milieu le moins concentré c'est le cas d'un séchage. On peut schématiser le processus à travers la figure 5.2.

Notre étude correspond au cas (c) de la figure 5.2. Nous essayerons de comprendre le phénomène du processus de désorption et de voir dans quel état se trouvent les contraintes résiduelles en absence de chargement mécanique.

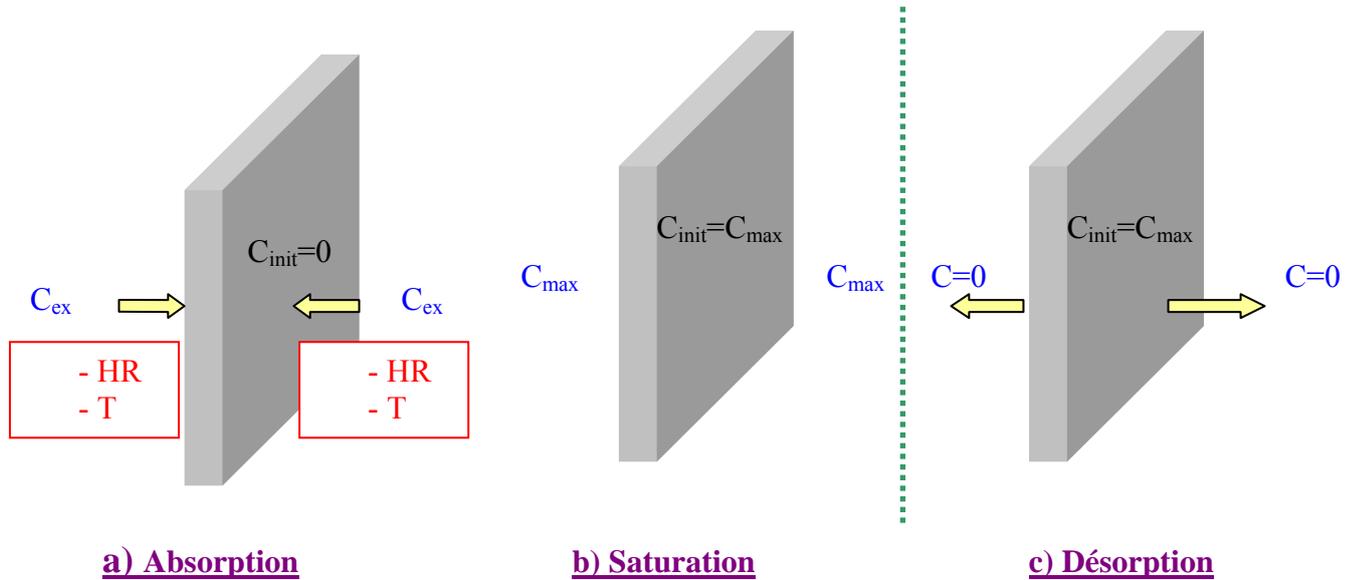


Figure 5.2 Processus d'étude

5.3 Choix du matériau de simulation

Le matériau choisi est toujours le composite à matrice polymère le carbone époxyde T300/5208. Le stratifié choisi est un stratifié à huit plis, symétriques, unidirectionnels, ayant une épaisseur de 1mm.

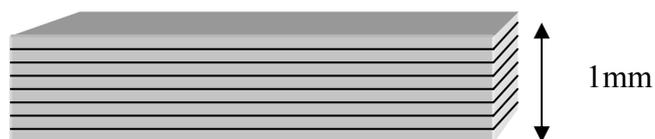
Les propriétés mécaniques du T300/5208 vieilli à des températures différentes et à des concentrations différentes ont été déterminées dans le chapitre 3 par le MICANVEIL. Les propriétés hygroscopiques sont données dans le tableau 5.1

Tableau 5.1 Propriétés hygroscopiques de T300/5208 Springer [80]

Type de matériau	Température	Humidité relative	D (mm ² /s) $132\exp(-6750/T)$	C_{max} (%)	Température de post-cuisson
T300/5208	20°	100	2.27×10^{-8}	1.5	120°C

L'utilisation d'un critère de résistance anisotrope va nous permettre d'évaluer l'importance des contraintes par rapport aux résistances des plis. Le critère utilisé est celui de la contrainte maximale.

Les résistances du matériau après vieillissement sous différentes conditions d'environnement ont été déterminées par le MICANVEIL.

Figure 5.3a Schéma du stratifié $[+\theta/-\theta]_{2s}$

5.4 Définition des environnements

Nous choisissons quatre points particuliers afin de représenter l'évolution de la concentration et des contraintes mises en jeu au cours d'une désorption. Ces points ont des positions caractéristiques par rapport à des changements d'humidité relative ou de température.

Nous prenons une température d'utilisation variable de 20°C à 120°C, avec un pas de 20°C et des environnements variables, définis comme suit :

Tableau 5.2 Définition des environnements

Environnements	Humidité relative	Concentration $C=0.015 (HR)\%$
ENV 1	HR1=0%	C=0
ENV2	HR2=33%	C=0.005
ENV3	HR3=66%	C=0.01
ENV4	HR=100%	C=0.015

5.4.1 Cycles de vol du type avion supersonique

Examinons des conditions réelles de cycles de vol d'avion de type supersonique, qui sont données par Jedidi [100]. Sur ce type d'avion, des opérations de maintenance de trois mois alternent avec des périodes de n cycles de vol, comme illustré sur la figure 5.3b. Lors de la maintenance, le matériau est confronté à des niveaux d'humidité non négligeables (autour de 50%) et absorbe alors de l'eau. Lors d'un cycle de vol, qui dure 8 heures environ, il y a successivement une période de décollage, pendant laquelle le matériau peut encore absorber de l'eau, puis une période de vol à haute altitude où le taux d'humidité est quasiment nul et la température élevée (130°C), pendant laquelle un séchage se produit, enfin la période d'atterrissage où le séchage continue mais beaucoup plus lentement car la température diminue.

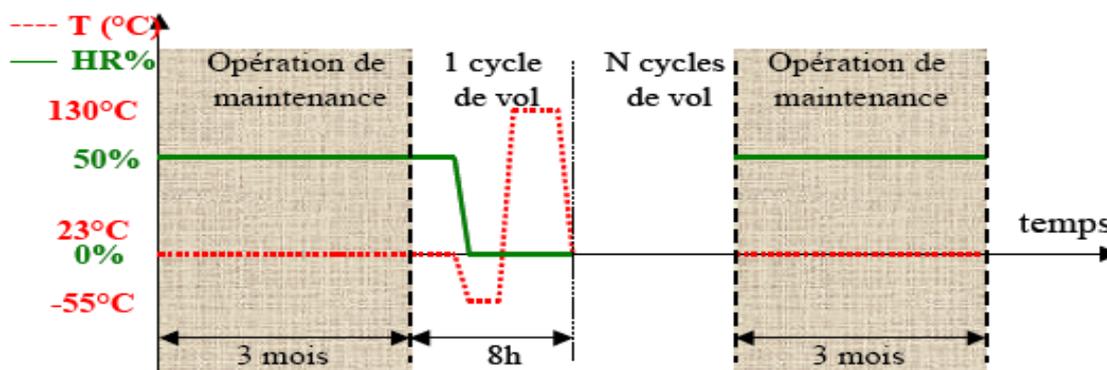


Figure 5.3b Conditions de température et d'humidité lors des cycles de vol et de maintenance Jedidi [100].

Selon EADS [4], le cycle modèle n'illustre pas les conditions hygrothermiques exactes que l'avion subira pendant le vol, mais tient compte des éléments principaux de son environnement de service. Ainsi, la température varie entre -55°C et 130°C et le taux d'humidité relative varie entre 0 % et 50 % HR. Le cycle de service est d'une période de 8 heures représentant un aller-retour pour un trajet typique. Chaque cycle de service comprend la station au sol (embarquement et débarquement des passagers), le décollage, le vol en régimes subsonique et supersonique et l'atterrissage [4]. Le premier palier ambiant simule le stationnement au sol, suivi par un court palier froid/sec qui simule le vol subsonique, suivi par un long palier chaud/sec qui simule le vol supersonique à très haute altitude

Dans le cycle hygrothermique supersonique détaillé ci-dessus quatre points particuliers sont remarquables :

- Point A, qui simule des conditions environnementales au sol,
- Point B, à -55°C et 0% HR, qui simule la phase subsonique du vol,
- Point C, à 130°C et 0% HR, qui simule la phase supersonique du vol,
- Point D, qui est situé à la fin du vol.

5.4.2 Le temps de simulation

La valeur de la concentration à mi-épaisseur du stratifié T300/5208 atteint 95% de celle de la valeur du bord au bout de 4222h d'après Benkeddad [5], c'est un temps de quasi-saturation. Nous choisissons un temps réduit $t_r = t_{\text{sat}}/10$. Donc le temps qu'on choisi pour faire des simulations est 422.2h. Toutefois certains résultats sont donnés à $t=200\text{h}$.

5.5 Validation des résultats

5.5.1 Validation de la méthode

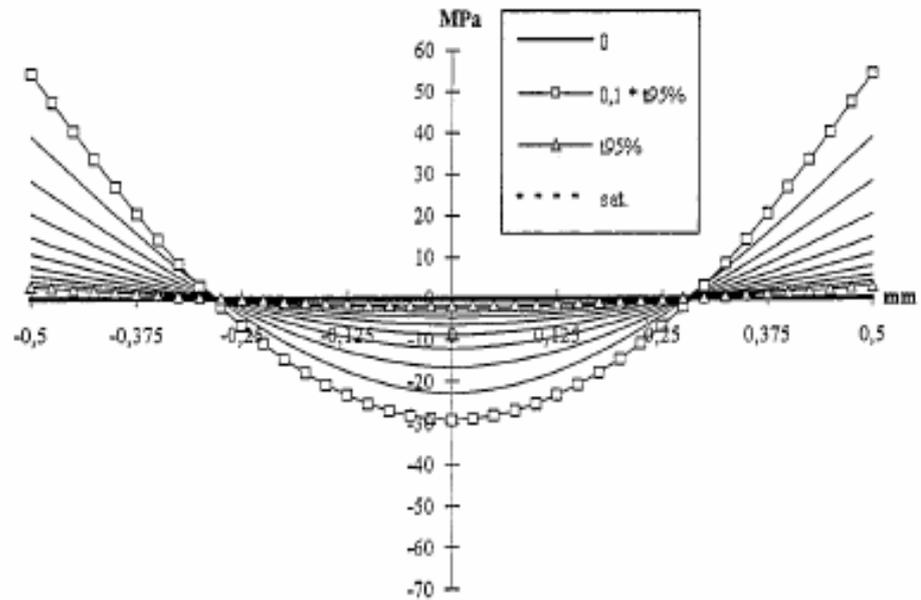


Figure 5.4 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[0/0]_{4S}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=422.2\text{h}$, Benkeddad [5, 64]

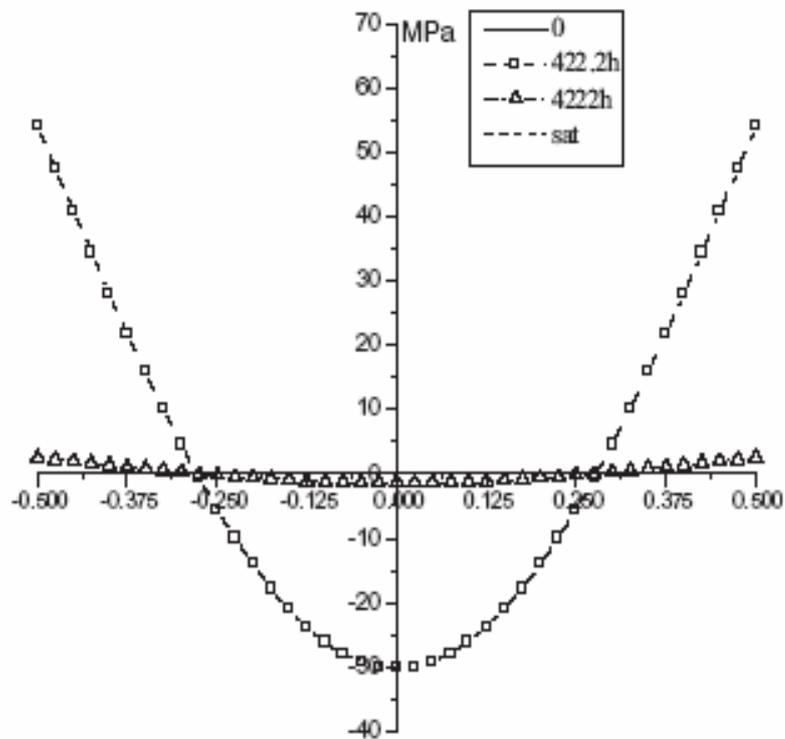


Figure 5.5 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[0/0]_{4S}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=422.2\text{h}$, Benkhedda [109]

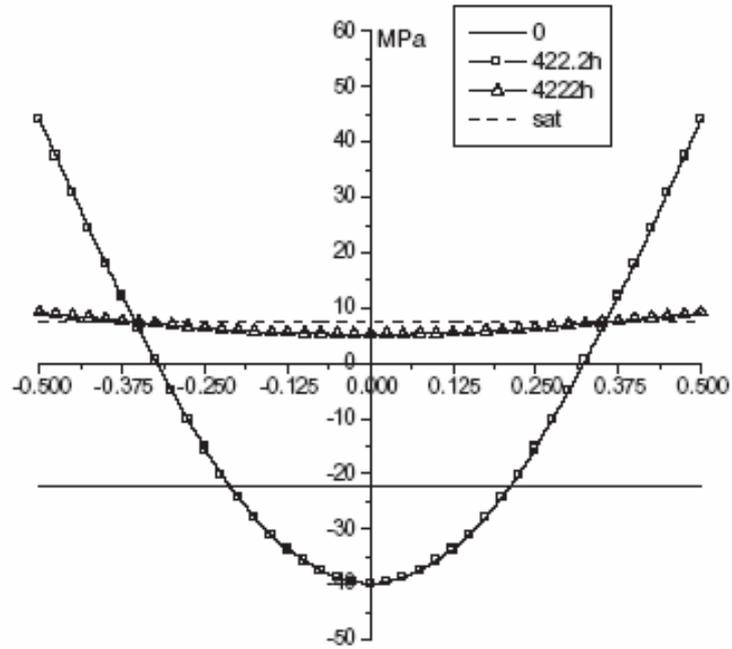


Figure 5.6 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=20°C selon Tounsi [70]

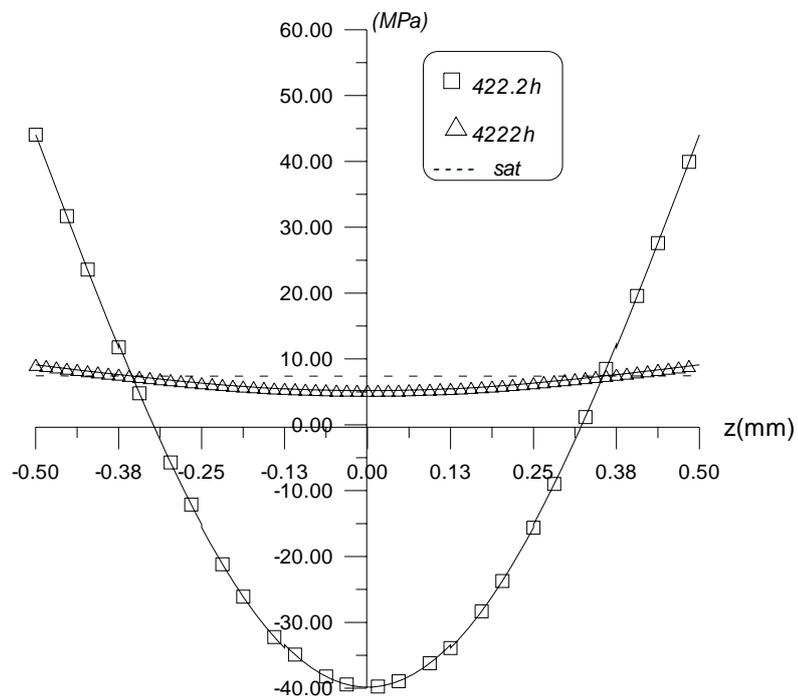


Figure 5.7 : Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=20°C obtenues.

Afin de valider la méthode développée dans cette étude et qui a été décrite dans le chapitre précédent concernant le phénomène de désorption et de valider ainsi le travail présent, nous avons établi une comparaison avec les résultats obtenus par la méthode développée par Benkeddad en utilisant les mêmes conditions d'environnement et le même matériau.

Les résultats en figures 5.5 utilisés avec la présente méthode sont en accord avec ceux cités par Benkeddad [5], [64].

Dans la distribution des contraintes à l'instant $t=0$, à $t=422$, à $t=4222.2h$ et à la saturation, les courbes présentent une symétrie. Les plis externes sont en compression et les plis internes sont en traction. Il est à noter que les résultats décrits en [5], [64], [70] ne tiennent pas compte de l'effet de température et d'humidité sur les modules d'élasticité.

5.5.2 Synthèse des résultats pour $C=0.015$ du $[20/-20]_{2s}$

L'utilisation du programme fortran CCRT pour une simulation à une concentration initiale de 0.015 et un stratifié $[20/-20]_{2s}$ donne des résultats en accord avec ceux trouvés en [5], [64], pour $T=20^\circ C$.

Les résultats complets obtenus pour les valeurs des contraintes résiduelles sont présentés dans les tableaux suivants à savoir les contraintes longitudinales transversales et cisaillement plan. Les différentes résistances obtenues sous les mêmes conditions par MICANVEIL à l'issue du chapitre 3, sont aussi citées afin de dresser une comparaison sur l'importance des contraintes.

Tableau 5.3 Valeurs de σ_x^r max du $[20/-20]_{2s}$ pour $T=20^\circ C, 40^\circ C, 60^\circ C, 80^\circ C, 100^\circ C$, et $120^\circ C$ à $C=0.015$, $HR=100\%$

T (°C)	20	40	60	80	100	120
σ_x^r max (Mpa)	t=422.2h 31.123	t=200h 25.55	t=200h 9.28	t=200h -0.1	t=100h 0.51	t=50h 0.95
	t=4222h -7.33	t=422.2h 12.70	t=422.2h -0.55	t=250h 1.226	t=150h -0.63	t=70h 0.28
	t=8200h (saturation) -7.44	t=1400h 3.81 t=2000h (saturation) -5.51	t=500h -1.82 t=850h (saturation) -3.61	t=422.2h 2.19 t=450h (saturation) 2.21	t=220h (saturation) -0.83	t=110h (saturation) 0
X_L (Mpa)	1502.203	1478.28	1448.856	1410.37	1353.901	1239.988 326.1792
X'_L (Mpa)	1508.72	1338.614	1149.457	933.4545	674.812300	

Tableau 5.4 Valeurs de σ_Y^r max du [20/-20]_{2s} pour T=20°C, 40°C, 60°C,80°C, 100°C, et 120°C à C=0.015, HR=100%

T (°C)	20	40	60	80	100	120
σ_Y^r max (Mpa)	t=422.2h 44.29	t=200h 35.71	t=200h 16.78	t=200h 4.47	t=100h 2.46	t=50h 1.31
	t=4222h 9.16	t=422.2h 23.25	t=422.2h 7.08	t=250h 3.33	t=150h 1.26	t=70h 0.30
	t=8200h (saturation) 7.51	t=1400h 7.28	t=500h 5.83	t=422.2h 2.36	t=220h (saturation) 1.00	t=110h (saturation) 1.00
		t=2000h (saturation) 5.98	t=850h (saturation) 4.06	t=450h (saturation) 2.33		
Y _T (MPa)	40.66	33.946640	27.0749	20.001	12.629550	4.698710
Y' _T (MPa)	250.0962	208.7719	1666.5106	123.006	77.6717	28.897070

Tableau 5.5 Valeurs de σ_S^r max du [20/-20]_{2s} pour T=20°C, 40°C, 60°C,80°C, 100°C, et 120°C à C=0.015, HR=100%.

T (°C)	20	40	60	80	100	120
σ_S^r max (Mpa)	t=422.2h 12.34	t=200h 10.56	t=200h 2.73	t=200h 1.54	t=100h 0.54	t=50h 0.54
	t=4222h 7.9	t=422.2h 3.45	t=422.2h 2.8450	t=250h 2.15	t=150h 0.94	t=70h 0.16
	t=8200h (saturation) 8.83	t=1400h 5.72	t=500h 3.51	t=422.2h 2.66	t=220h (saturation) 1.83	t=110h (saturation) 0
		t=2000h (saturation) 6.43	t=850h (saturation) 4.46	t=450h (saturation) 2.68		
S, S'	69.13229	57.7093	46.0273	34.001	21.47023	7.9878

Les valeurs des contraintes obtenues pour T=20°C à t=422.2 h, t= 4222h et à saturation sont les mêmes que ceux cités en [5], [64], [70]. On remarque que dans les valeurs trouvées, les contraintes résiduelles longitudinales suivant x présentent des valeurs non importantes par rapport aux résistances, comparées aux contraintes transversales et aux contraintes de cisaillement longitudinal qui présentent des valeurs plus importantes.

5.6 Effet de la dégradation des propriétés mécaniques sur le comportement des plaques stratifiées [+20/-20]_{2S} durant la phase de désorption.

Examinons l'effet de l'humidité variable à différentes températures sur le comportement mécanique des stratifiés, en prenant en considération la dégradation des propriétés mécaniques, sous l'effet de l'environnement.

Pour examiner l'effet de l'humidité relative sur la désorption, nous représenterons pour une même température T , mais à des concentrations différentes, les contraintes résiduelles.

Dans le paragraphe précédent, nous avons constaté que les contraintes résiduelles longitudinales atteignaient des valeurs faibles par rapport aux résistances des plis. Donc nous nous intéresserons principalement dans ce qui suit aux contraintes résiduelles transversales et au cisaillement plan.

5.6.1 Représentation des contraintes résiduelles pour ENV1, ENV2, ENV3, ENV4, à $T=20^{\circ}\text{C}$

a) $t=422.2\text{ h}$

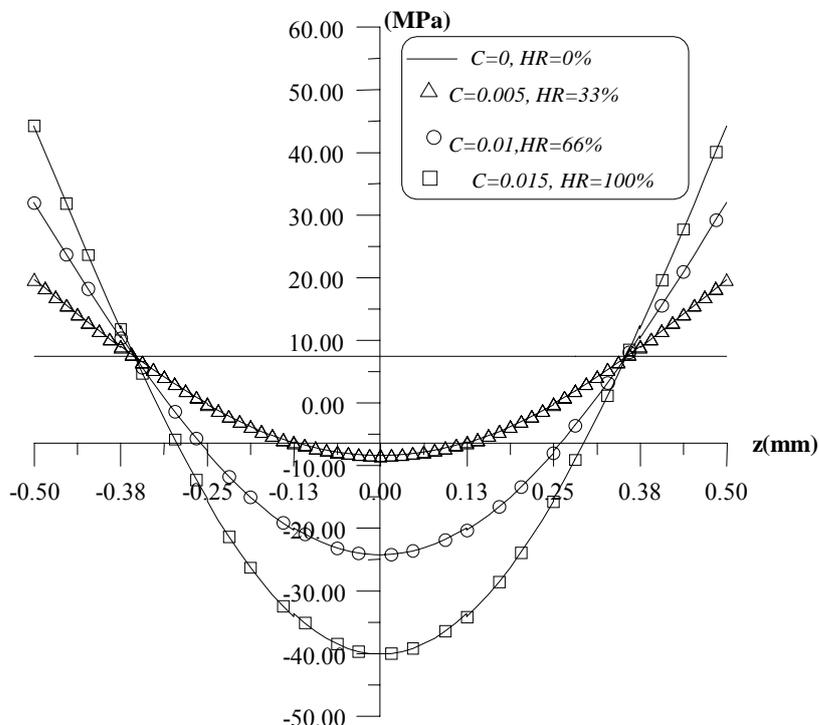


Figure 5.8 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à $T=20^{\circ}\text{C}$ et $t=422.2\text{ h}$

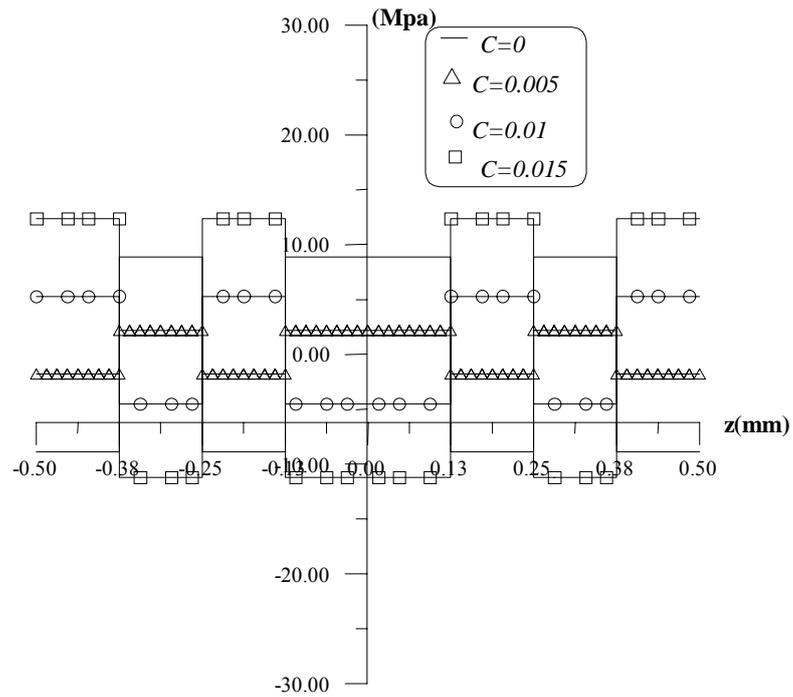


Figure 5.9 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=422.2\text{h}$

b) $t=4222.2\text{h}$

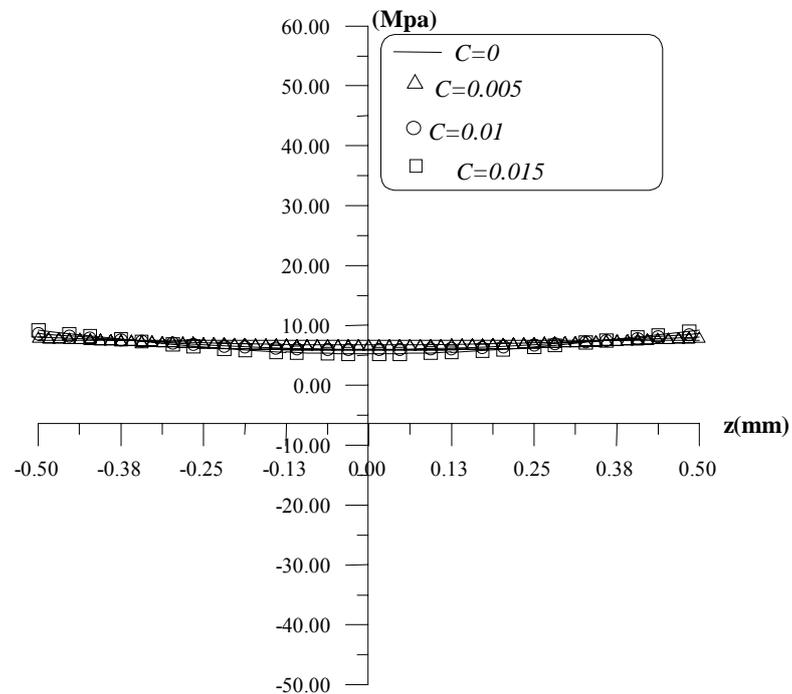


Figure 5.10 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=4222.2\text{h}$

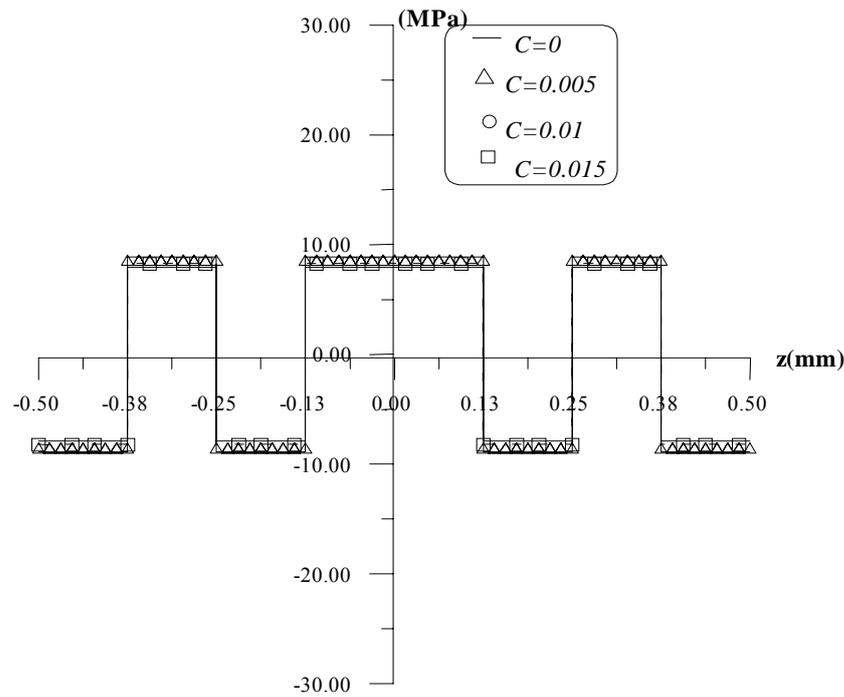


Figure 5.11 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde $[\pm 20/-20]_2S$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=4222.2\text{h}$

Les figures 5.8 à 5.11 montrent que plus la concentration augmente, plus les valeurs des contraintes résiduelles transversales σ_y^r à $t=422.2\text{h}$ augmentent. Les couches centrales sont en compression et les couches externes sont en traction. Plus la concentration augmente, plus les contraintes en compression augmentent d'intensité, elles passent de 9MPa pour $C=0.005$ à 40MPa pour $C=0.015$. La même remarque est faite sur les contraintes en traction qui passent de 19.71MPa à 44.29MPa.

Tableau 5.6 $t=422\text{h}$, $T=20^\circ\text{C}$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
$C=0$	7.43	40.52	18.33%
$C=0.005$	19.71	40.56	48.59%
$C=0.01$	31.99	40.60	78.79%
$C=0.015$	44.29	40.66	108.92%

Tableau 5.7 $t=4222.2\text{h}$, $T=20^\circ\text{C}$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
$C=0$	7.43	40.52	18.33%
$C=0.005$	8.01	40.56	20.02%
$C=0.01$	8.58	40.60	21.45%
$C=0.015$	9.16	40.66	22.9%

On constate que les valeurs maximales sont atteintes au début de la désorption par comparaison des deux instants $t=422\text{h}$ et $t=4222.2\text{h}$. Plus on augmente la concentration plus σ_Y^r max augmente et le pourcentage par rapport à la valeur de la résistance en traction

transversale augmente. A $C=0.015$, le critère de rupture est atteint, la rupture a lieu dans la direction transversale des fibres

5.6.2 Représentation des contraintes résiduelles pour ENV1, ENV2, ENV3, ENV4, à $T=40^{\circ}\text{C}$

a) $t=200h$

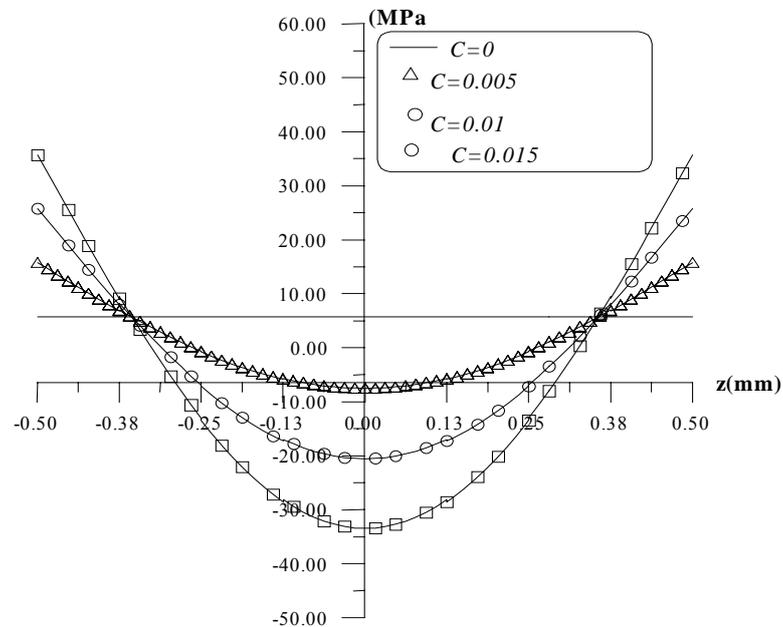


Figure 5.12 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=40^{\circ}\text{C}$ et $t=200h$

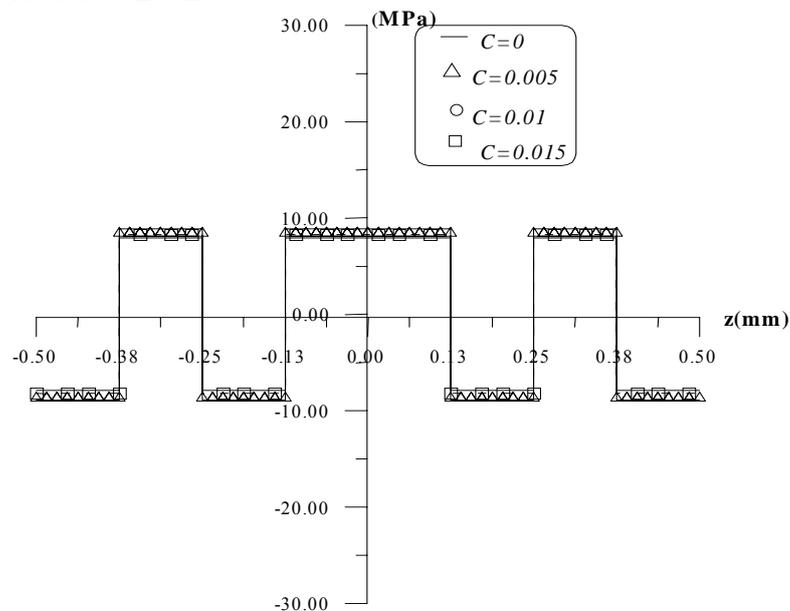


Figure 5.13 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=40^{\circ}\text{C}$ et $t=200h$

b) $t=422.2h$

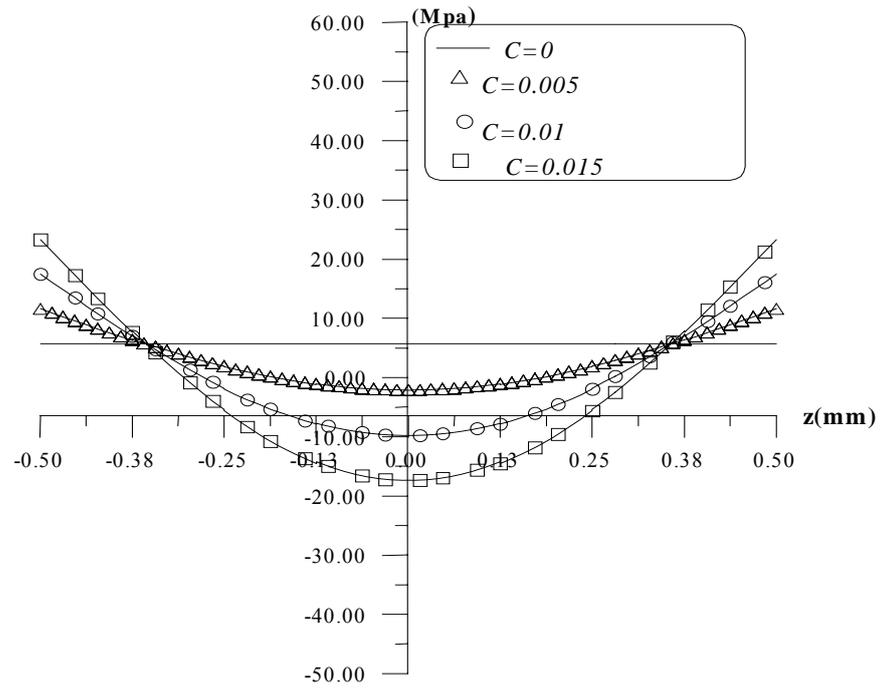


Figure 5.14 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à $T=40^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$

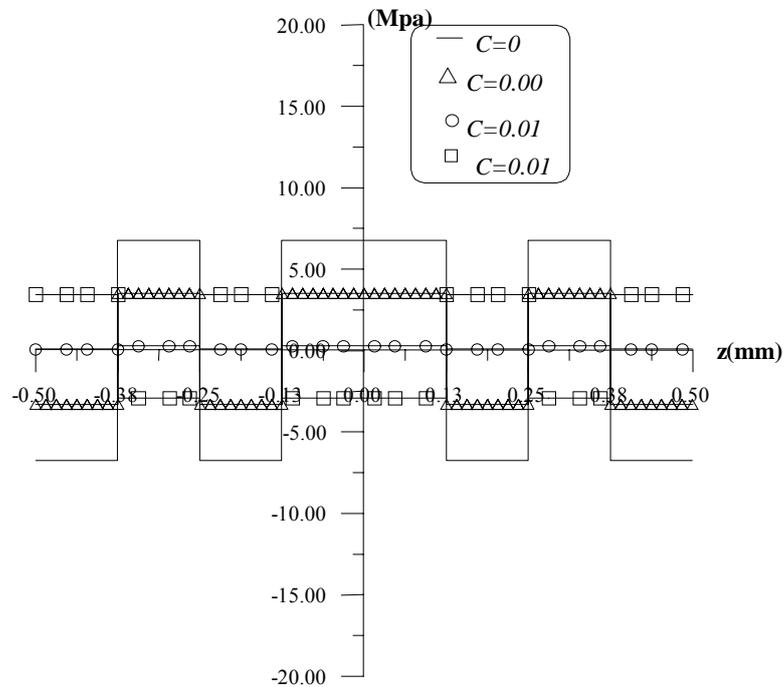


Figure 5.15 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à $T=40^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$

c) $t=1400h$

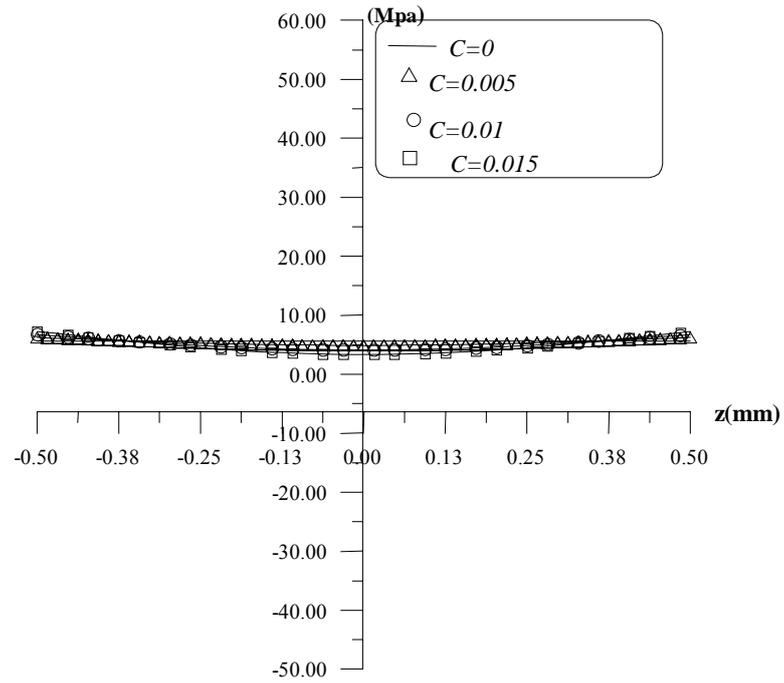


Figure 5.16 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=40°C et t=1400h

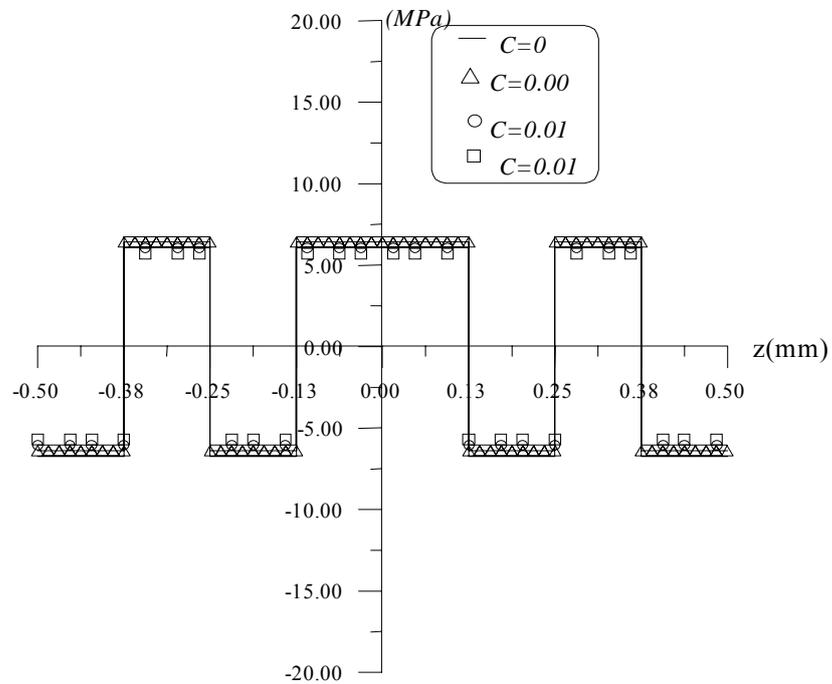


Figure 5.17 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=40°C et t=1400h

Tableau 5.8 $t=200h$, $T=40^{\circ}C$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	5.65	35.27	16.01%
C=0.005	15.77	34.89	45.19%
C=0.01	25.80	34.46	74.43%
C=0.015	35.7	33.94	105.18%

Tableau 5.9 $t=422.2h$, $T=40^{\circ}C$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	5.65	35.27	16.01%
C=0.005	11.58	34.89	33.19%
C=0.01	17.45	34.46	50.63%
C=0.015	23.25	33.94	68.5%

Tableau 5.10 $t=1400h$, $T=40^{\circ}C$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	5.65	35.27	16.01%
C=0.005	8.58	34.89	24.59%
C=0.01	6.75	34.46	19.58%
C=0.015	7.28	33.94	21.44%

Plus on tend vers la saturation plus les contraintes diminuent et leurs pourcentages par rapport à la résistance à la traction transversale diminuent. Le critère de rupture est atteint, la rupture a lieu pendant les premiers instants de la désorption à concentration élevée.

5.6.3 Représentation des contraintes résiduelles pour ENV1, ENV2, ENV3, ENV4, à $T=60^{\circ}C$

a) $t=200h$

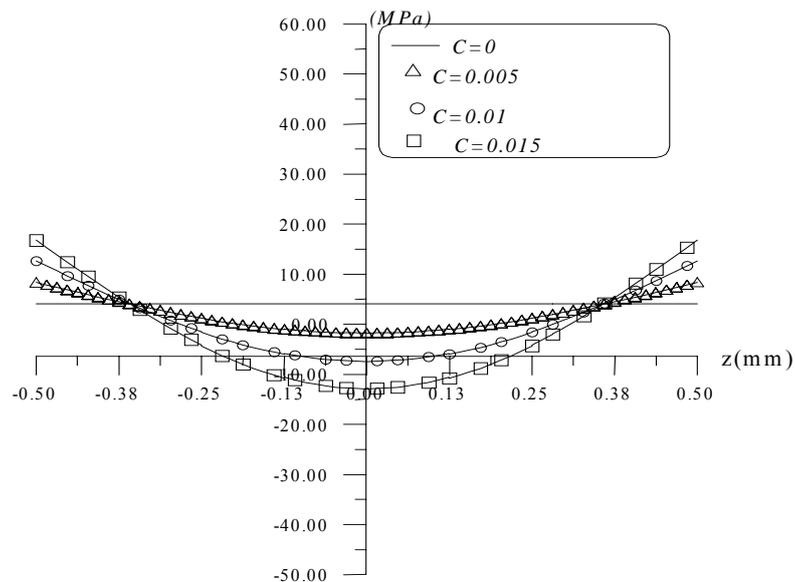


Figure 5.18 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=60^{\circ}C$ et $t=200h$.

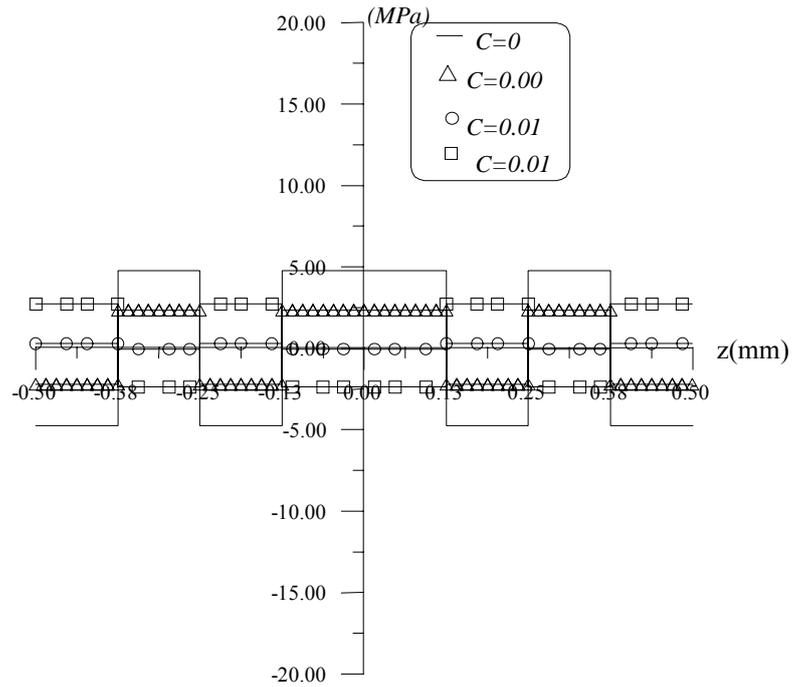


Figure 5.19 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=60°C et t=200h

b) t=422.2h

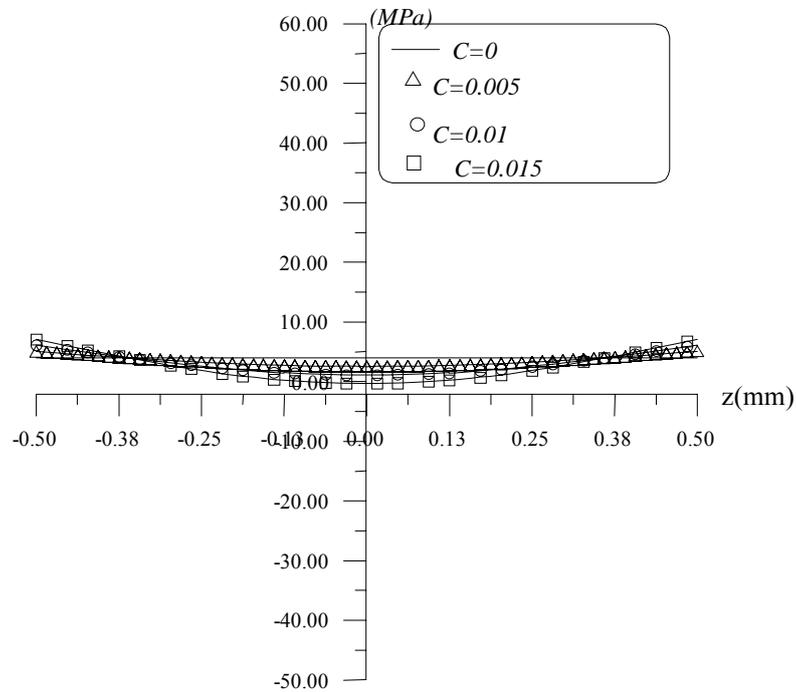


Figure 5.20 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h

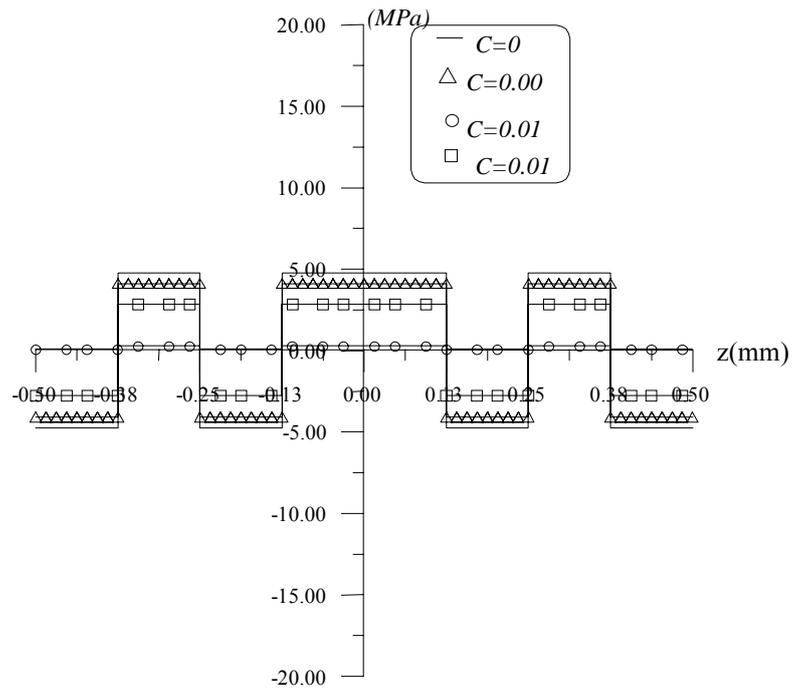


Figure 5.21 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=60°C et t=422.2h

Tableau 5.11 t=200h, T=60°C

	σ_Y^r max	Y_T	% σ_Y^r/Y_T
C=0	3.99	29.934	13.32%
C=0.005	8.37	29.13	28.73%
C=0.01	12.64	28.19	44.83%
C=0.015	16.78	27.07	61.98%

Tableau 5.12: t=422.2h, T=60°C

	σ_Y^r max	Y_T	% σ_Y^r/Y_T
C=0	3.99	29.934	13.32%
C=0.005	29.13	29.13	17.36%
C=0.01	28.19	28.19	21.60%
C=0.015	27.07	27.07	26.15%

Pendant les premières heures de la désorption, la rupture n'a pas lieu même à concentration élevée. Plus on tend vers la saturation plus les contraintes diminuent et leurs pourcentages par rapport à la résistance à la traction transversale diminuent.

5.6.4 Représentation des contraintes résiduelles pour ENV1, ENV2, ENV3, ENV4, à $T=80^{\circ}\text{C}$

a) $t=200\text{h}$

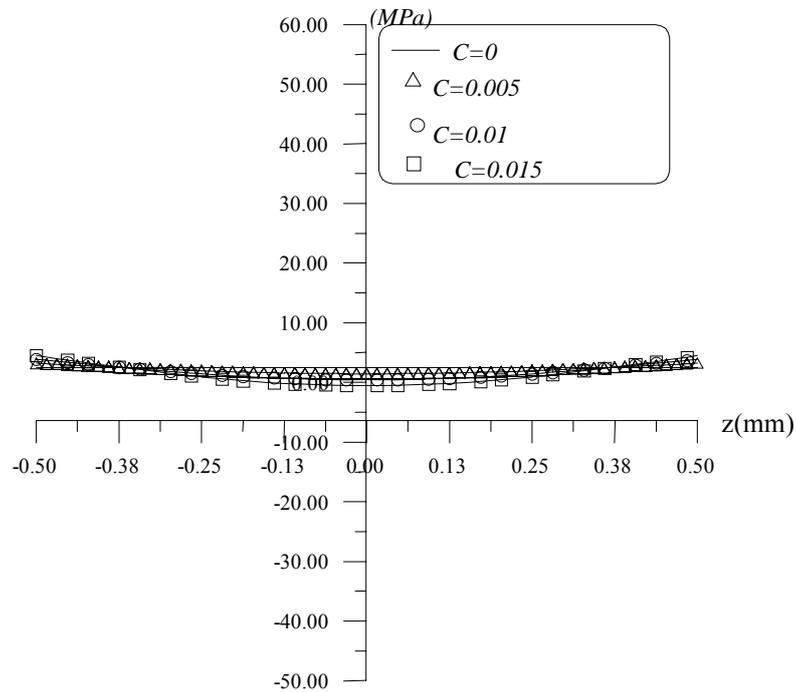


Figure 5.22 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=80^{\circ}\text{C}$ et $t=200\text{h}$

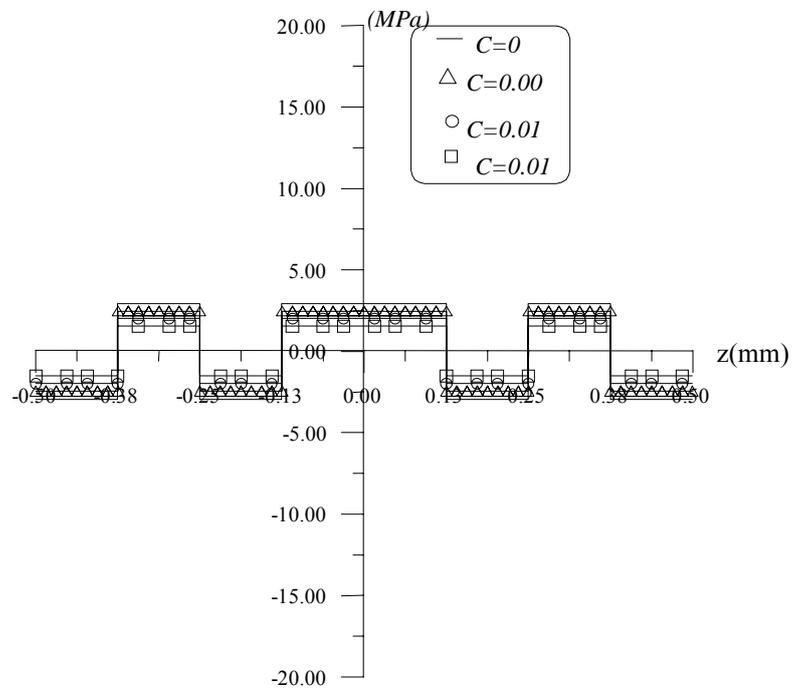


Figure 5.23 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=80^{\circ}\text{C}$ et $t=200\text{h}$

b) $t=422.2h$

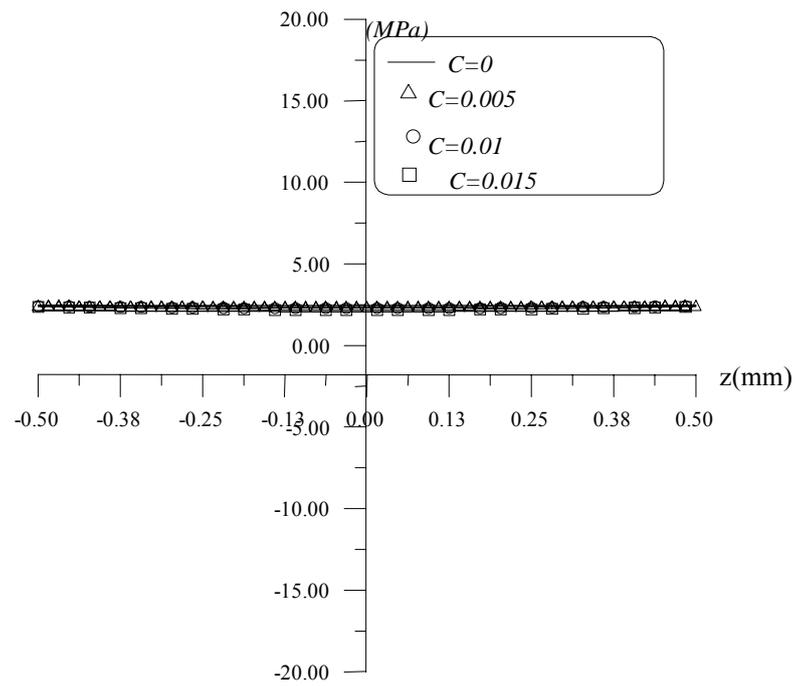


Figure 5.24 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à $T=80^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$

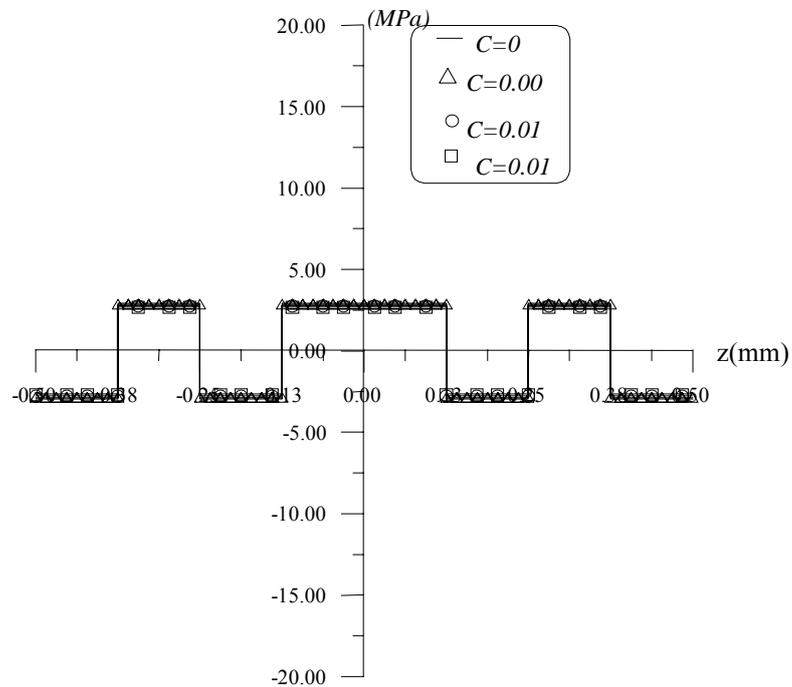


Figure 5.25 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à $T=80^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$

Tableau 5.13: $t=200h$, $T=80^{\circ}C$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	2.46	24.48	10.04%
C=0.005	3.18	23.23	13.68%
C=0.01	3.86	21.76	17.73%
C=0.015	4.47	20.00	23.35%

Tableau 5.14 $t=422.2h$, $T=80^{\circ}C$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	2.46	24.48	10.04%
C=0.005	2.44	23.23	10.5%
C=0.01	2.41	21.76	11.07%
C=0.015	2.36	20.00	10.55%

Les valeurs des contraintes maximales suivant la direction transversale à la température de $80^{\circ}C$ augmentent légèrement pendant les premières heures de la désorption lorsque la concentration augmente. A la saturation plus la concentration augmente plus les valeurs des contraintes maximales diminuent.

5.6.5 Représentation des contraintes résiduelles pour ENV1, ENV2, ENV3, ENV4, à $T=100^{\circ}C$

a) $t=100h$

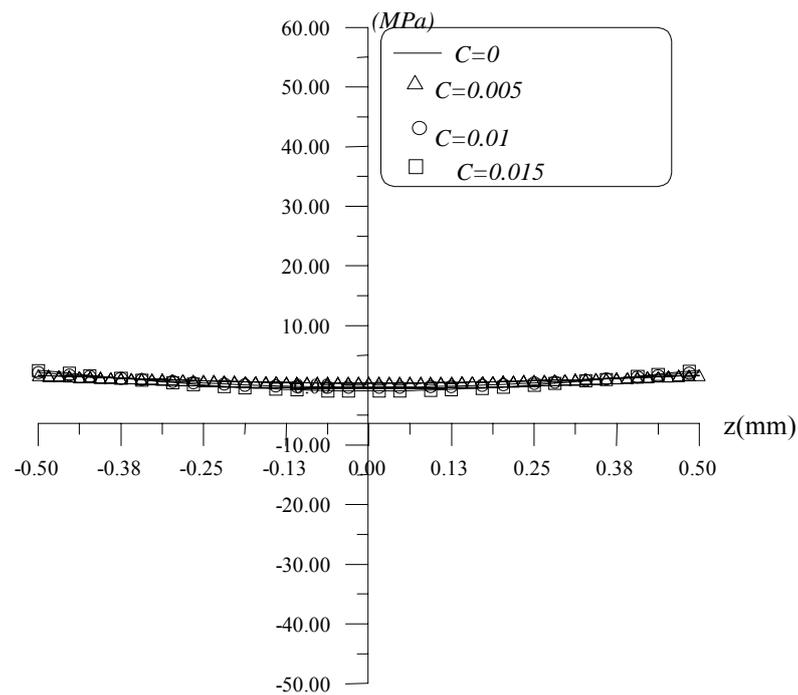


Figure 5.26 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=100^{\circ}C$ et $t=100h$

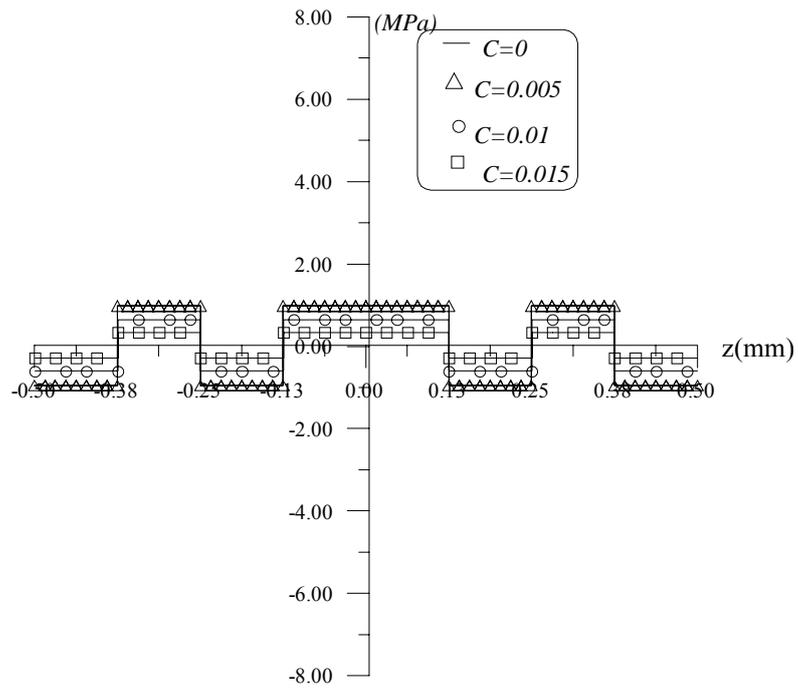


Figure 5.27 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20]₂S en désorption à T=100°C et t=100h

b) t=220h

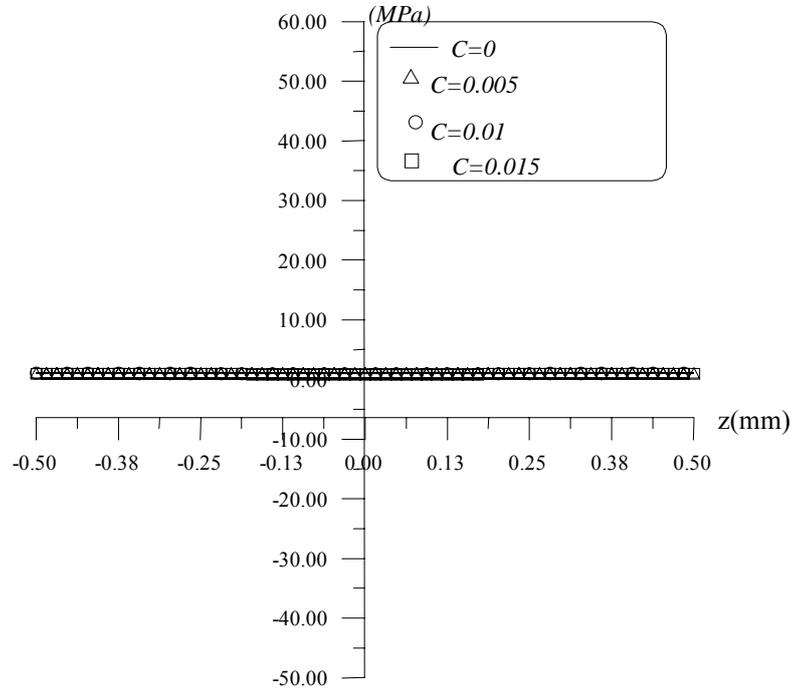


Figure 5.28 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]₂S en désorption à T=100°C et t=220h

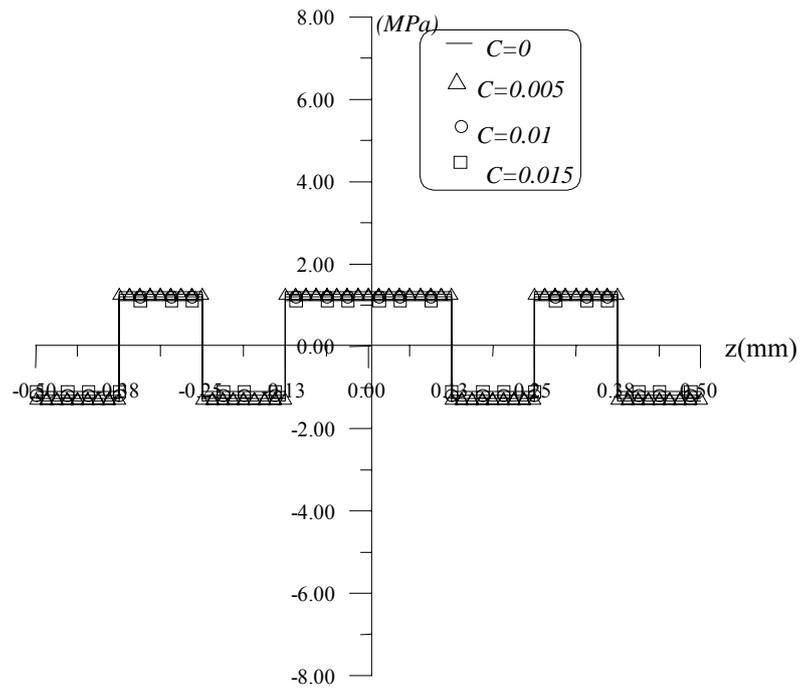


Figure 5.29 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=100^\circ\text{C}$ et $t=220\text{h}$

Tableau 5.15: $t=100\text{h}$, $T=100^\circ\text{C}$

	σ_Y^r max	Y_T	$\%\sigma_Y^r/Y_T$
C=0	1.63	18.9	8.62%
C=0.005	1.63	17.16	9.46%
C=0.01	2.1	15.10	13.9%
C=0.015	2.46	12.62	19.49%

Tableau 5.16: $t=220\text{h}$, $T=100^\circ$

	σ_Y^r max	Y_T	$\%\sigma_Y^r/Y_T$
C=0	1.11	18.9	5.87%
C=0.005	1.08	17.16	6.29%
C=0.01	1.04	15.10	6.88%
C=0.015	0.977	12.62	7.68%

A cette température la saturation est atteinte très rapidement, les valeurs maximales des contraintes ne sont pas dangereuses.

5.6.6 Représentation des contraintes résiduelles pour ENV1, ENV2, ENV3, ENV4, à $T=120^{\circ}\text{C}$

a) $t=50h$

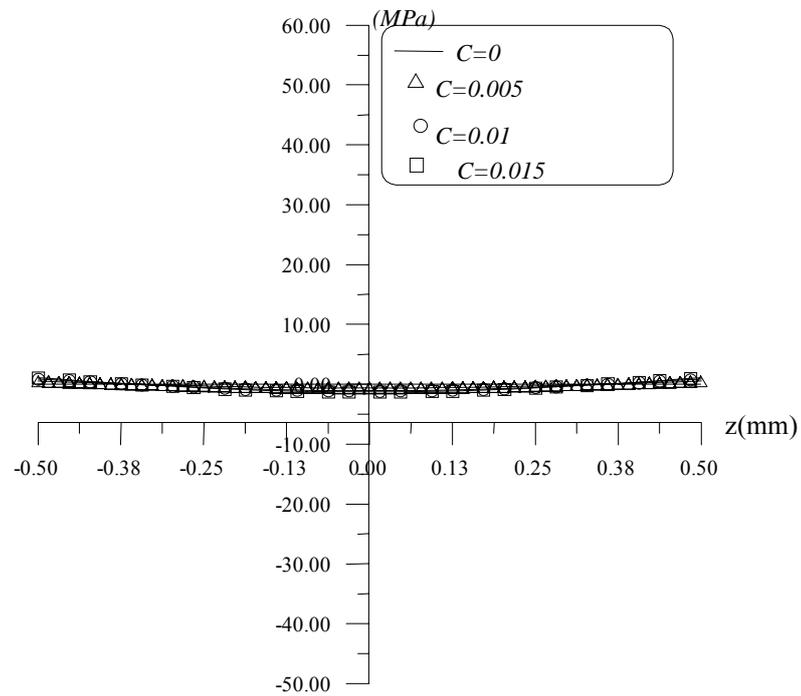


Figure 5.30 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=120^{\circ}\text{C}$ et $t=50h$

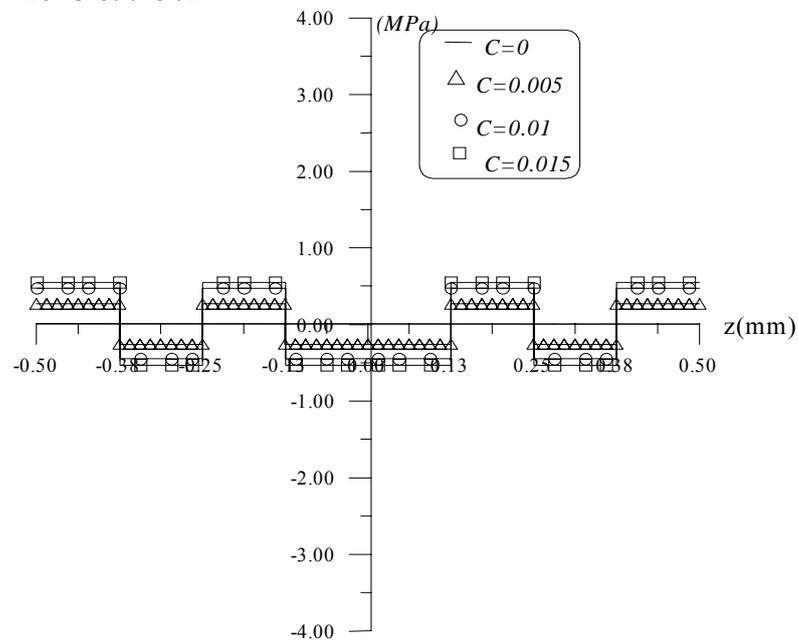


Figure 5.31 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde $[+20/-20]_{2S}$ en désorption à $T=120^{\circ}\text{C}$ et $t=50h$

b) t=70h

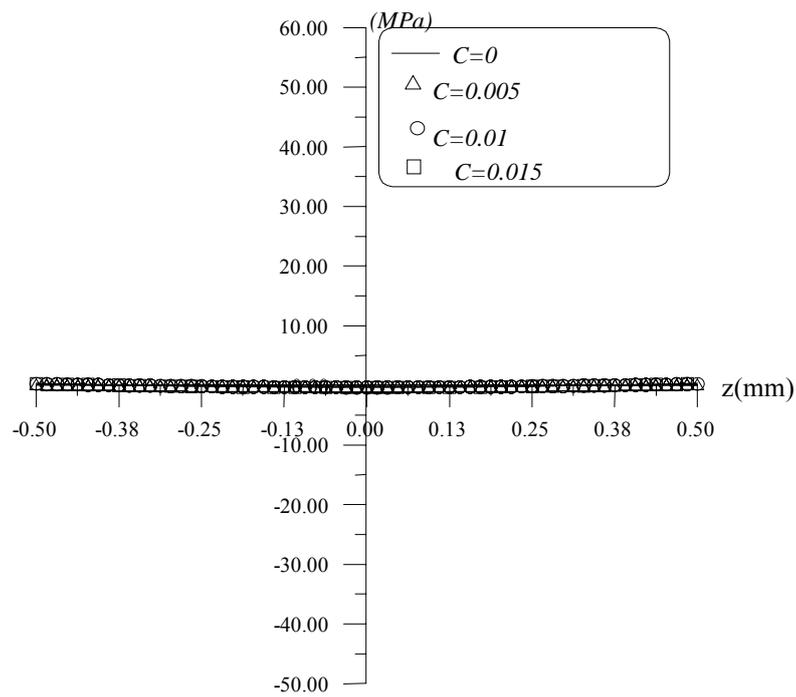


Figure 5.32 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=120°C et t=70h

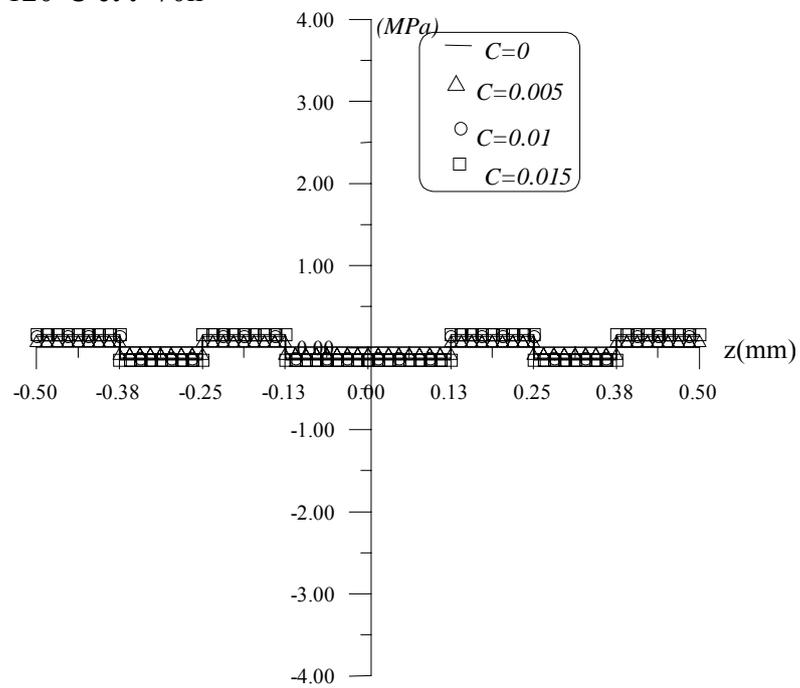


Figure 5.33 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde [+20/-20]_{2S} en désorption à T=120°C et t=70h

Tableau 5.17: $t=50h$, $T=120^{\circ}C$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	13.12	8.62%
C=0.005	0.49	10.84	4.53%
C=0.01	0.88	8.09	10.87%
C=0.015	1.05	4.69	22038%

Tableau 5.18: $t=70h$, $T=120^{\circ}C$

	σ_Y^r max	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0		18.9	8.62%
C=0.005	0.14	17.16	1.29%
C=0.01	0.25	15.10	3.09%
C=0.015	0.3	12.62	6.39%

A $T=120^{\circ}C$, la température de post cuisson est égale à la température d'opération, les contraintes thermiques sont nulles, il y a présence uniquement des contraintes hygroscopiques.

5.6.7 Interprétation

a) Interprétation 1

L'augmentation de la température entraîne une accélération du processus de la désorption et la saturation est atteinte beaucoup plus rapidement. Le temps pour atteindre la saturation est réduit.

Le cas le plus dangereux reste dans les premiers instants à température faible et un haut niveau de concentration.

b) Interprétation 2

Examinons simultanément pour des niveaux de concentration différents et pour des températures différentes, l'état des contraintes maximales dans le stratifié $[+20/-20]_{2s}$, au même instant de la désorption à $t=422.2h$.

En rassemblant les tableaux 5.6, 5.9, 5.12, 5.14, nous obtenons:

Tableau 5.19 Contraintes résiduelles maximales du graphite époxyde T300/5208, $[+20/-20]_{2s}$

Conditions $t=422.2h$	$T=20^{\circ}C$	$T=40^{\circ}C$	$T=60^{\circ}C$	$T=80^{\circ}C$
	σ_Y^r max	σ_Y^r max	σ_Y^r max	σ_Y^r max
C=0%	7.43	5.65	3.99	2.46
C=0.5%	19.71	11.58	5.059	2.44
C=1%	31.99	17.45	6.09	2.41
C=1.5%	44.29	23.25	7.08	2.36

Tableau 5.20 Taux des contraintes transversales par rapport à la résistance à la traction transversale de 20°C à 80°C du graphite époxyde [+20/-20]_{2s}

Conditions <i>t=422.2h</i>	T=20°C	T=40°C	T=60°C	T=80°C
C=0%	% σ_Y^r/Y_T 18.33%	% σ_Y^r/Y_T 16.01%	% σ_Y^r/Y_T 13.32%	% σ_Y^r/Y_T 10.04%
C=0.5%	48.59%	33.19%	17.36%	10.5%
C=1%	78.79%	50.63%	21.60%	11.07%
C=1.5%	108.92%	68.5%	26.15%	10.55%

Plus la concentration augmente, plus les contraintes transversales résiduelles augmentent.

Les valeurs critiques sont observées pour une concentration élevée et une faible température. Plus la température augmente, plus les contraintes se réduisent et leurs valeurs par rapport à la résistance en traction transversale sont moins importantes, cette chute dans la valeurs des contraintes est due à la réduction des propriétés transversales telles que le module de Young transversal et le module de cisaillement longitudinal. (voir résultats de la partie précédente). On observe une relaxation des contraintes en fonction de la concentration et en fonction de la température. A partir de 80°C les contraintes atteignent des valeurs faibles, les résultats sont en accord avec les résultats de la partie A à partir de 80°C le processus de réduction des propriétés mécaniques est prononcé, (figure 5.35).

Définissons un coefficient r comme coefficient de relaxation qui permet de suivre l'état des contraintes entre deux états, Examinons le coefficient de relaxation pour deux instants différents $t=200h$ et $t=422.2h$.

Tableau 5.21 Coefficient de relaxation pour $t=200h$ de 40°C à 100°C du graphite epoxyde [+20/-20]_{2s}

	T40°C/60°C	T60°C/80°C	T80°C/100°C
C=0	$r=0.7$	$r=0.61$	$r=0.45$
C=0.005	$r=0.53$	$r=0.37$	$r=0.33$
C=0.01	$r=0.48$	$r=0.30$	$r=0.26$
C=0.015	$r=0.47$	$r=0.26$	$r=0.21$

Tableau 5.22 Coefficient de relaxation pour $t=422.2h$ de $20^{\circ}C$ à $80^{\circ}C$ du graphite époxy $[+20/-20]_{2s}$

	T $20^{\circ}C/40^{\circ}C$	T $40^{\circ}C/60^{\circ}C$	T $60^{\circ}C/80^{\circ}C$
C=0	r=0.76	r=0.7	r=0.61
C=0.005	r=0.58	r=0.43	r=0.48
C=0.01	r=0.54	r=0.34	r=0.39
C=0.015	r=0.52	r=0.30	r=0.33

Pour $t=200h$ les contraintes sont plus relaxées entre $40^{\circ}C$ à $60^{\circ}C$ que pour $t=422.2h$. Par contre elles le sont moins entre $60^{\circ}C$ et $80^{\circ}C$. Plus la température augmente, plus le facteur de relaxation varie faiblement et on approche la saturation.

Plus on augmente la concentration, plus le coefficient de relaxation diminue entre deux températures.

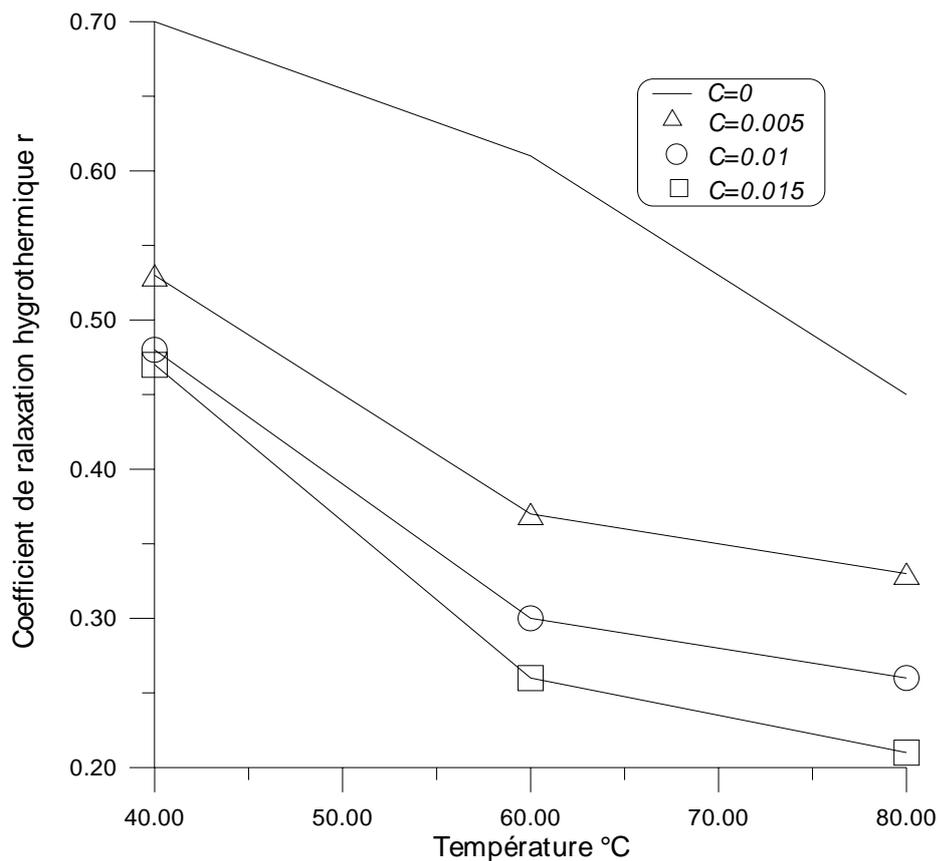


Figure 5.34 Coefficient de relaxation hygrothermique des contraintes transversales à $t=200h$ de $40^{\circ}C$ à $100^{\circ}C$ du graphite/époxy $[+20/-20]_{2s}$

c) Interprétation 3

Les valeurs du cisaillement transversal atteignent des valeurs maximales représentant 18.8% de la valeur de la résistance en cisaillement plan correspondant à la plus grande concentration, la rupture n' a pas lieu. Plus la température est élevée, plus le processus de désorption est accéléré et la saturation est plus vite atteinte.

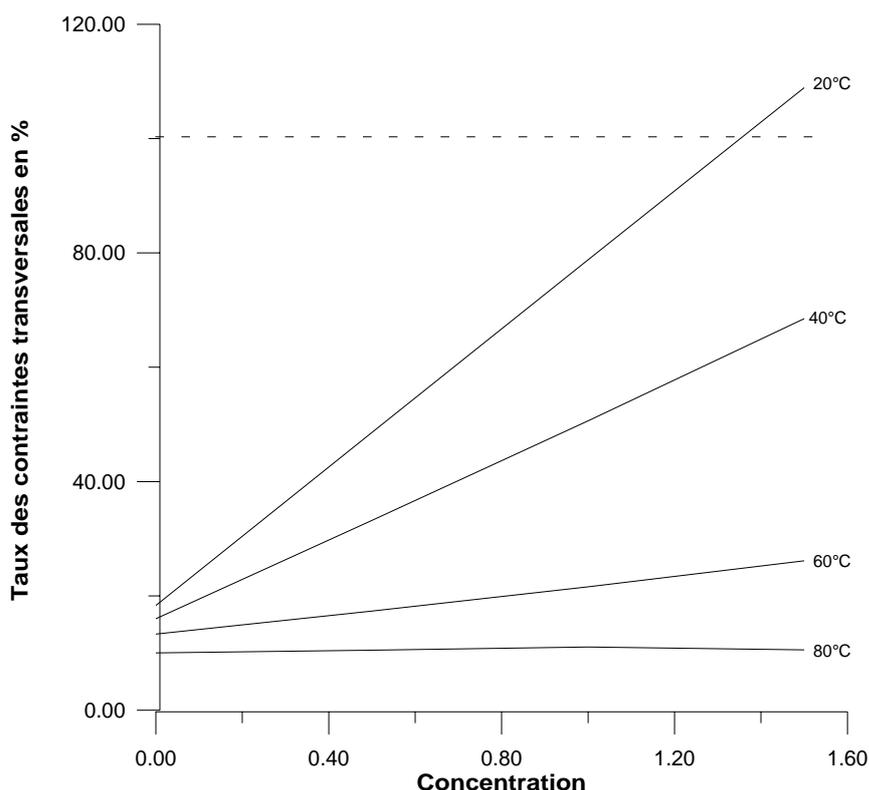


Figure 5.35 Taux des contraintes transversales résiduelles à $t=422.2h$ de 20°C à 80°C du graphite/époxyde $[+20/-20]_{2s}$

5.6.8 Conclusion

Les premiers instants de la désorption à faible température et à niveau de concentration élevé sont assez dangereux. Une température élevée combinée à un haut niveau d'humidité permet de réduire les valeurs des contraintes et d'atteindre la saturation plus rapidement.

5.7 Etude de l'effet de la dégradation des propriétés mécaniques sur le comportement des plaques stratifiées avec différents degrés d'anisotropie.

Les propriétés mécaniques des matériaux composites dépendent fortement des propriétés des constituants de base, ainsi que des conditions environnementales. La microanalyse a en effet montré la forte prépondérance de la température et de l'humidité sur ces propriétés.

Pour chaque température à différents environnements (voir première partie), les différents modules mécaniques, ainsi que les différentes résistances en traction, compression et cisaillement ont été déterminées par le MICANVEIL, pour un stratifié unidirectionnel.

Par la suite pour chaque environnement les contraintes résiduelles hygrothermiques $\sigma_x^r, \sigma_y^r, \sigma_s^r$ ont été déterminés durant la phase de désorption, pour le stratifié [+20/-20]_{2s}.

L'objectif de cette partie est d'examiner l'effet de l'anisotropie sur les contraintes résiduelles hygrothermiques en tenant compte des différentes conditions d'environnement pour des stratifiés unidirectionnels en graphite époxy en phase de désorption. Le travail tiendra compte uniquement des contraintes résiduelles transversales et des contraintes de cisaillement longitudinales.

Donc, nous procéderons à l'étude de l'effet de la dégradation des propriétés mécaniques dues à des températures variables de 20°C à 120°C, et des niveaux d'humidité variables (pour chaque température quatre niveaux de concentration sont considérés), sur le comportement des plaques stratifiées [+20/-20]_{2s}, [+10/-10]_{2s}, [+30/-30]_{2s}, [+45/-45]_{2s} durant la phase de désorption.

Nous présenterons les résultats sur les effets de l'anisotropie suivant les organigrammes 1 et 2, définis en figure 5.36 et 5.37.

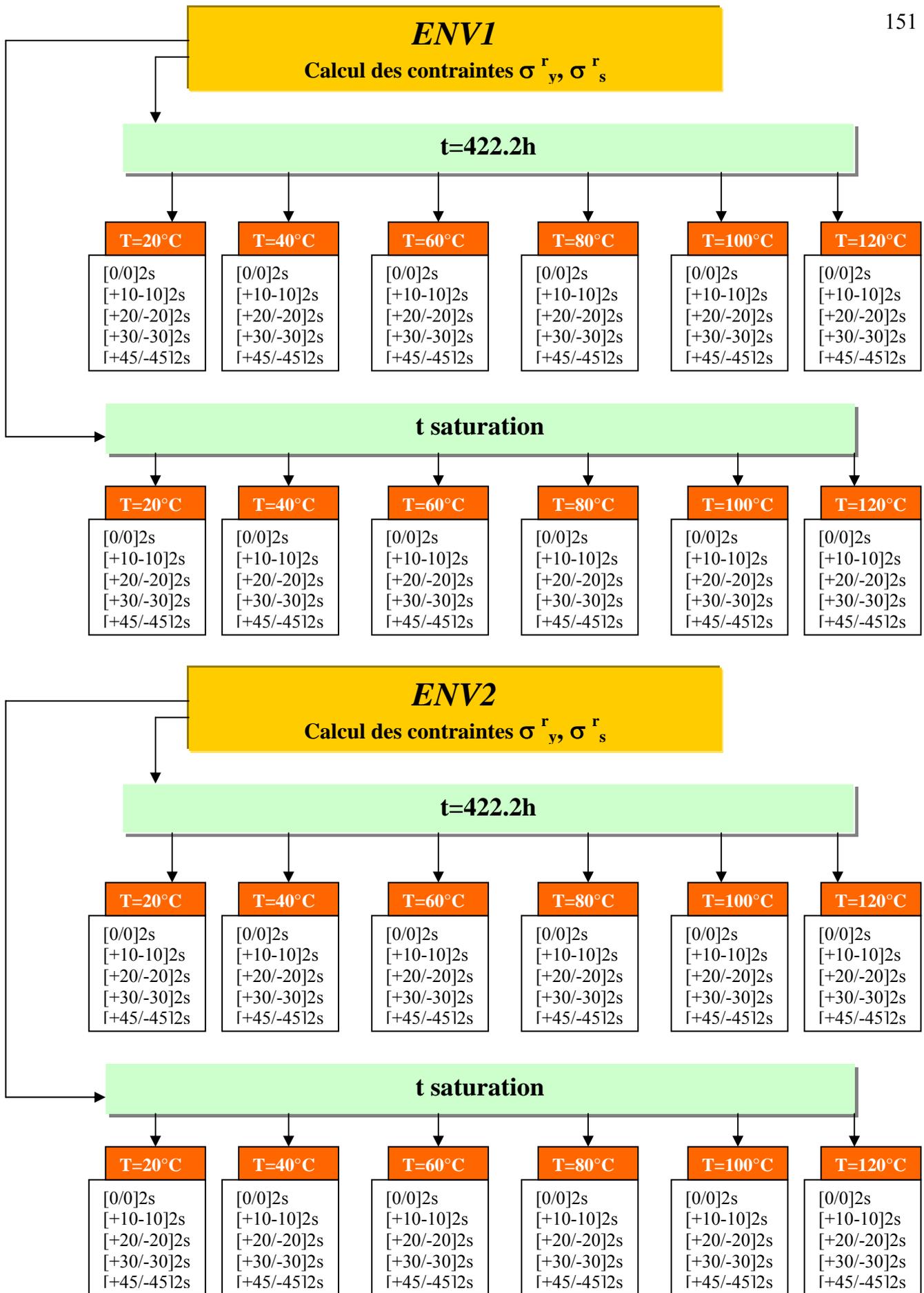


Figure 5.36 Organigramme 1 pour l'effet de l'anisotropie

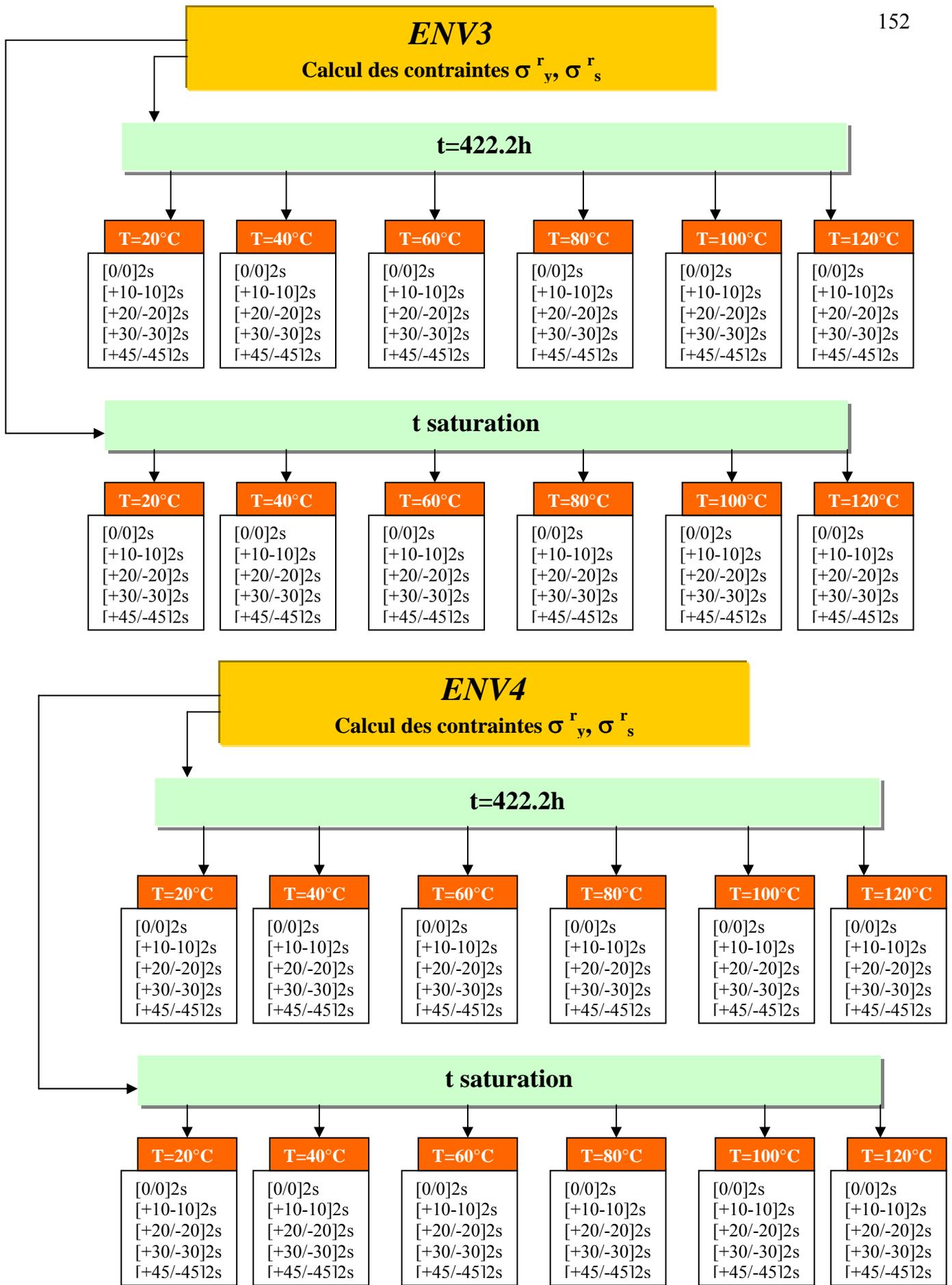


Figure 5.37 Organigramme 2 pour l'effet de l'anisotropie

5.7.1 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2,ENV3,ENV4 à T=20°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2s} au temps t=422.2h

a) t=422.2h , C=0

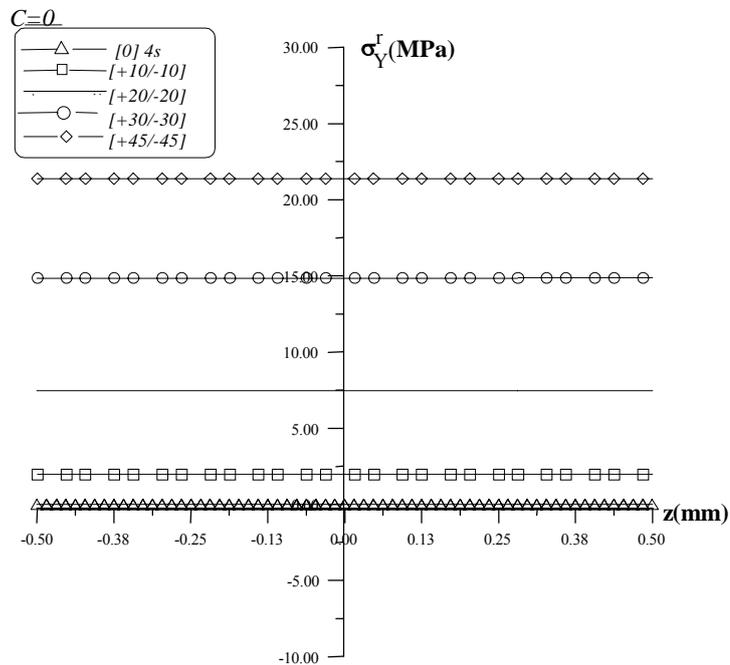


Figure 5.38 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=20°C et t=422.2h, ENV 1

b) t=422.2h , C=0.005

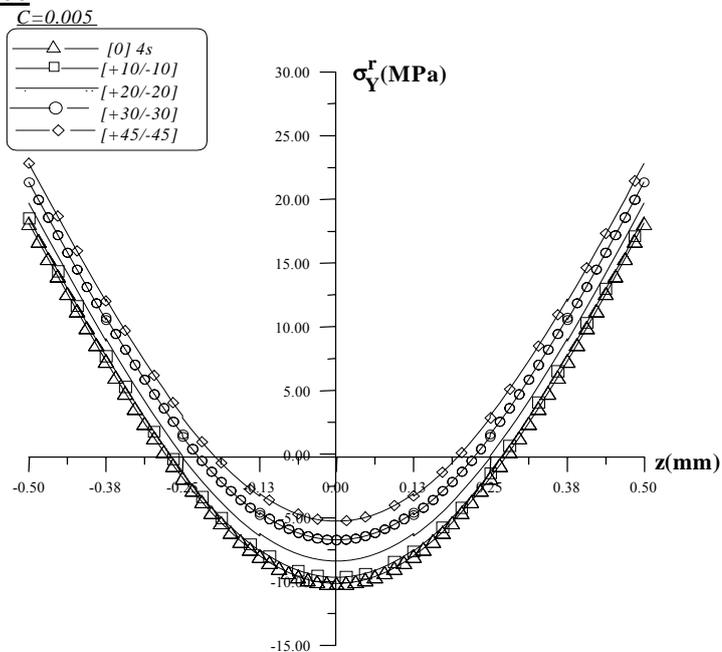


Figure 5.39 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=20°C et t=422.2h, ENV 2

c) $t=422.2h$, $C=0.01$

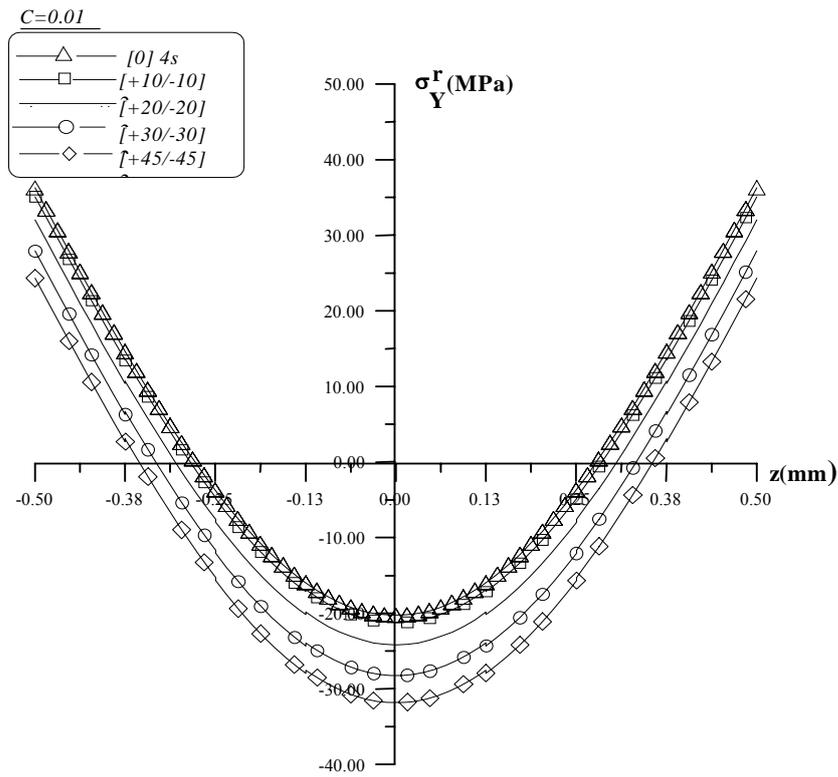


Figure 5.40 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$, ENV 3

d) $t=422.2h$ $C=0.015$

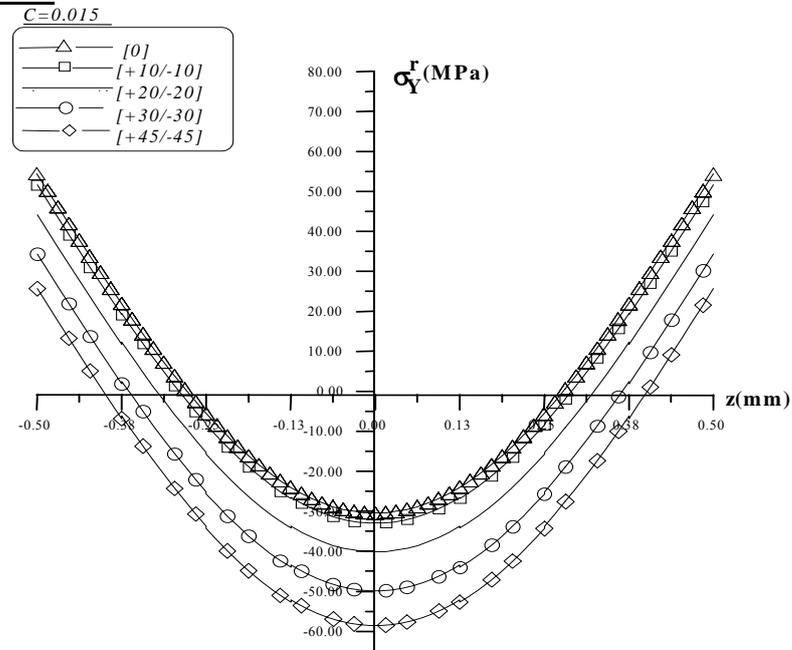


Figure 5.41 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$, ENV 4

5.7.2 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1
ENV2,ENV3,ENV4 à T=20°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2s} au temps t=4222h

a) t=4222h, C=0

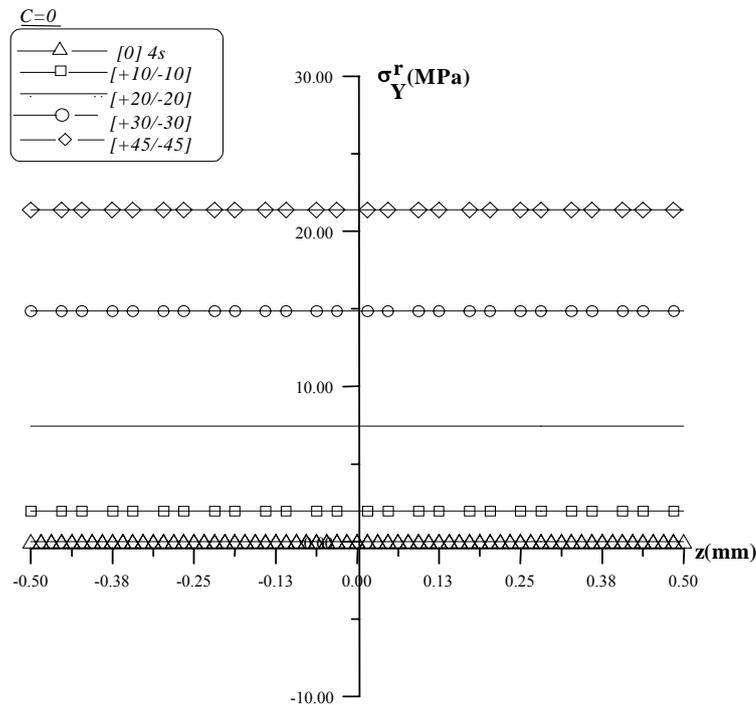


Figure 5.42 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=20°C et t=4222.2h, ENV 1

b) t=4222h, C=0.005

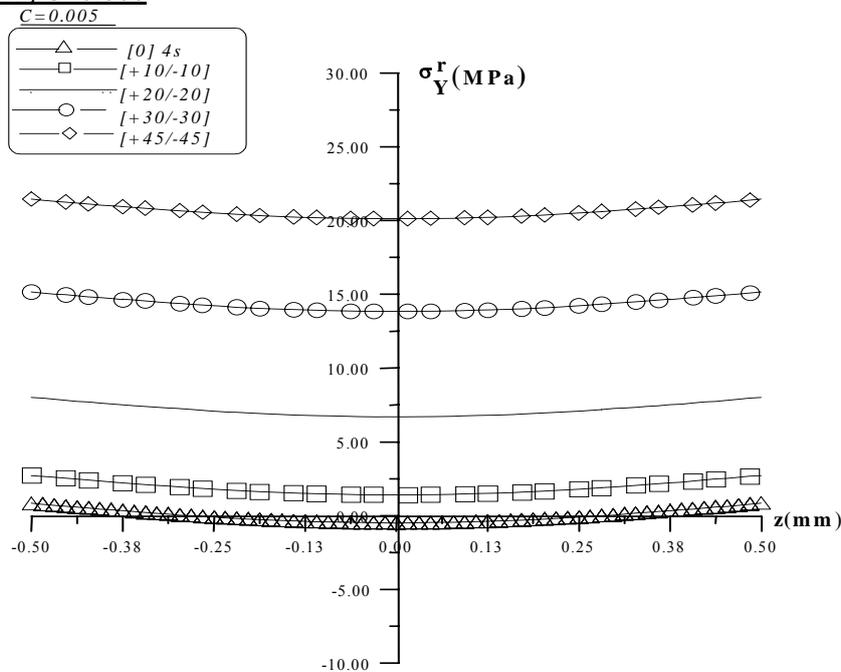


Figure 5.43 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=20°C et t=4222.2h, ENV 2

c) $t=4222h$, $C=0.01$

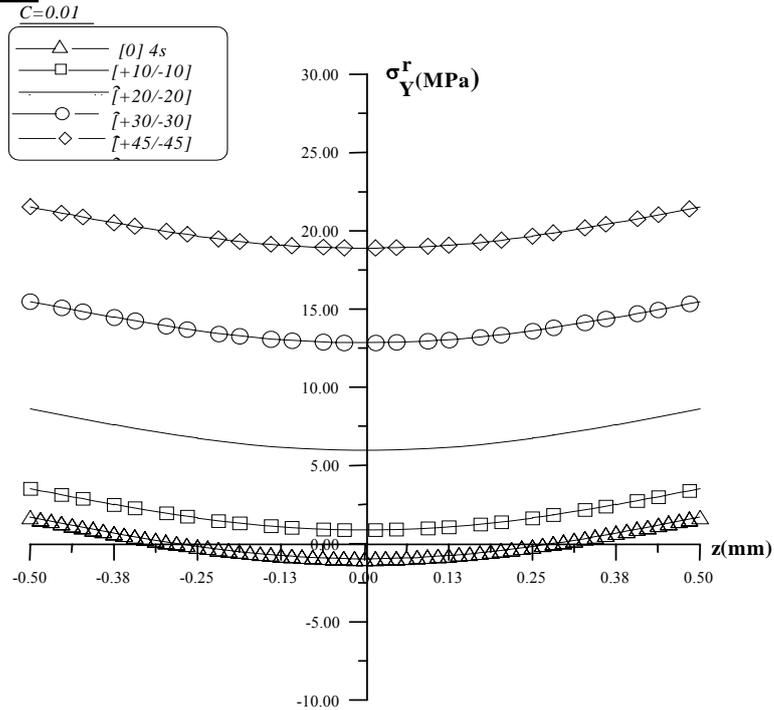


Figure 5.44 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=4222.2h$, ENV 3

d) $t=4222h$, $C=0.015$

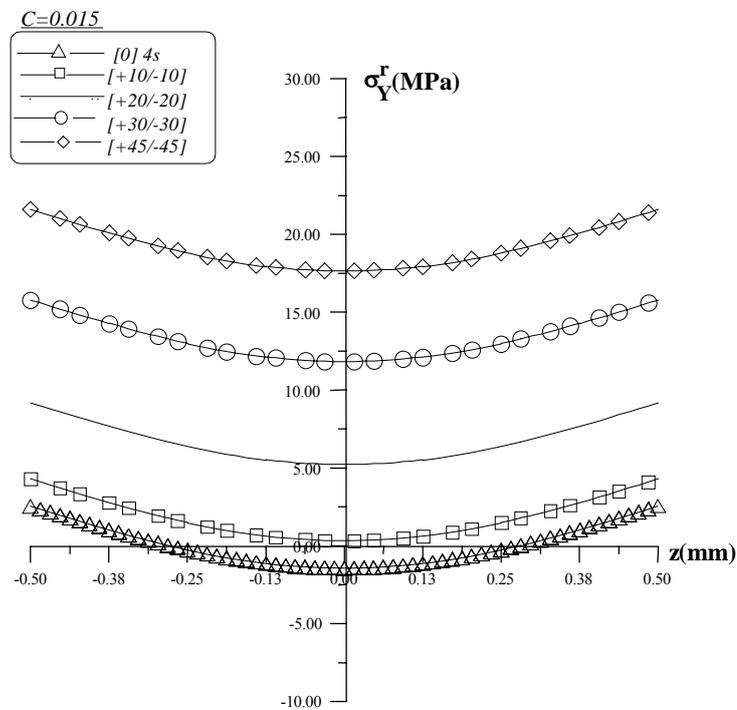


Figure 5.45 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=4222.2h$, ENV 4

5.7.3 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1
ENV2,ENV3,ENV4 à T=20°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2s} au temps t=sat

a) t=sat, C=0

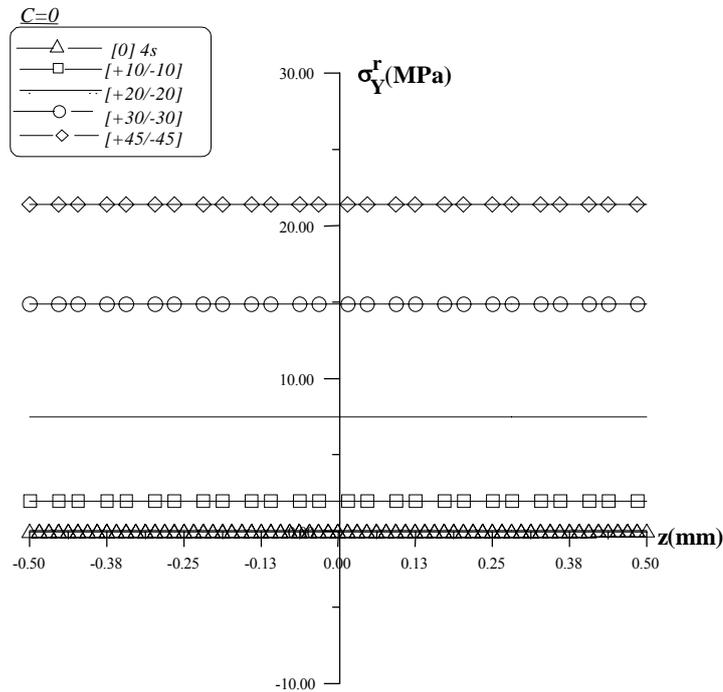


Figure 5.46 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=20°C et t=sat, ENV 1

b) t=sat, C=0.005

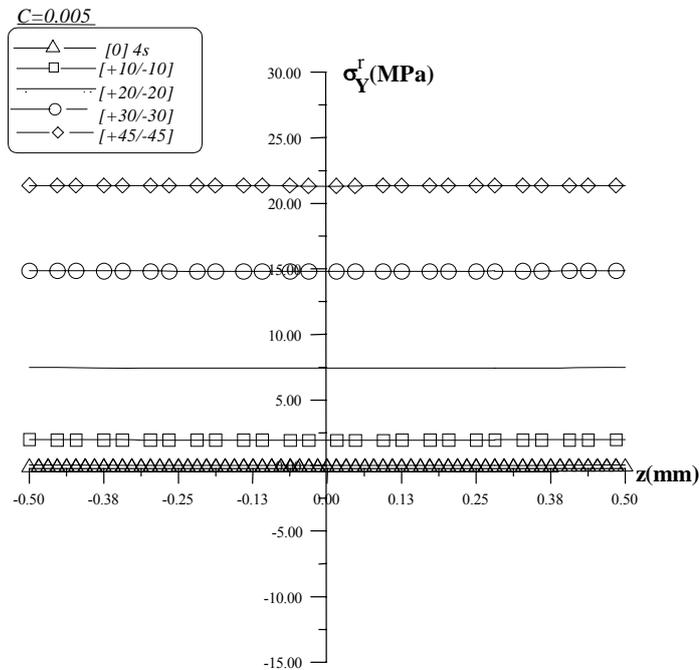


Figure 5.47 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=20°C et t=sat, ENV 2

c) $t=\text{sat}$, $C=0.01$

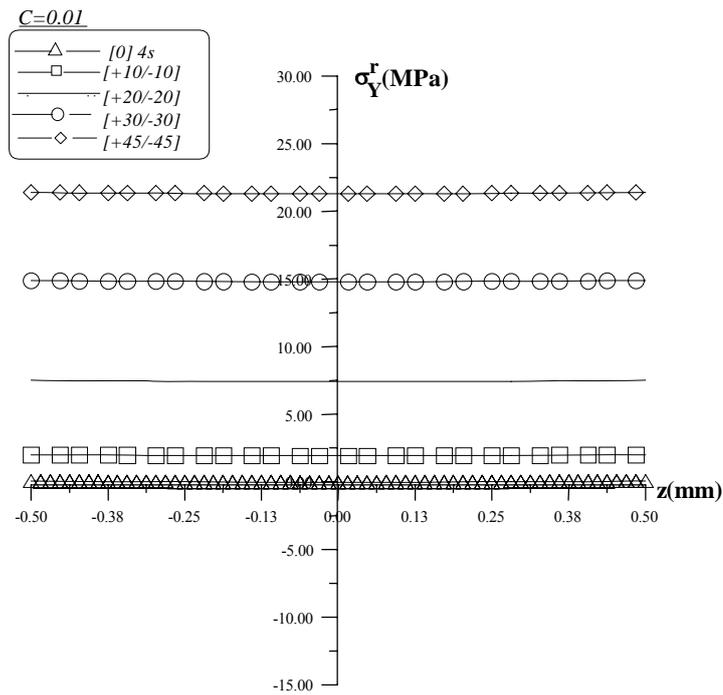


Figure 5.48 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=\text{sat}$, ENV 3

d) $t=\text{sat}$, $C=0.015$

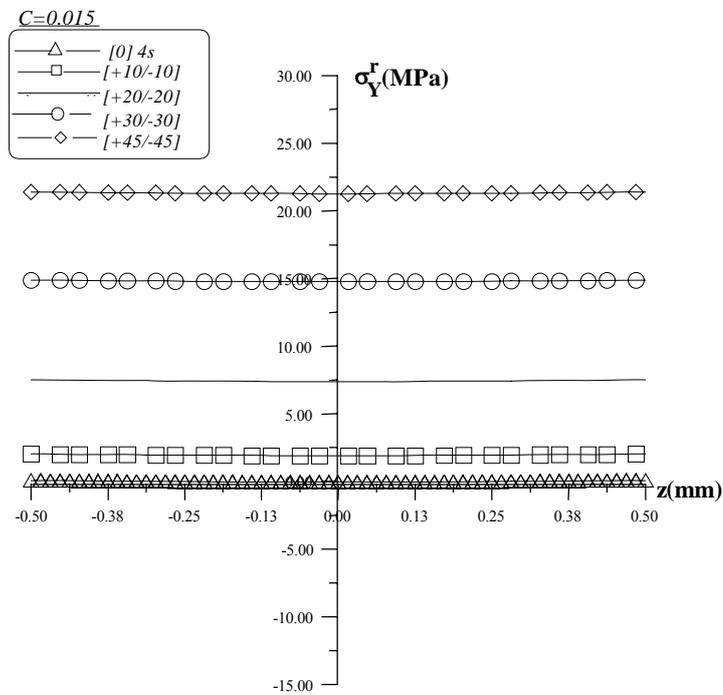


Figure 5.49 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=\text{sat}$, ENV 4

5.7.4 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2,ENV3,ENV4 à T=40°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2s} au temps t=422.2h

a) t=422.2h, C=0

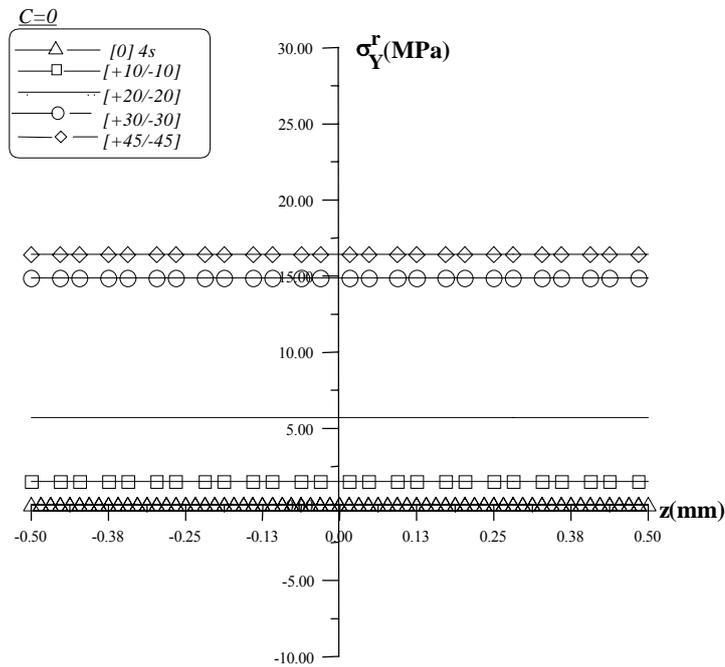


Figure 5.50 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/-θ]_{2s} en désorption à T=40°C et t=422.2h, ENV 1

b) t=422.2h, C=0.005

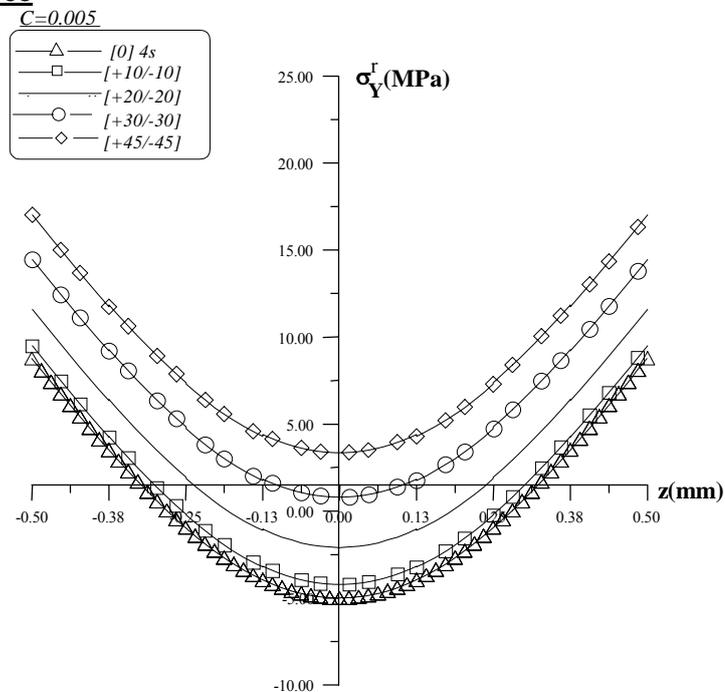


Figure 5.51 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/-θ]_{2s} en désorption à T=40°C et t=422.2h, ENV 2

c) $t=422.2h$, $C=0.01$

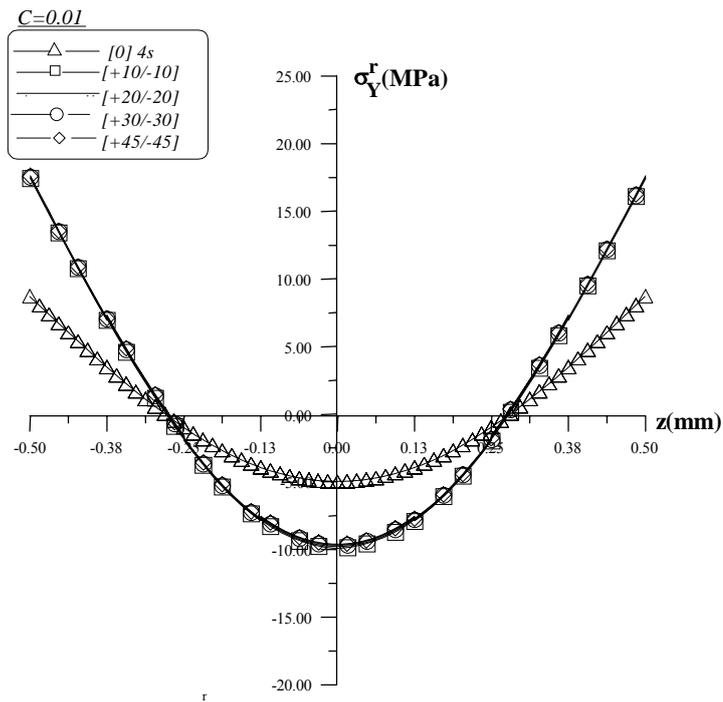


Figure 5.52 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2S}$ en désorption à $T=40^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$, ENV 3

d) $t=422.2h$, $C=0.015$

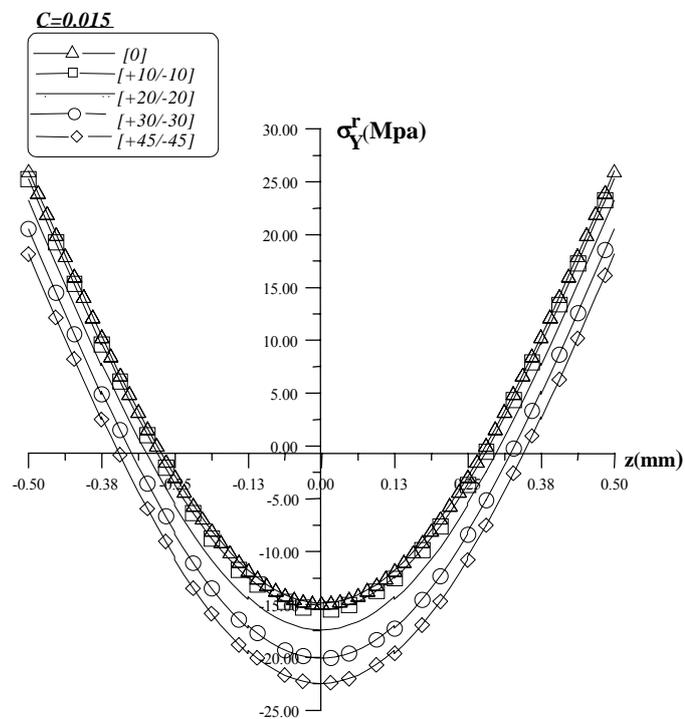


Figure 5.53 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2S}$ en désorption à $T=40^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$, ENV 4

5.7.5 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2,ENV3,ENV4 à T=40°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2s} au temps t=sat

a) t=sat , C=0

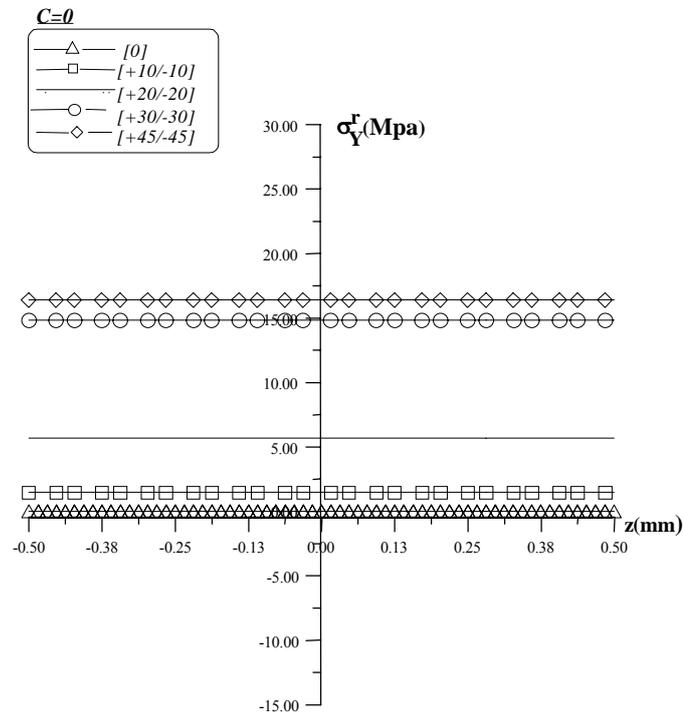


Figure 5.54 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=40°C et t=tsat ENV 1

b) t=sat , C=0.005

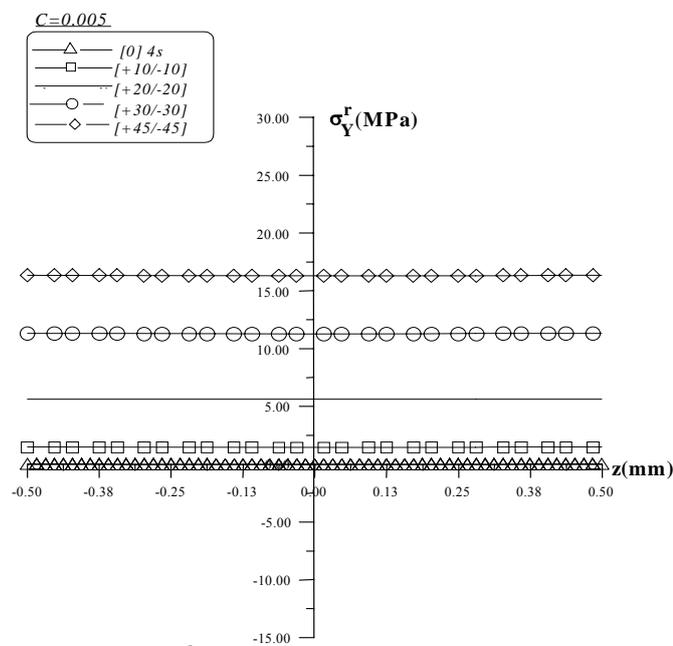


Figure 5.55 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=40°C et t=tsat ENV 2

c) $t=tsat$, $C=0.01$

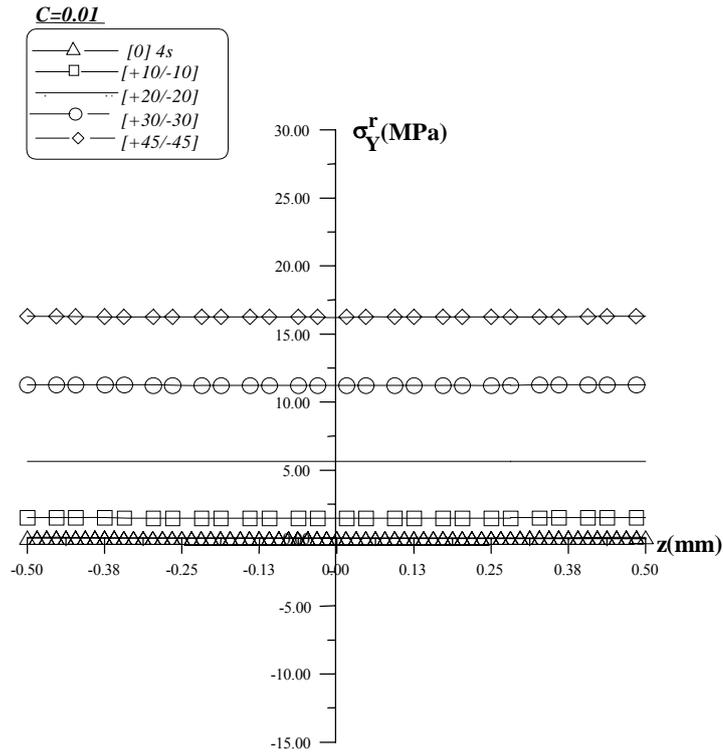


Figure 5.56 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2S} en désorption à T=40°C et t=tsat ENV 3

d) $t=tsat$, $C=0.015$

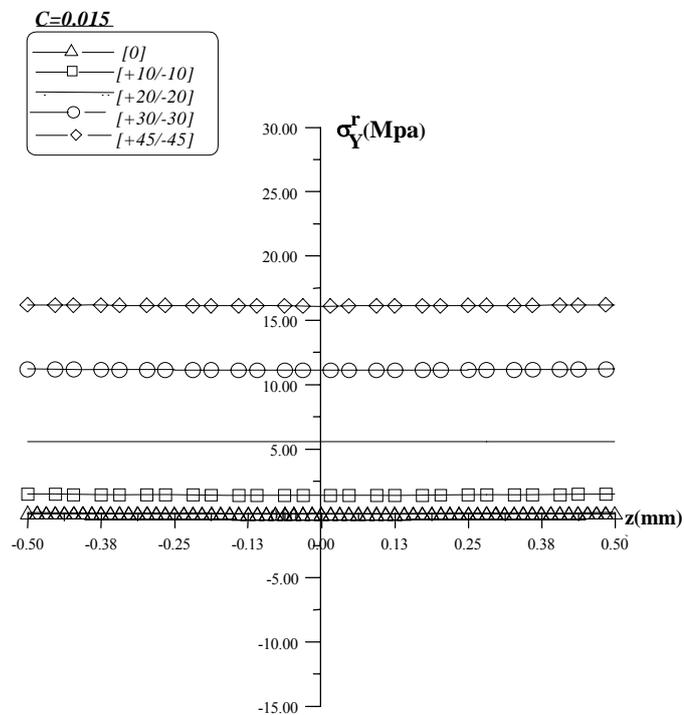


Figure 5.57 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2S} en désorption à T=40°C et t=tsat ENV 4

5.7.6 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2, ENV3, ENV4 à T=60°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2s} au temps t=422.2h

a) t=422.2h, C=0

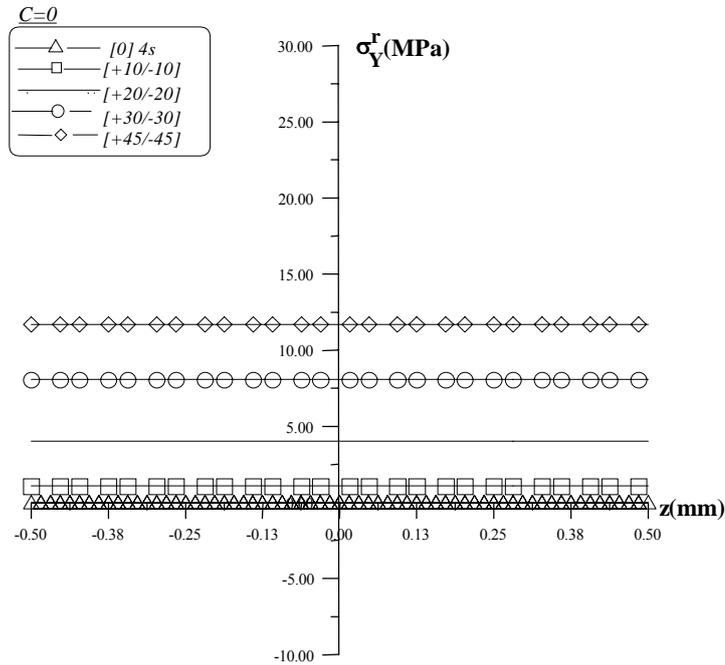


Figure 5.58 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/-θ]_{2s} en désorption à T=60°C et t=422.2h ENV 1

b) t=422.2h, C=0.005

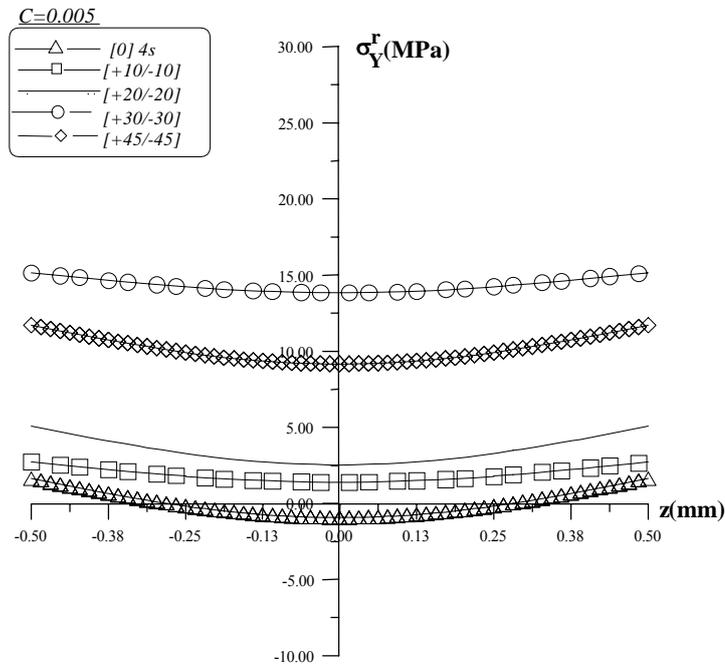


Figure 5.59 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/-θ]_{2s} en désorption à T=60°C et t=422.2h ENV 2

c) $t=422.2h$, $C=0.01$

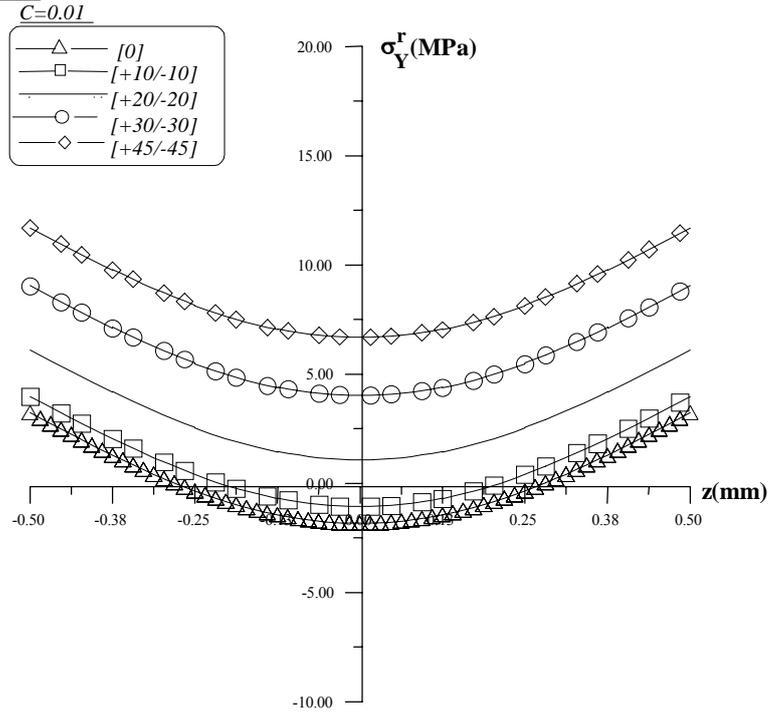


Figure 5.60 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2S} en désorption à $T=60^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$ ENV 3

d) $t=422.2h$, $C=0.015$

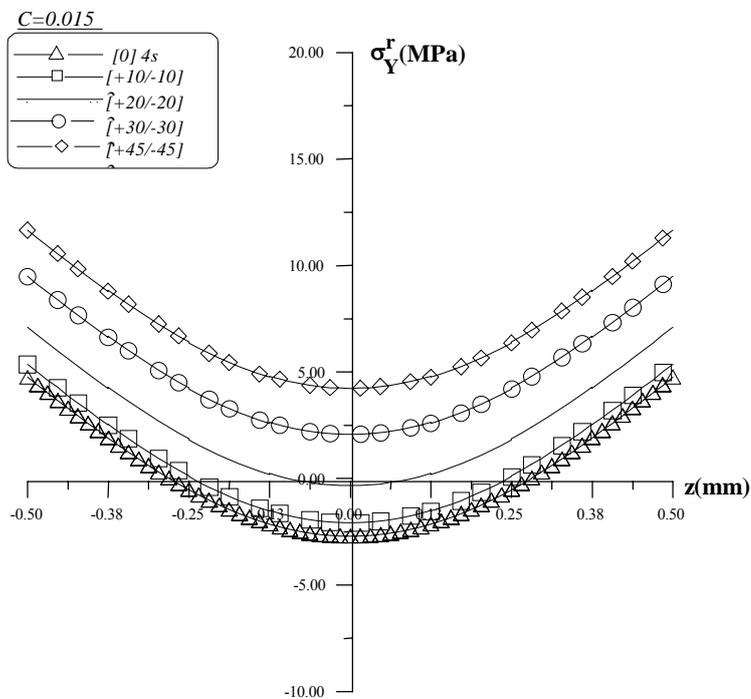


Figure 5.61 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2S} en désorption à $T=60^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$ ENV 4

5.7.7 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2, ENV3, ENV4 à $T=60^{\circ}\text{C}$ des stratifiés $[\theta / -\theta]_2s$ au temps $t=\text{sat}$

a) $t=\text{sat}$, $C=0$

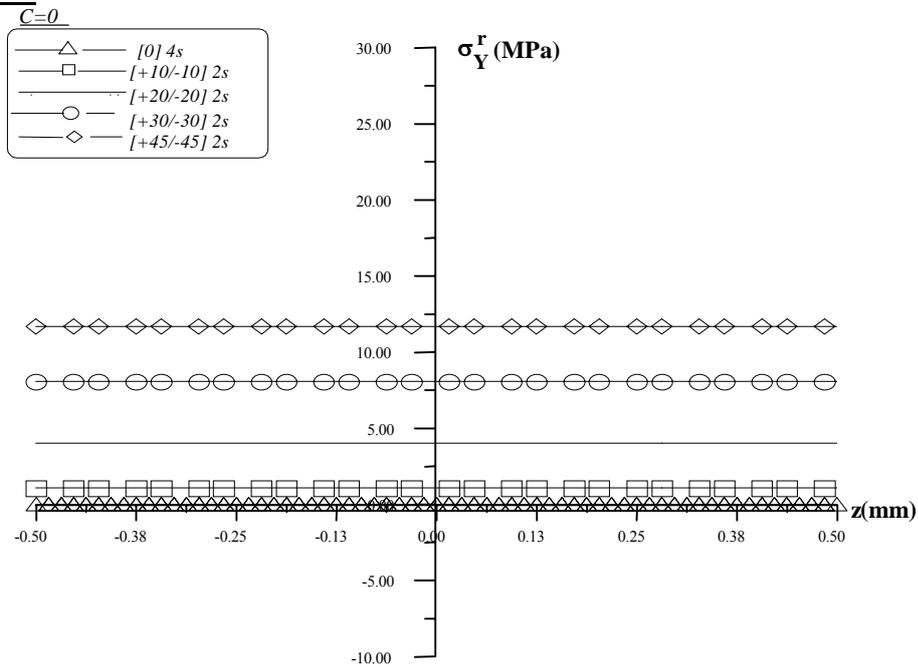


Figure 5.62 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[\theta / -\theta]_2s$ en désorption à $T=60^{\circ}\text{C}$ et $t=t \text{ sat}$ ENV 1

b) $t=\text{sat}$, $C=0.005$

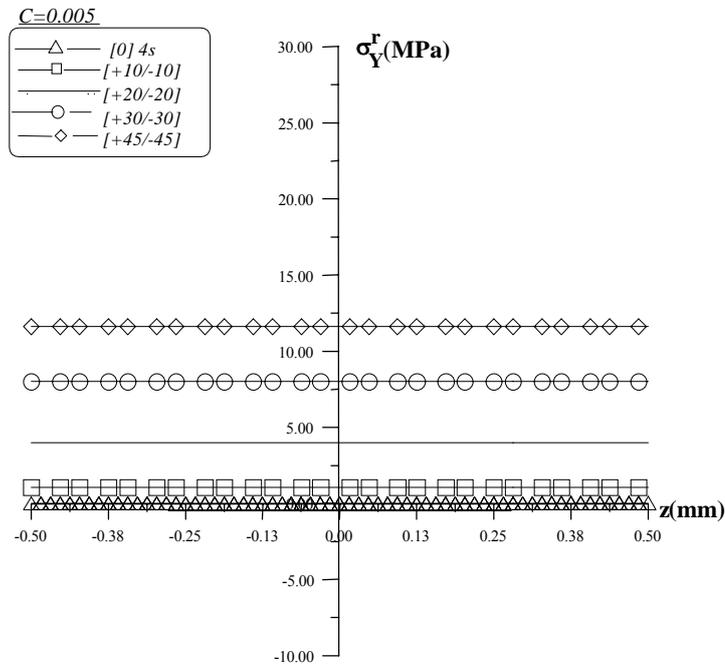


Figure 5.63 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[\theta / -\theta]_2s$ en désorption à $T=60^{\circ}\text{C}$ et $t=t \text{ sat}$ ENV 2

c) $t=_{\text{sat}}$, $C=0.01$

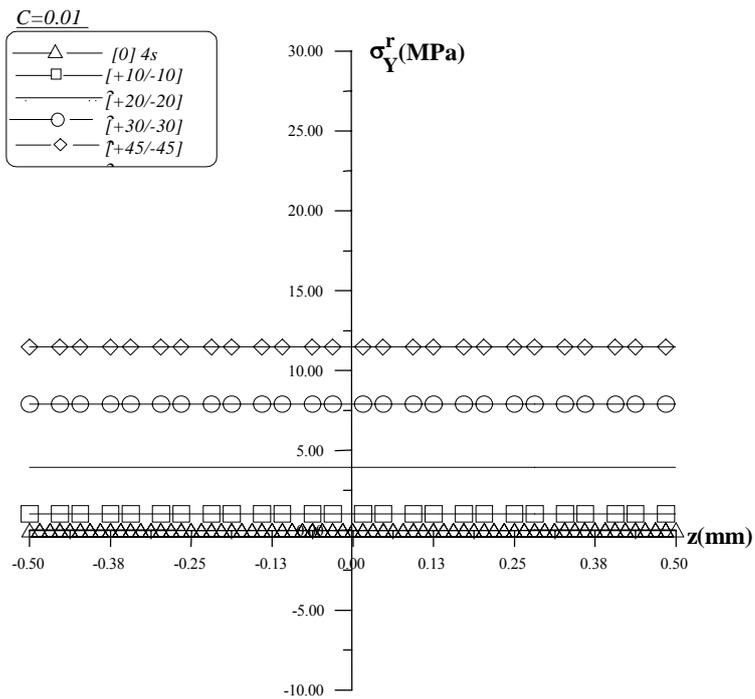


Figure 5.64 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=60^\circ\text{C}$ et $t=t_{\text{sat}}$ ENV 3

d) $t=_{\text{sat}}$, $C=0.015$

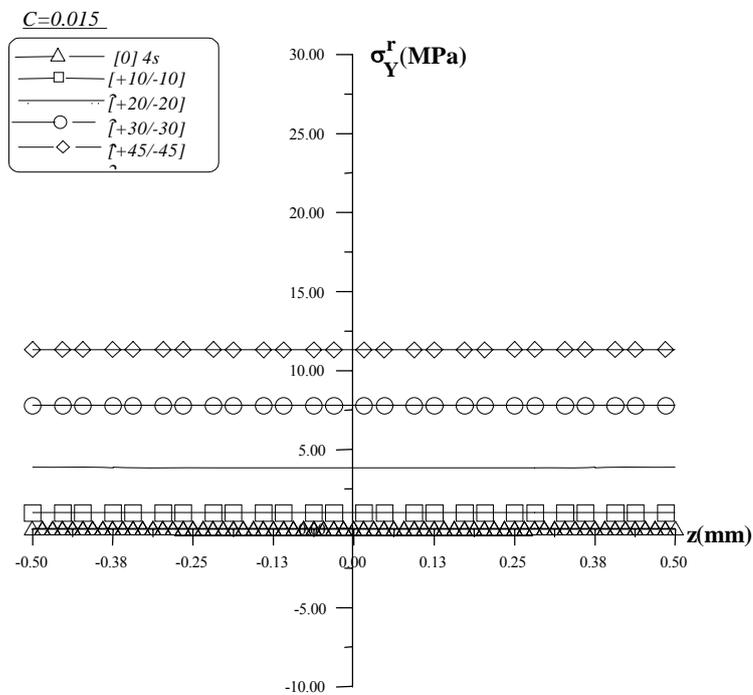


Figure 5.65 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=60^\circ\text{C}$ et $t=t_{\text{sat}}$ ENV 4

5.7.8 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2, ENV3, ENV4 à T=80°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2S} au temps t=422.2h

a) t=422.2h , C=0

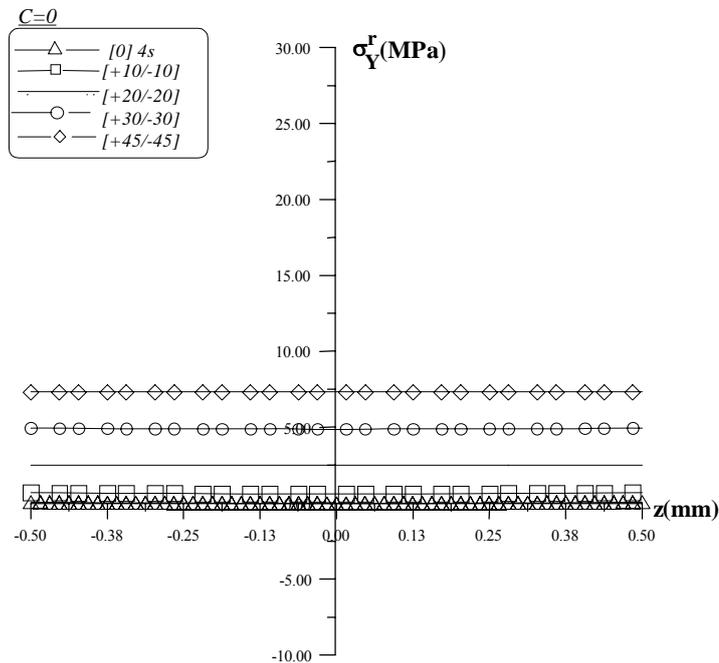


Figure 5.66 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/-θ]_{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2 ENV 1

b) t=422.2h , C=0.005

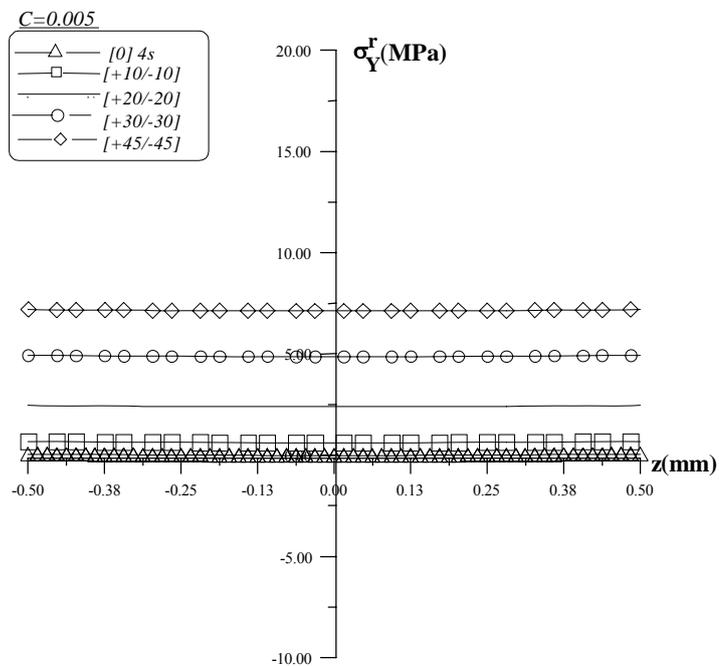


Figure 5.67 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/-θ]_{2S} en désorption à T=80°C et t=422.2h ENV 2

c) $t=422.2h$, $C=0.01$

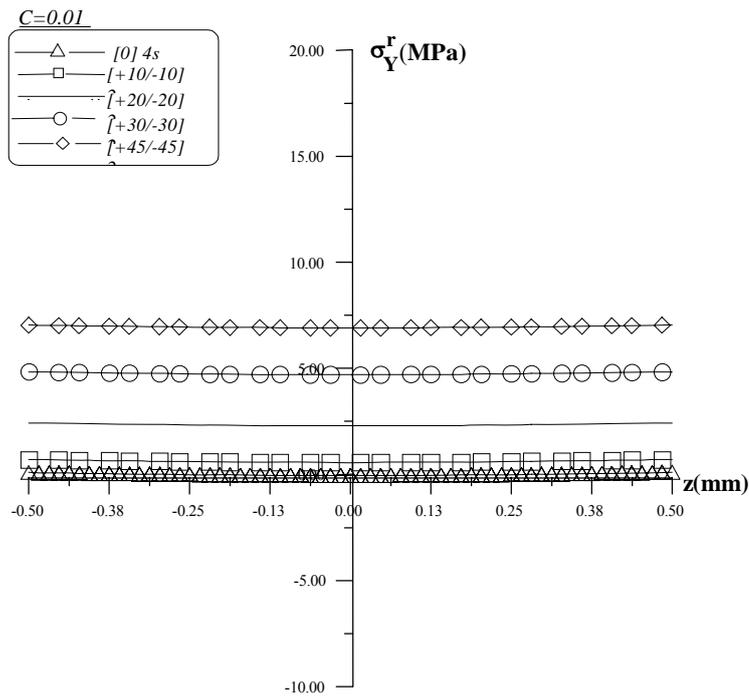


Figure 5.68 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=80^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$ ENV 3

d) $t=422.2h$, $C=0.015$

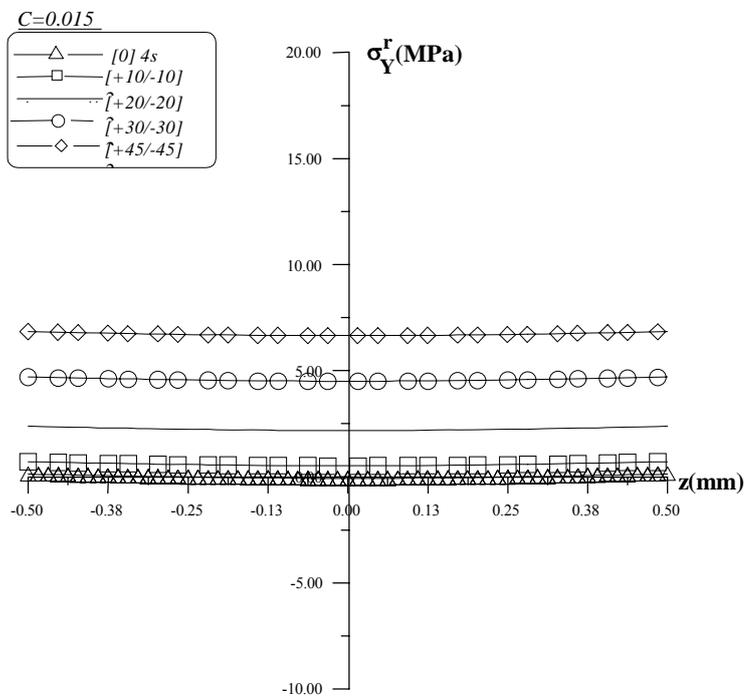


Figure 5.69 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=80^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$ ENV 4

5.7.9 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2,ENV3,ENV4 à T=80°C des stratifiés [+θ /-θ]_{2s} au temps t=sat

a) t=sat , C=0

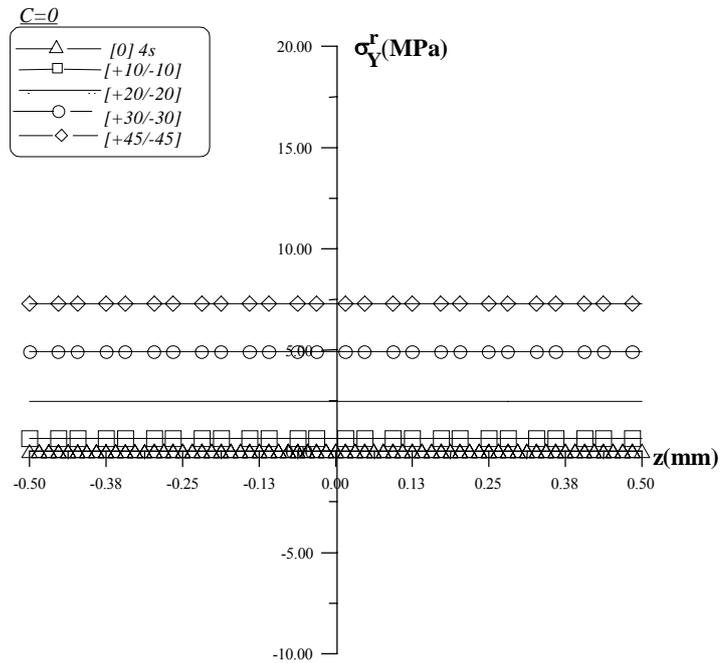


Figure 5.70 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=80°C et t=sat ENV 1

b) t=sat , C=0.005

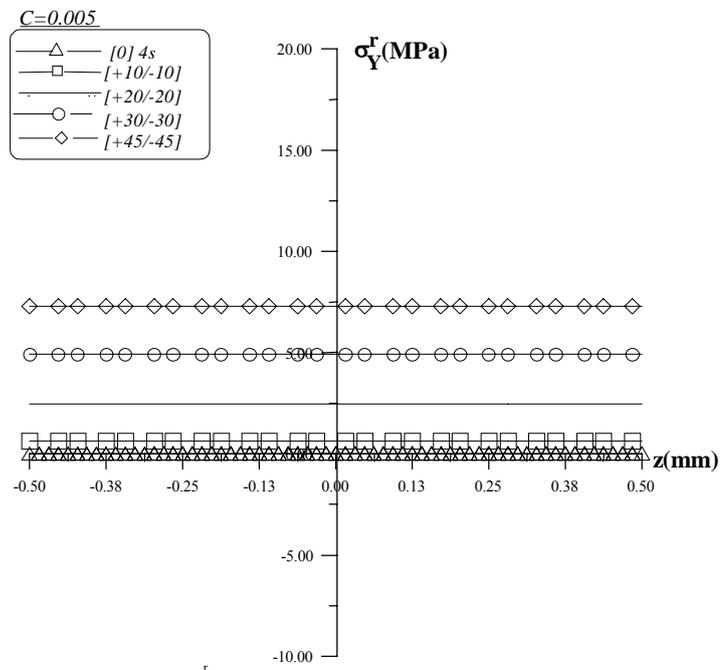


Figure 5.71 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+θ/- θ]_{2s} en désorption à T=80°C et t=sat ENV 2

c) $t=\text{sat}$, $C=0.01$, $C=0.015$

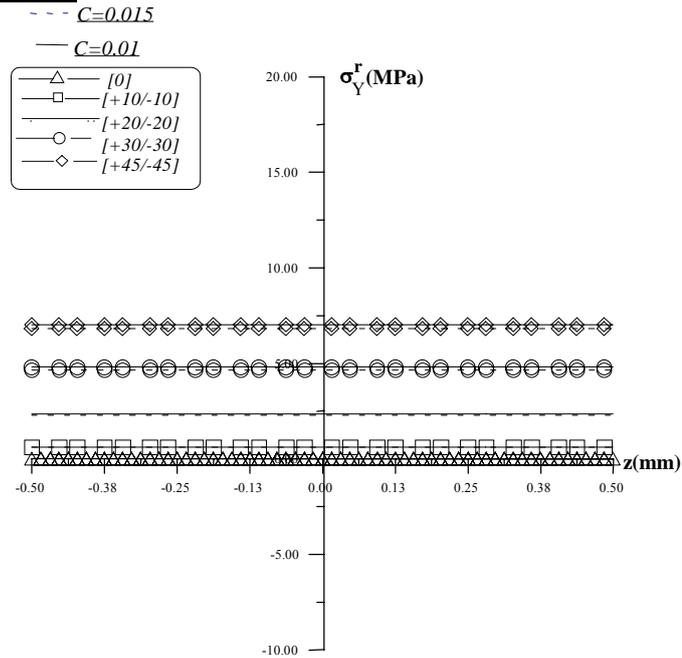


Figure 5.72 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=80^\circ\text{C}$ et $t=\text{sat}$ ENV 3, ENV 4

5.7.10 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2,ENV3,ENV4 à $T=100^\circ\text{C}$ des stratifiés $[+\theta /-\theta]_{2s}$ au temps $t=422.2\text{h}$

a) $t=422.2\text{h}$, $C=0$

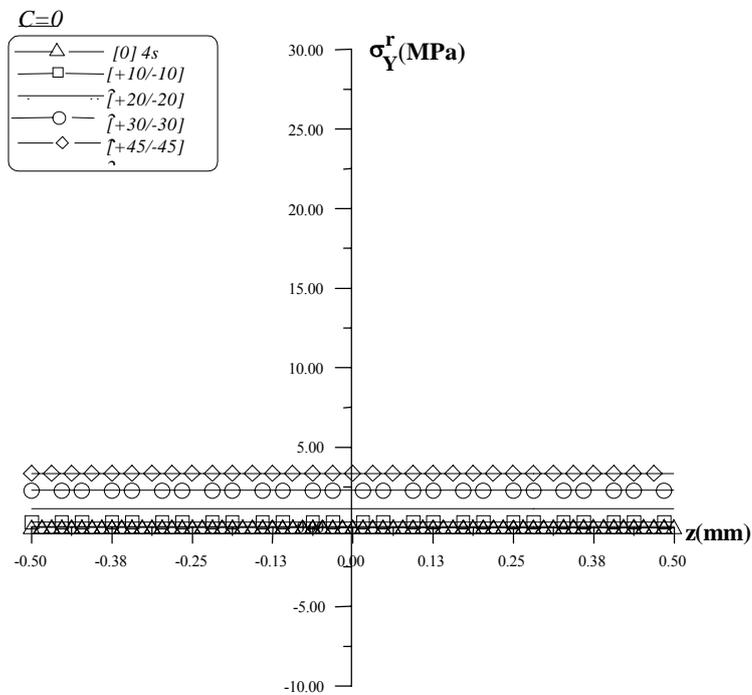


Figure 5.73 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=100^\circ\text{C}$ et $t=422.2\text{h}$ ENV 1

b) t=422.2h , C=0.005

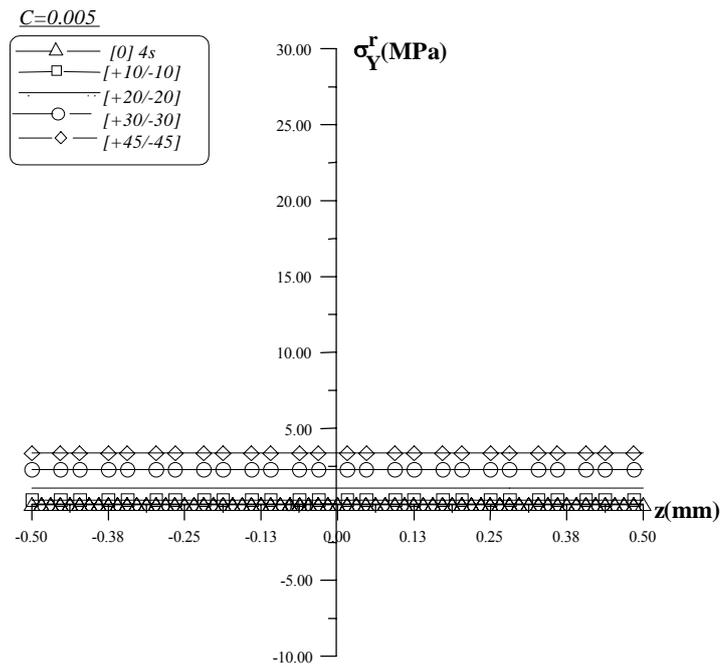


Figure 5.74 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ / $-\theta$]_{2s} en désorption à T=100°C et t=422.2h ENV 2

c) t=422.2h , C=0.01

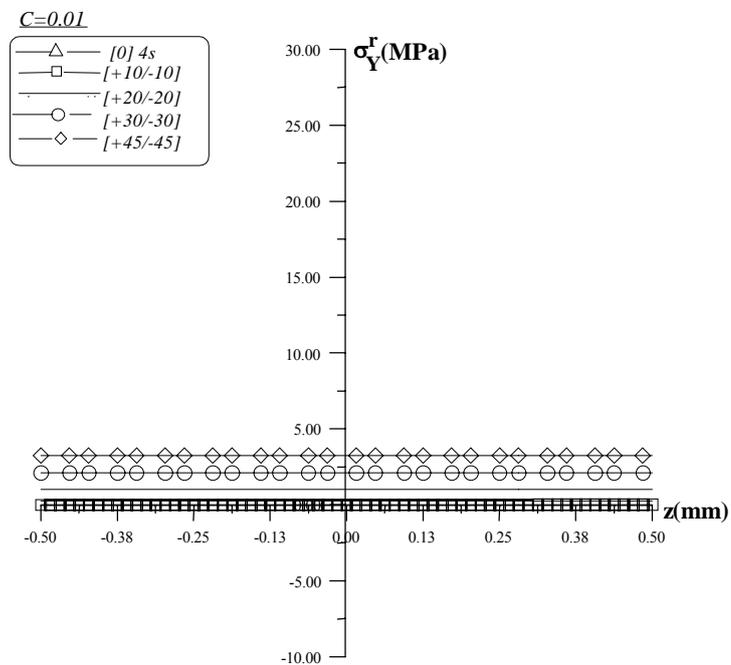


Figure 5.75 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ / $-\theta$]_{2s} en désorption à T=100°C et t=422.2h ENV 3

d) $t=422.2h$, $C=0.015$

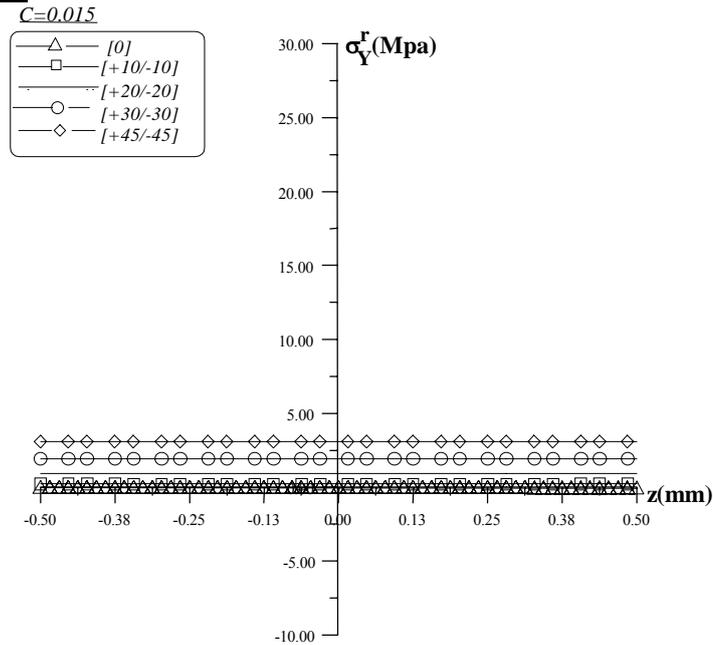


Figure 5.76 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2s} en désorption à T=100°C et t=422.2h ENV 4

5.7.11 Représentation des contraintes résiduelles transversales pour ENV1 ENV2,ENV3,ENV4 à T=120°C des stratifiés [+ θ /- θ]_{2s} au temps t=422.2h

a) $t=422.2h$, $C=0$

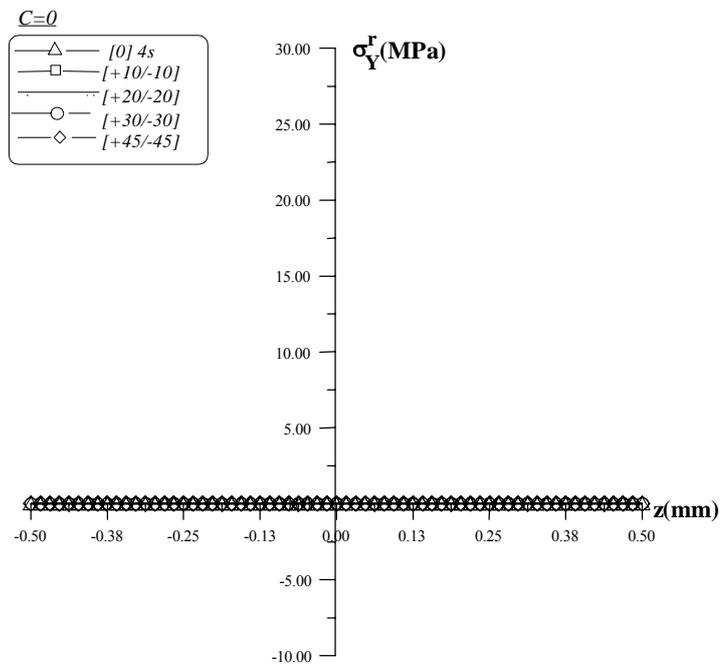


Figure 5.77 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2s} en désorption à T=120°C et t=422.2h ENV 1

b) $t=422.2h$, $C=0.005$

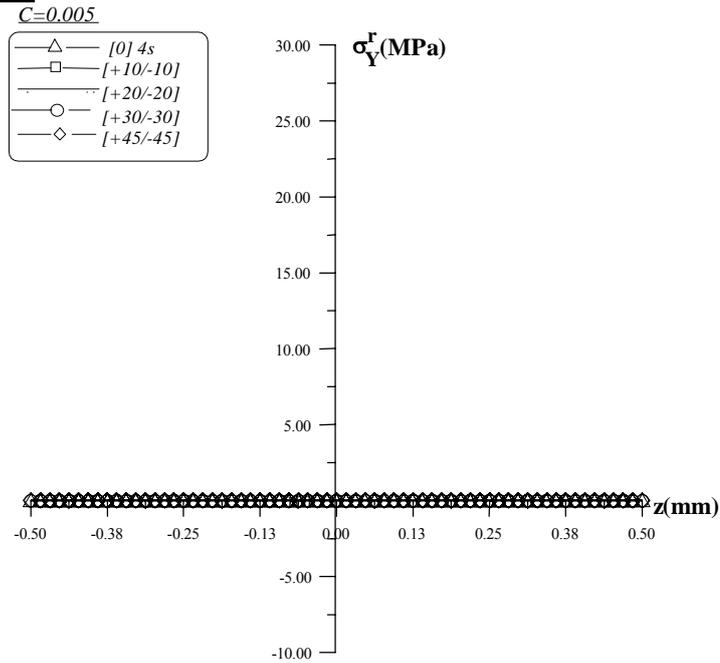


Figure 5.78 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2S} en désorption à $T=120^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$ ENV 2

c) $t=422.2h$, $C=0.01$

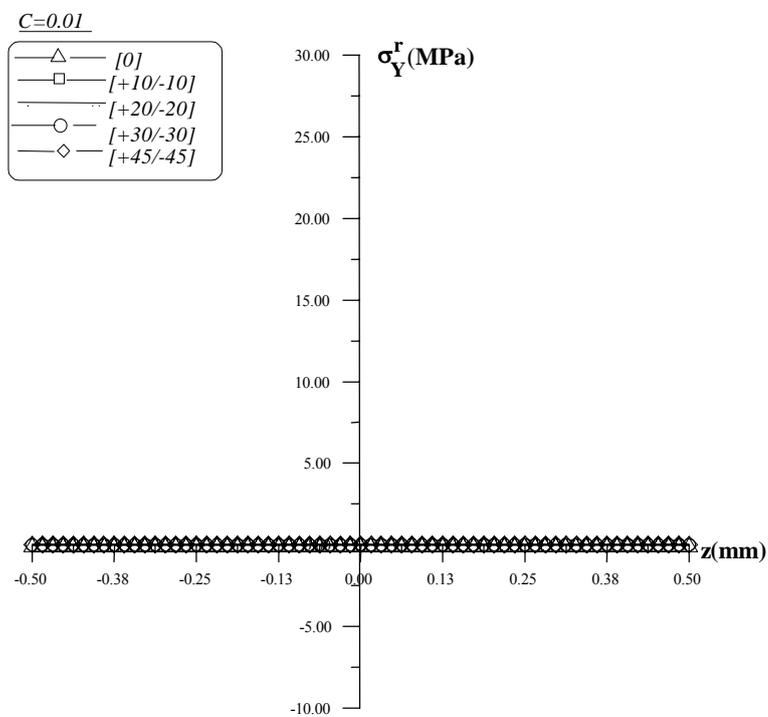


Figure 5.79 Contraintes transversales résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde [+ θ /- θ]_{2S} en désorption à $T=120^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$ ENV 3

d) $t=422.2h$, $C=0.015$

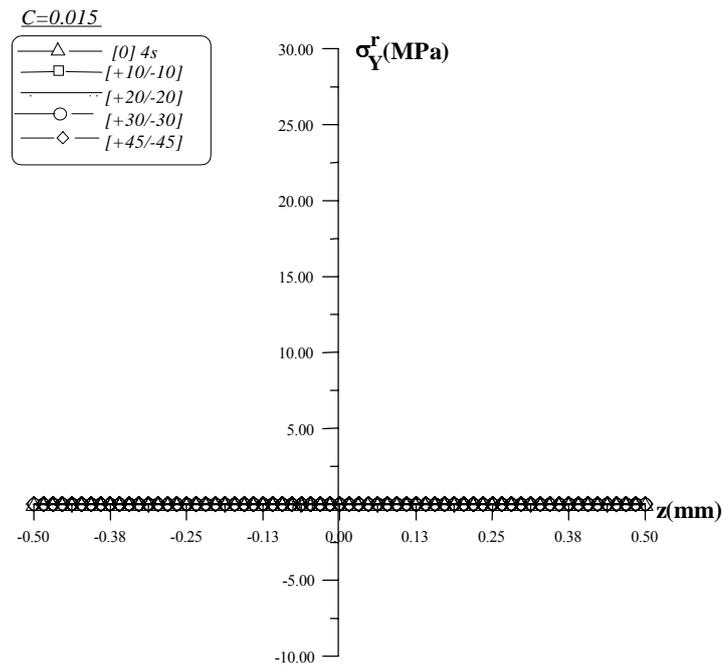


Figure 5.80 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_Y^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=120^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$ ENV 4.

5.7.12 Représentation des contraintes résiduelles de cisaillement ENV4 à $T=20^\circ\text{C}$ des stratifiés $[+\theta /-\theta]_{2s}$ au temps $t=422.2h$ et $t=sat$

a) $t=422.2h$

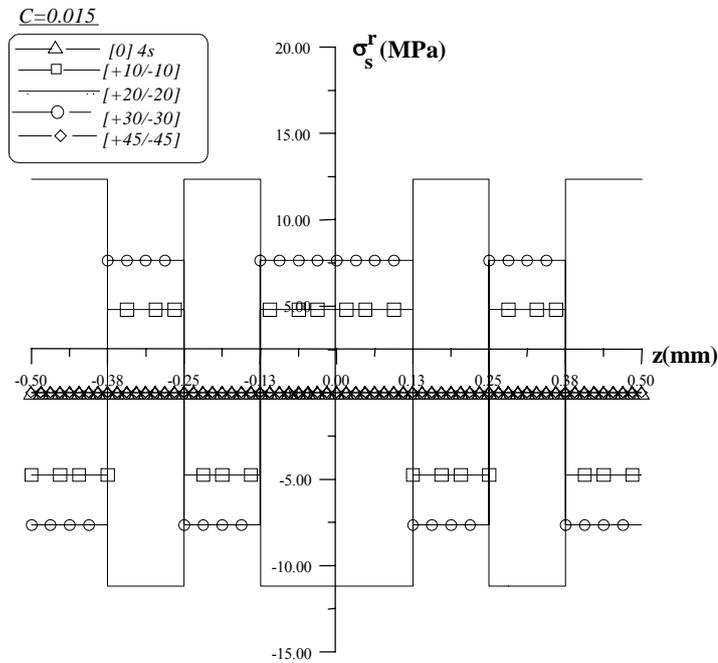


Figure 5.81 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_S^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$, ENV 4

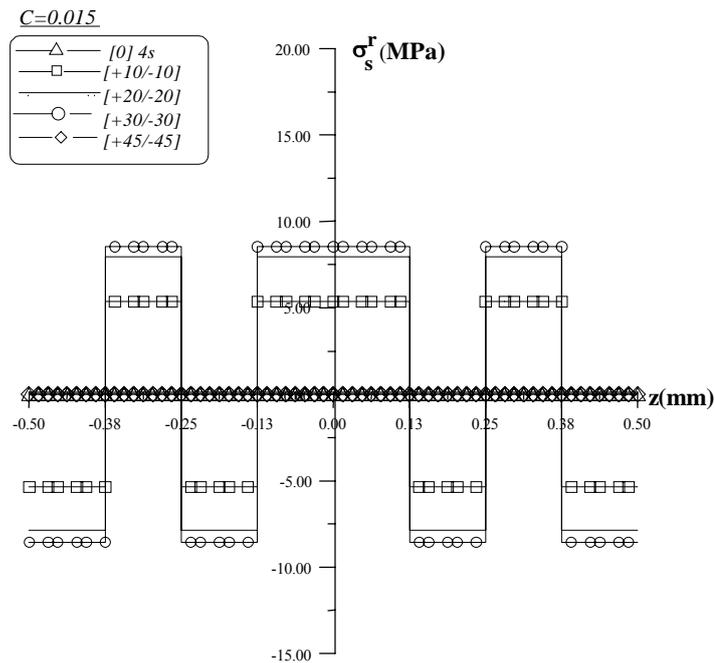
b) t=sat

Figure 5.82 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] $_{2s}$ en désorption à $T=20^\circ\text{C}$ et $t=\text{sat}$ ENV 4

5.7.13 Représentation des contraintes résiduelles de cisaillement ENV4 à $T=40^\circ\text{C}$ des stratifiés [+ θ /- θ] $_{2s}$ au temps $t=422.2\text{h}$ et $t=\text{sat}$

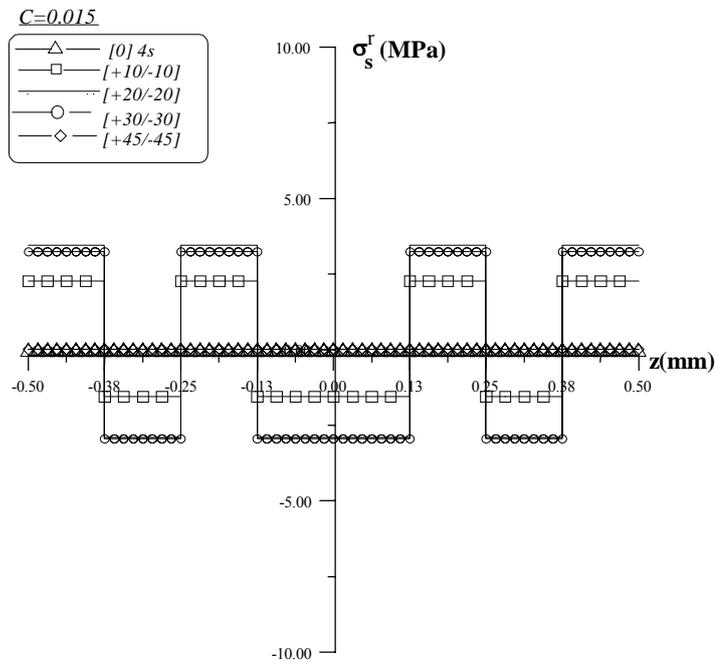
a) t=422.2h

Figure 5.83 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde [+ θ /- θ] $_{2s}$ en désorption à $T=40^\circ\text{C}$ et $t=422.2\text{h}$, ENV 4

b) t=sat

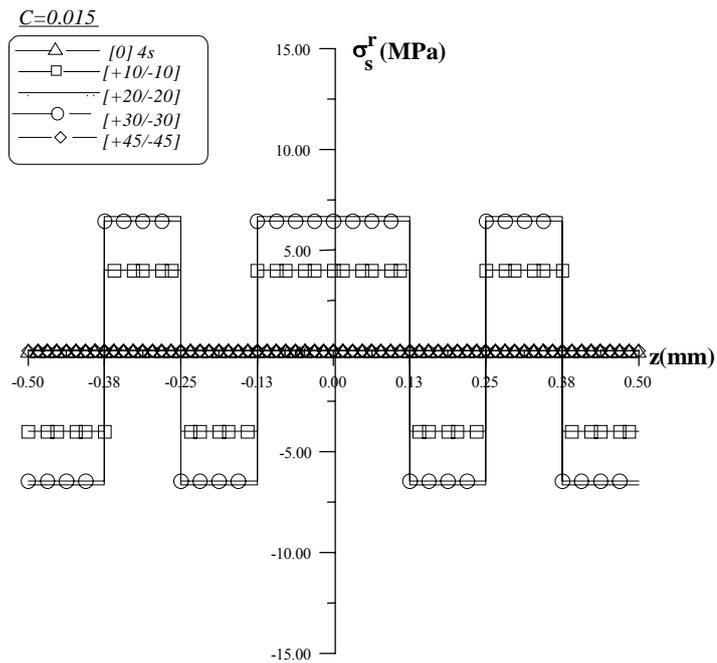


Figure 5.84 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=40^\circ\text{C}$ et $t=\text{sat}$, ENV 4

5.7.14 Représentation des contraintes résiduelles de cisaillement ENV4 à $T=60^\circ\text{C}$ des stratifiés $[+\theta/-\theta]_{2s}$ au temps $t=422.2\text{h}$ et $t=\text{sat}$

a) t=422.2h

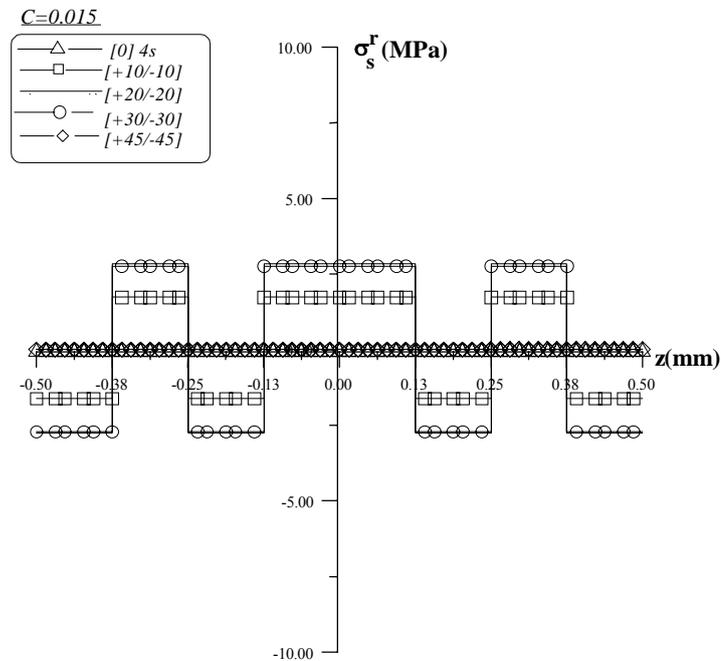


Figure 5.85 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=60^\circ\text{C}$ et $t=422.2\text{h}$, ENV 4

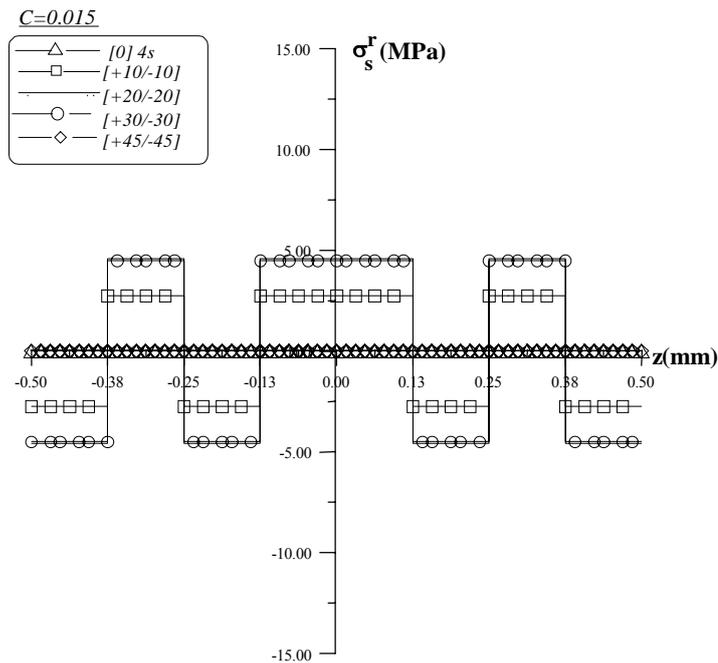
b) $t=sat$ 

Figure 5.86 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=60^\circ\text{C}$ et $t=sat$, ENV 4

5.7.15 Représentation des contraintes résiduelles de cisaillement ENV4 à $T=80^\circ\text{C}$ des stratifiés $[+\theta/-\theta]_{2s}$ au temps $t=422.2h$ et $t=sat$

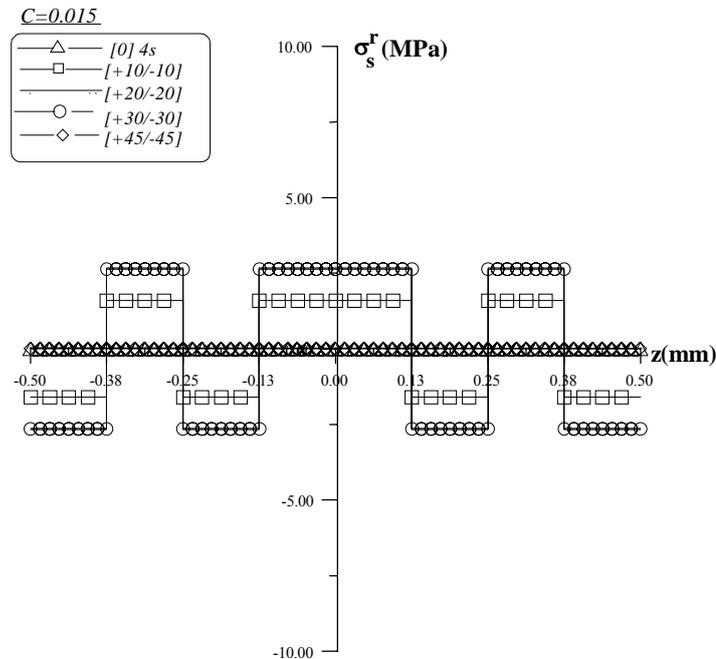
a) $t=422.2h$ 

Figure 5.87 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=80^\circ\text{C}$ et $t=422.2h$, ENV 4

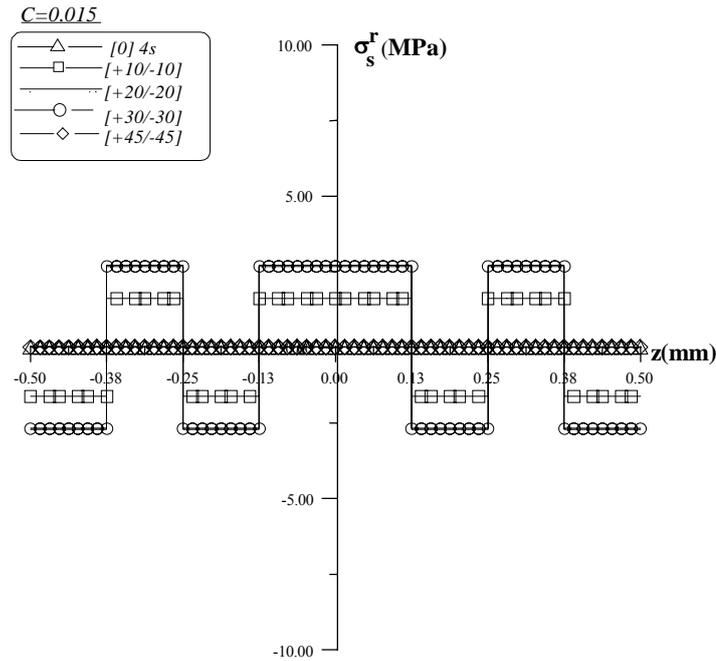
b) t=tsat

Figure 5.88 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=80^\circ\text{C}$ et $t=\text{tsat}$, ENV 4

5.7.16 Représentation des contraintes résiduelles de cisaillement ENV4 à $T=100^\circ\text{C}$ des stratifiés $[+\theta/-\theta]_{2s}$ au temps $t=422.2\text{h}$ et $t=\text{sat}$

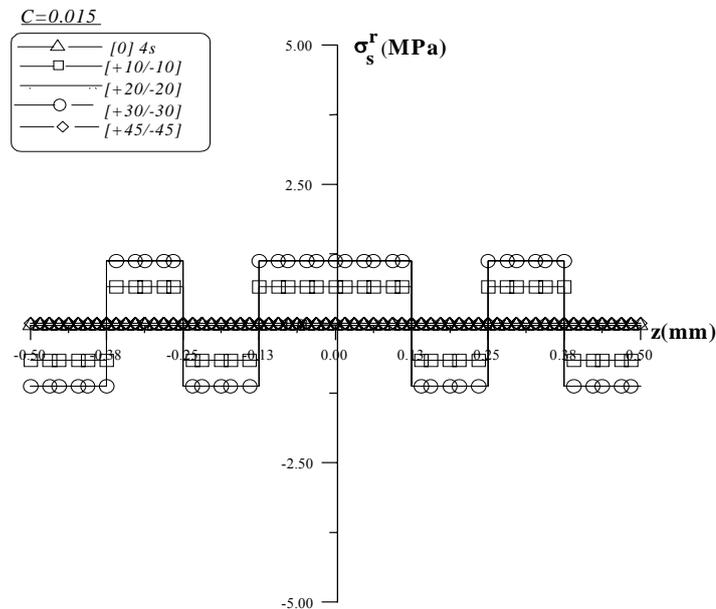
a) t=422.2h

Figure 5.89 Contraintes de cisaillement résiduelles σ_s^r du graphite époxyde $[+\theta/-\theta]_{2s}$ en désorption à $T=100^\circ\text{C}$ et $t=422.2\text{h}$, ENV 4

5. 8 Synthèse des résultats pour les contraintes σ_Y^r

Faisons une synthèse des valeurs des contraintes maximales transversales obtenues pour chaque température, pour chaque environnement et pour chaque stratifié, à $t=4222.2h$ et au temps de saturation t_{sat} .

Tableau 5.23: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$ à $T=20^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=4222h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max t=sat
C=0	0	40.52	0	0	40.52	0	0
C=0.005	18.12	40.56	44.67	0.84	40.56	2.07	0.02
C=0.01	36.26	40.60	89.3	1.69	40.60	4.16	0.05
C=0.015	54.42	40.66	133.84	2.53	40.66	6.22	0.08

Tableau 5.24: σ_Y^r max à $t=422h$, $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=4222h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max t=sat
C=0	1.95	40.52	4.81	1.95	40.52	4.81	1.95
C=0.005	18.51	40.56	45.63	2.72	40.56	6.70	1.33
C=0.01	35.09	40.60	86.42	3.49	40.60		2.00
C=0.015	51.69	40.66	127.12	4.27	40.66	10.50	2.02

Tableau 5.25: σ_Y^r max à $t=422h$, $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=4222h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max t=sat
C=0	7.43	40.52	18.33	7.43	40.52	18.33	7.43
C=0.005	19.71	40.56	48.59	8.01	40.56	19.74	7.45
C=0.01	31.99	40.60	78.79	8.58	40.60	21.13	7.48
C=0.015	44.29	40.66	108.92	9.1	40.66	22.38	7.5

Tableau 5.26: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$,

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=4222h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max t=sat
C=0	14.84	40.52	36.62	14.84	40.52	35.73	14.81
C=0.005	21.36	40.56	52.66	15.15	40.56	37.35	14.81
C=0.01	27.88	40.60	68.66	15.46	40.60	38.07	14.81
C=0.015	34.41	40.66	84.62	15.77	40.66		14.81

Tableau 5.27: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=4222h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max t=sat
C=0	21.36	40.52	52.71	21.36	40.52	52.36	21.36
C=0.005	22.81	40.56	56.23	21.43	40.56	52.83	21.36
C=0.01	24.27	40.60	59.77	21.51	40.60	52.98	21.36
C=0.015	25.74	40.66	63.30	21.58	40.66	53.07	21.36

Tableau 5.28: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	35.27	0	0	35.27	0
C=0.005	8.76	34.89	25.10	0	34.89	0
C=0.01	8.75	34.46	25.39	0	34.46	0
C=0.015	26.04	33.94	76.72	0	33.94	0

Tableau 5.29: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	1.47	35.27	4.16	1.47	35.27	4.16
C=0.005	9.48	34.89	27.17	1.49	34.89	4.27
C=0.01	17.42	34.46	50.55	1.49	34.46	4.32
C=0.015	25.27	33.94	74.45	1.5	33.94	0.44

Tableau 5.30: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	5.65	35.27	16.01	5.65	35.27	16.01
C=0.005	11.58	34.89	33.19	5.63	34.89	16.13
C=0.01	17.45	34.46	50.63	5.61	34.46	16.27
C=0.015	23.25	33.94	68.50	5.58	33.94	16.44

Tableau 5.31: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	11.34	35.27	41.05	11.34	35.27	32.15
C=0.005	14.44	34.89	41.38	11.31	34.89	32.41
C=0.01	17.52	34.46	50.84	11.26	34.46	32.67
C=0.015	20.54	33.94	60.51	11.21	33.94	33.02

Tableau 5.32: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	16.39	35.27	46.47	16.39	35.27	46.47
C=0.005	17	34.89	48.72	16.34	34.89	46.83
C=0.01	17.58	34.46	51.01	16.28	34.46	47.24
C=0.015	18.48	33.94	54.44	16.20	33.94	47.73

Tableau 5.33 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	29.934	0	0	29.934	0
C=0.005	1.62	29.13	5.56	0	29.13	0
C=0.01	3.21	28.19	11.38	0	28.19	0
C=0.015	4.75	27.07	17.54	0	27.07	0

Tableau 5.34: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	1.04	29.934	3.47	1.04	29.934	3.47
C=0.005	2.51	29.13	8.61	1.03	29.13	3.53
C=0.01	3.96	28.19	14.04	1.01	28.19	3.58
C=0.015	5.35	27.07	19.76	0.99	27.07	3.65

Tableau 5.35: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	3.99	29.934	13.33	3.99	29.934	13.33
C=0.005	5.05	29.13	17.33	3.95	29.13	13.55
C=0.01	6.09	28.19	21.6	3.9	28.19	13.83
C=0.015	7.08	27.07	26.15	3.84	27.07	14.18

Tableau 5.36: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	8.04	29.934	26.86	8.04	29.934	26.86
C=0.005	8.55	29.13	29.35	7.97	29.13	27.36
C=0.01	9.03	28.19	32.03	7.88	28.19	27.95
C=0.015	9.47	27.07	34.98	7.77	27.07	28.70

Tableau 5.37: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	11.68	29.934	39.02	11.68	29.934	39.02
C=0.005	11.69	29.13	40.13	11.58	29.13	39.75
C=0.01	11.68	28.19	41.43	11.46	28.19	40.65
C=0.015	11.64	27.07	43.14	11.31	27.07	41.78

Tableau 5.38: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0.04	24.48	0.16	0	24.48	0
C=0.005	0.04	23.23	0.17	0	23.23	0
C=0.01	0.08	21.76	0.36	0	21.76	0
C=0.015	0.125	20.00	0.625	0	20.00	0

Tableau 5.39: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0.66	24.48	2.69	0.62	24.48	2.53
C=0.005	0.66	23.23	2.84	0.62	23.23	2.66
C=0.01	0.68	21.76	3.125	0.58	21.76	2.66
C=0.015	0.70	20.00	0.35	0.60	20.00	3

Tableau 5.40: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	2.46	24.48	10.09	2.46	24.48	10.04
C=0.005	2.44	23.23	10.5	2.46	23.23	10.58
C=0.01	2.41	21.76	11.07	2.35	21.76	10.79
C=0.015	2.36	20.00	11.8	2.27	20.00	11.35

Tableau 5.41: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	4.92	24.48	20.09	4.9	24.48	20.01
C=0.005	4.92	23.23	21.17	4.9	23.23	21.09
C=0.01	4.82	21.76	22.15	4.79	21.76	22.01
C=0.015	4.68	20.00	23.4	4.64	20.00	23.2

Tableau 5.42: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	7.3	24.48		7.3	24.48	29.82
C=0.005	7.17	23.23		7.3	23.23	31.42
C=0.01	7.02	21.76		7.01	21.76	32.21
C=0.015	6.82	20.00		6.81	20.00	34.05

Tableau 5.43: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	18.9	0	0	18.9	0
C=0.005	0	17.16	0	0	17.16	0
C=0.01	0	15.10	0	0	15.10	0
C=0.015	0	12.62	0	0	12.62	0

Tableau 5.44: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0.28	18.9	1.48	0.28	18.9	1.48
C=0.005	0.27	17.16	1.57	0.27	17.16	1.57
C=0.01	0.26	15.10	1.72	0.26	15.10	1.72
C=0.015	0.24	12.62	1.9	0.24	12.62	1.90

Tableau 5.45: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	1.11	18.9	5.87	1.11	18.9	5.87
C=0.005	1.07	17.16	6.23	1.07	17.16	6.23
C=0.01	1.01	15.10	6.68	1.01	15.10	6.68
C=0.015	0.94	12.62	7.44	0.94	12.62	7.44

Tableau 5.46: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	2.27	18.9	12.01	2.27	18.9	12.01
C=0.005	2.27	17.16	13.22	2.27	17.16	13.22
C=0.01	2.08	15.10	13.77	2.08	15.10	13.77
C=0.015	1.94	12.62	15.37	1.94	12.62	15.37

Tableau 5.47: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	3.34	18.9	17.67	3.34	18.9	17.67
C=0.005	3.34	17.16	19.46	3.34	17.16	19.46
C=0.01	3.23	15.10	21.39	3.23	15.10	21.39
C=0.015	3.08	12.62	24.40	3.08	12.62	24.40

Tableau 5.48 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	13.12	0	0	13.12	0
C=0.005	0	10.84	0	0	10.84	0
C=0.01	0	8.09	0	0	8.09	0
C=0.015	0	4.69	0	0	4.69	0

Tableau 5.49 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	13.12	0	0	13.12	0
C=0.005	0	10.84	0	0	10.84	0
C=0.01	0	8.09	0	0	8.09	0
C=0.015	0	4.69	0	0	4.69	0

Tableau 5.50: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	13.12	0	0	13.12	0
C=0.005	0	10.84	0	0	10.84	0
C=0.01	0	8.09	0	0	8.09	0
C=0.015	0	4.69	0	0	4.69	0

Tableau 5.51: σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_Y^r max, t=422.2h	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, t=sat	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	13.12	0	0	13.12	0
C=0.005	0	10.84	0	0	10.84	0
C=0.01	0	8.09	0	0	8.09	0
C=0.015	0	4.69	0	0	4.69	0

Tableau 5.52 : σ_Y^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_Y^r max, $t=422.2h$	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$	σ_Y^r max, $t=sat$	Y_T	$\% \sigma_Y^r / Y_T$
C=0	0	13.12	0	0	13.12	0
C=0.005	0	10.84	0	0	10.84	0
C=0.01	0	8.09	0	0	8.09	0
C=0.015	0	4.69	0	0	4.69	0

5.9 Interprétation des résultats pour σ_y^r

Afin d'illustrer les résultats précédents et d'affiner leurs interprétations, nous allons représenter la variation des contraintes maximales pour les cinq stratifiés : $[0/0]_{2s}$, $[+10/-10]_{2s}$, $[+20/-20]_{2s}$, $[+30/-30]_{2s}$, $[+45/-45]_{2s}$, ainsi que la résistance à la rupture Y_T correspondant à chaque environnement et à chaque température:

1. A chaque température et à différentes concentrations,
2. Puis, à chaque concentration et à différentes températures.

5.9.1 Contraintes maximales σ_y^r et Y_T à chaque température et à différentes concentrations, $t=422.2h$

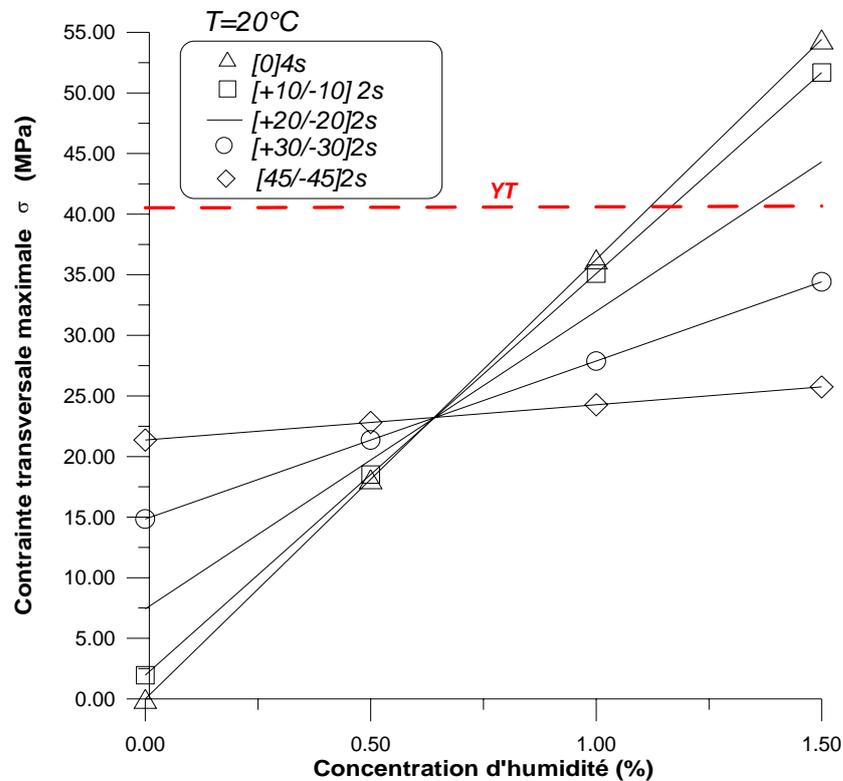


Figure 5.90 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la concentration de l'humidité à $T=20^\circ C$, $t=422.2h$

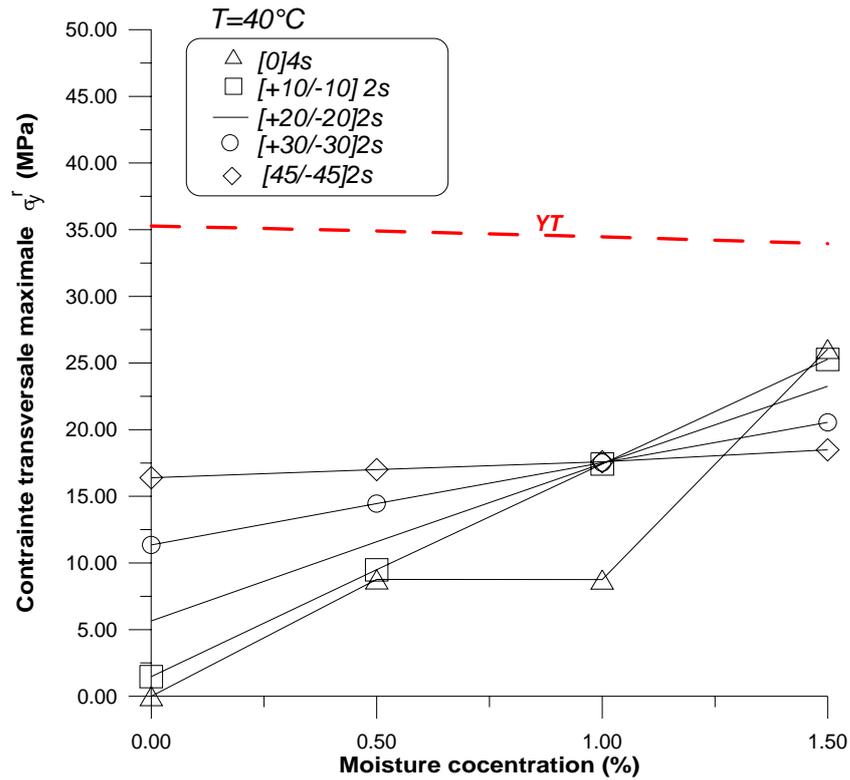


Figure 5.91 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la concentration de l'humidité à $T=40^{\circ}\text{C}$, $t=422.2\text{h}$

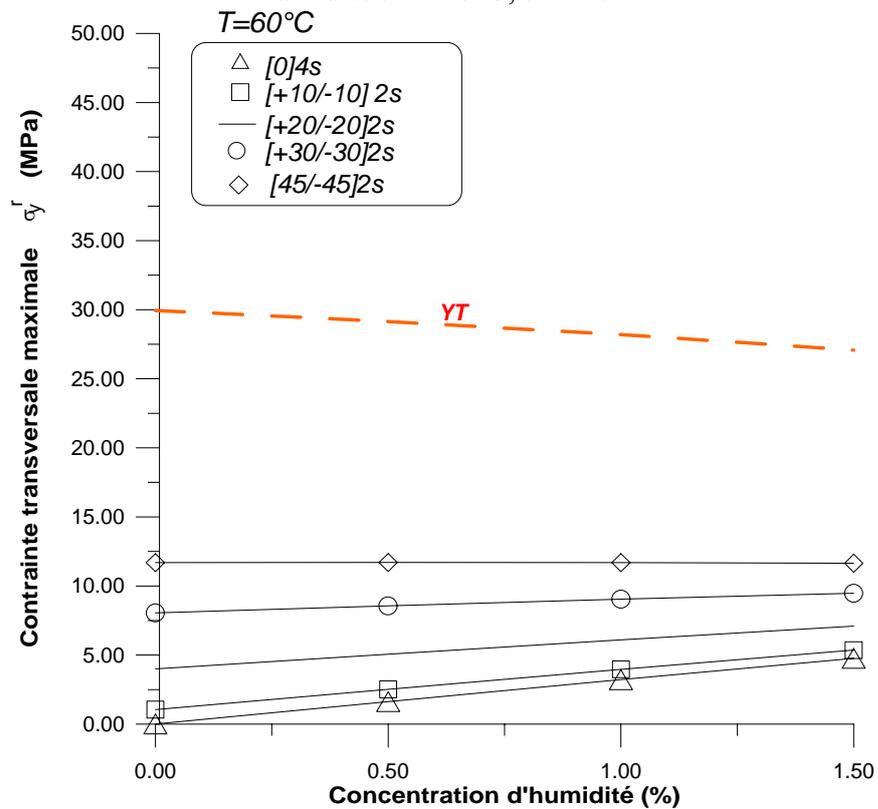


Figure 5.92 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la concentration de l'humidité à $T=60^{\circ}\text{C}$, $t=422.2\text{h}$

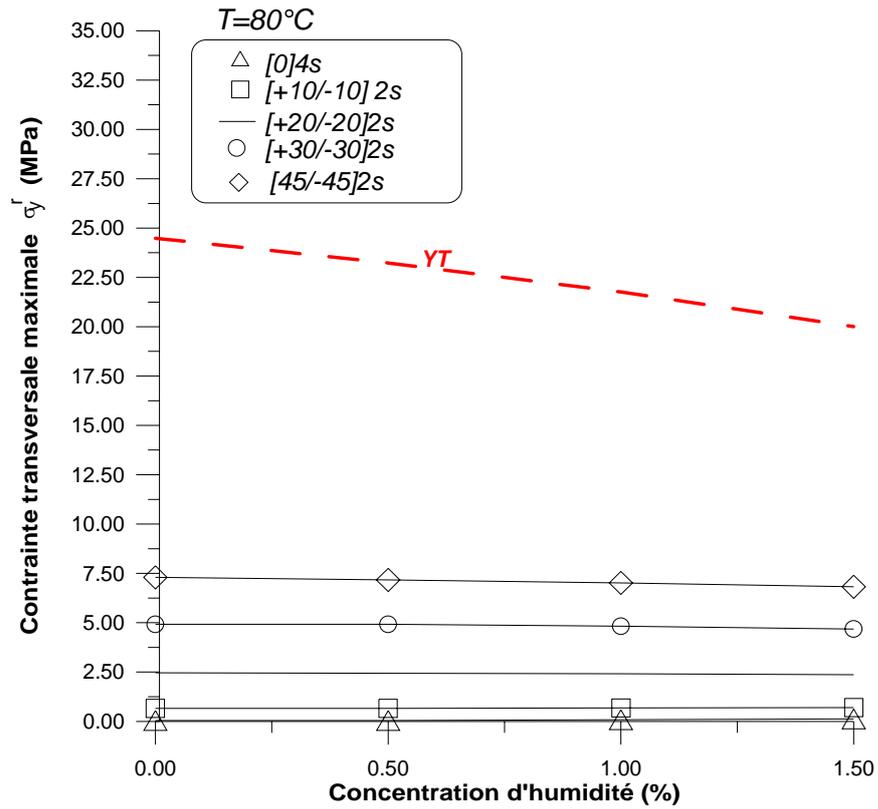


Figure 5.93 Variation des contraintes maximale σ_y^r en fonction de la concentration de l'humidité à $T=80^{\circ}\text{C}$, $t=422.\text{h}$

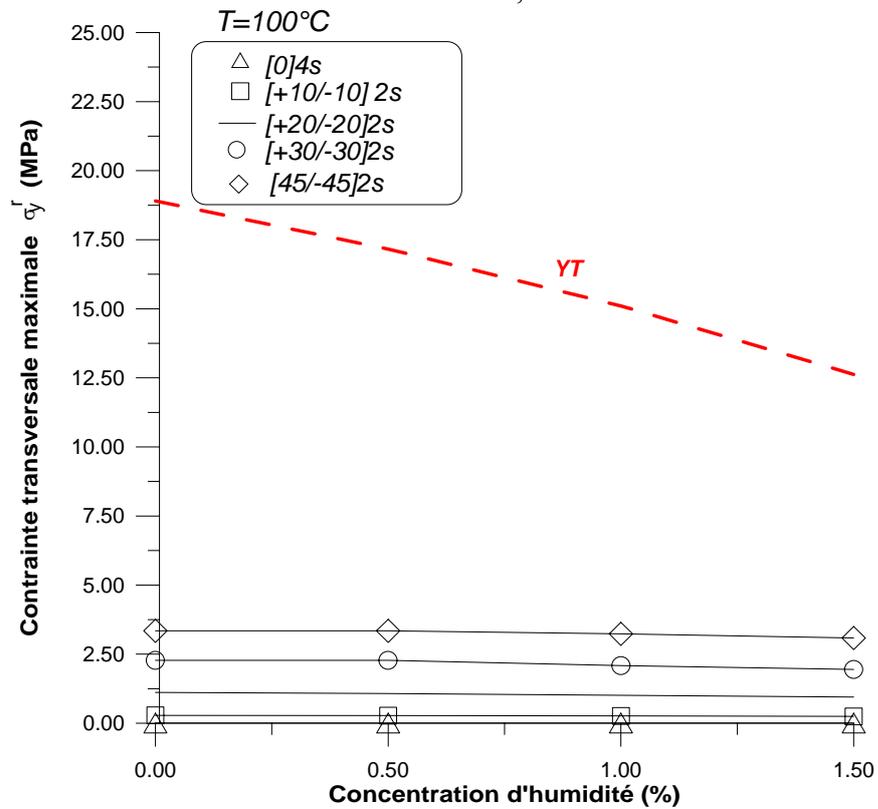


Figure 5.94 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la concentration de l'humidité à $T=100^{\circ}\text{C}$, $t=422.\text{h}$

Les figures 5.90–5.94 montrent que pour la température $T=20^{\circ}\text{C}$, il existe une concentration seuil autour de 1.125 % à partir de laquelle la rupture a lieu à $t=422.2\text{h}$, pour les configurations $[0]_{2s}$, $[+10/-10]_{2s}$, $[+20/-20]_{2s}$. Plus le degré d'anisotropie est important $\varepsilon > 50\%$, plus les contraintes maximales sont importantes. Pour $\varepsilon < 50\%$, les contraintes maximales atteintes ne sont pas dangereuses, exemple pour le $[+30/-30]_{2s}$ et $[+45/-45]_{2s}$, les contraintes diminuent presque de moitié.

Pour les températures supérieures à 20°C même si les concentrations sont importantes les valeurs des contraintes restent inférieures aux valeurs des contraintes maximales, la rupture n'a pas lieu.

Plus la température augmente, plus les contraintes maximales diminuent, c'est la relaxation des contraintes.

5.9.2 Contraintes maximales σ_y^r et Y_T à chaque concentration et à différentes températures, $t=422.2\text{h}$

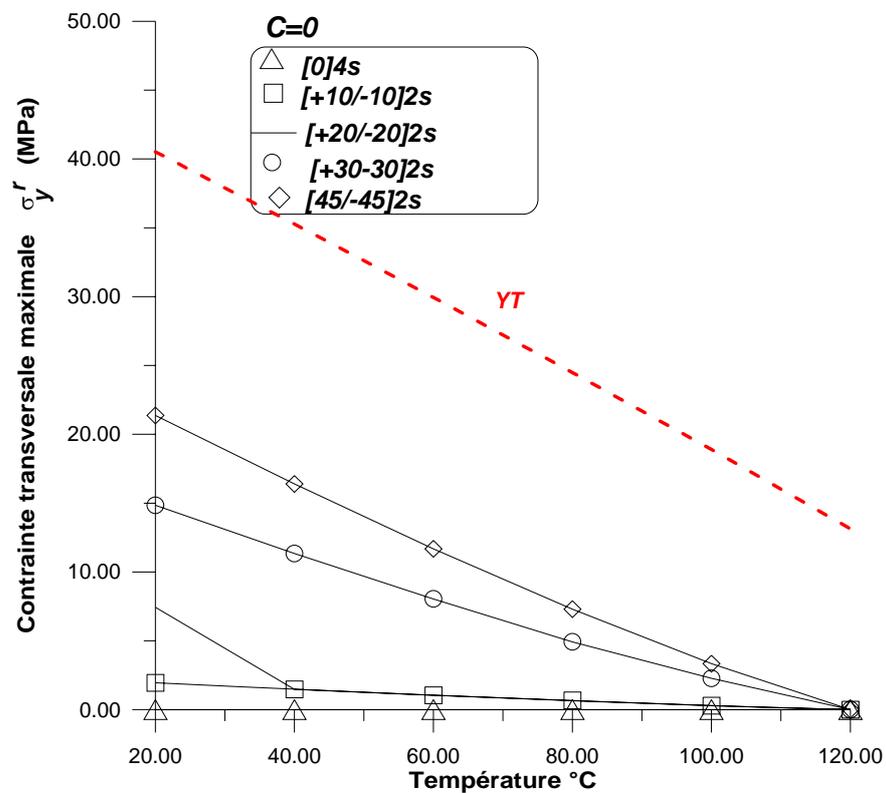


Figure 5.95 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la température à $C=0$, $t=422.2\text{h}$

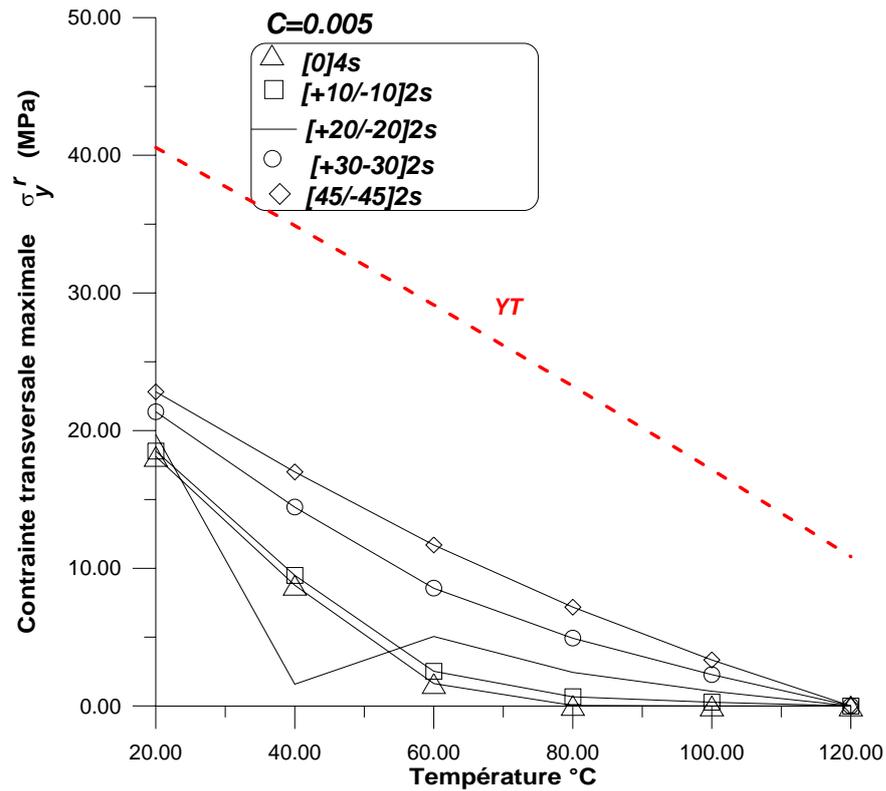


Figure 5.96 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la température à $C=0.005$, $t=422.2h$

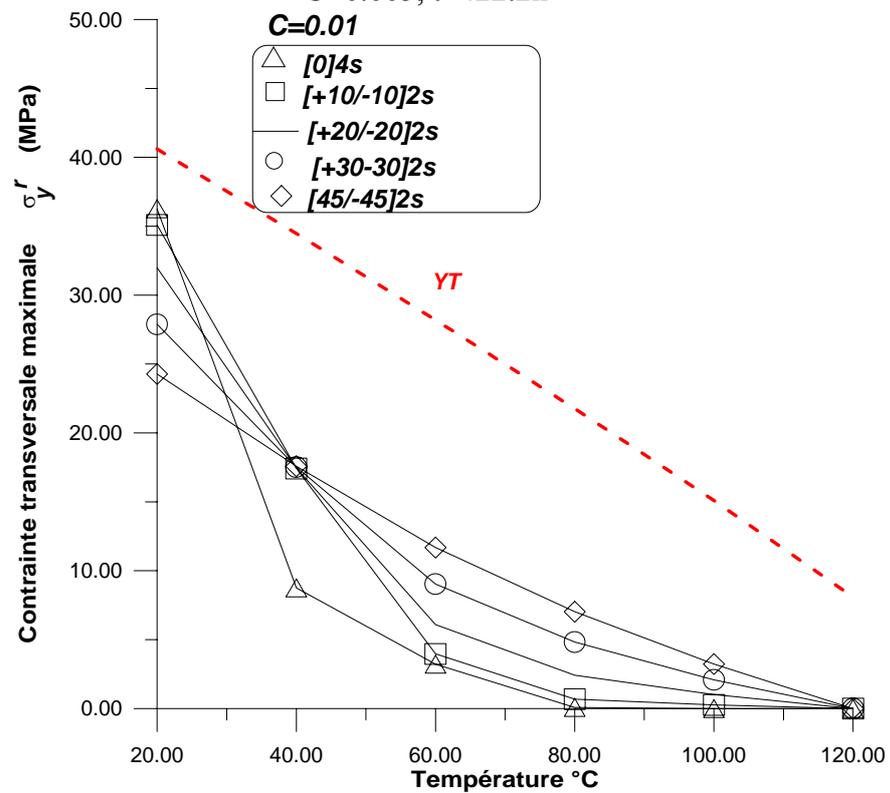


Figure 5.97 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la température à $C=0.01$, $t=422.2h$

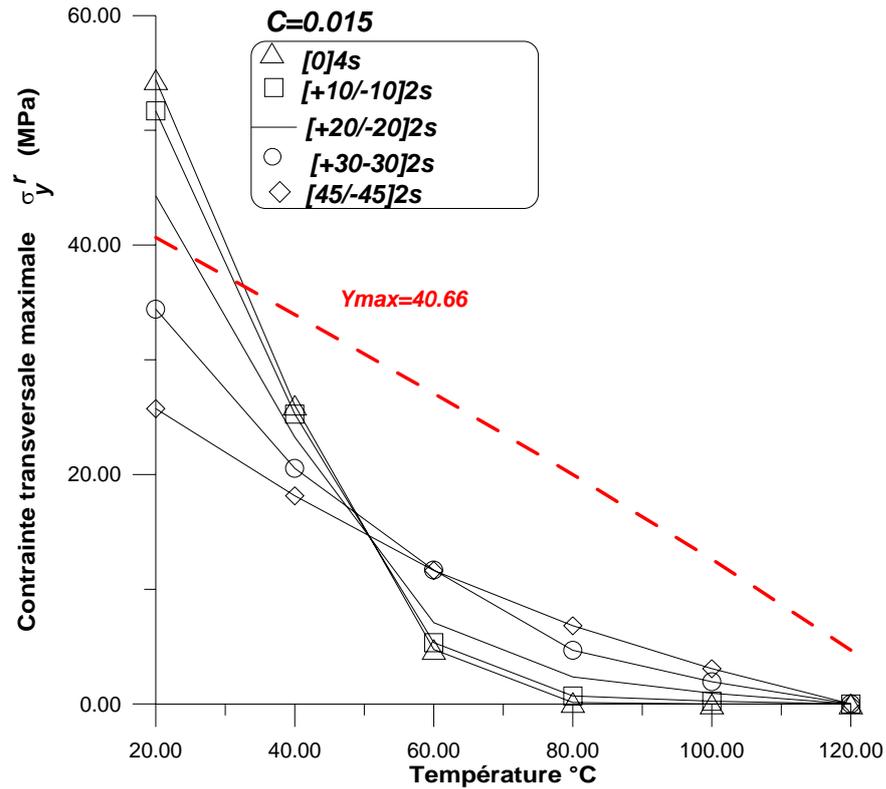


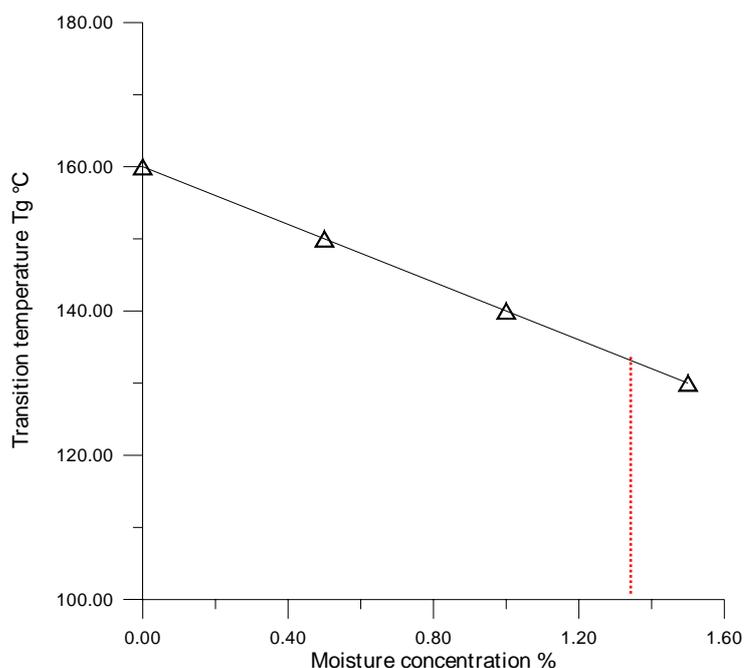
Figure 5.98 Variation des contraintes maximales σ_y^r en fonction de la température à $C=0.015$, $t=422.2h$

Les figures 5.95-5.98 montrent que les valeurs maximales des contraintes à $t=422.2h$ augmentent avec la concentration, les configurations $[0]_{4s}$, $[+10/-10]_{2s}$, $[+20/-20]_{2s}$ sont les plus sensibles à cette augmentation, leurs évolutions sont très nettes lorsqu'on passe de $C=0\%$ à $C=0.5\%$ puis à $C=1\%$, par rapport aux configurations $[+30/-30]_{2s}$ et $[+45/-45]_{2s}$.

La figure 5.98 montre que pour $C=1.5\%$, il existe une température seuil $T=35^\circ\text{C}$ à partir de laquelle on s'éloigne de la zone de rupture. Pour T variant de 20°C à 35°C la rupture se produit pour les stratifiés $[0]_{2s}$, $[+10/-10]_{2s}$, $[+20/-20]_{2s}$.

5.9.3 Température de transition

Examinons la variation de la température de transition en fonction de la concentration dans la figure suivante :



5.99 Variation de la température de transition en fonction de la concentration C

La température de transition varie en fonction de C, plus la concentration C augmente, plus la température de transition Tg diminue. La diminution de la température de transition entraîne un passage rapide de l'état vitreux à l'état caoutchoutique le matériau devient plus fragile. Les résultats précédents ont montré que la rupture se produit à partir de C=1.2% ce qui correspond à une température de transition de 130°C.

5.9.4 Conclusion1 :

- Les premiers instants de la désorption à faible température et à concentration élevée sont très dangereuses pour les stratifiés ayant un degré d'anisotropie élevé, au delà d'une concentration de 1.25% et à 20°C la rupture se produit.

- Plus la température augmente, plus on s'éloigne des zones de rupture même à concentration élevée, ceci est du à l'accélération de la diffusion.

Lorsque la concentration à l'intérieur du composite est élevée la molécule d'eau étant polarisée se fixe aux groupements hydroxyles. Cette fixation est une masse d'eau absorbée, qui va créer un accroissement de volume dans la matrice, d'ou gonflement contrarié, distension, micro fissurations puis rupture. Mais dès lors que la température passe à 40°C, la diffusion s'accélère de l'intérieur du composite vers le milieu extérieur $D=D_0 e^{-A/RT}$ à cause du gradient de concentration, les molécules d'eau sont libérées plus vite par la matrice, le volume de la matrice diminue et les sur-contraintes susceptibles d'induire des micro fissurations diminuent.

5.10 Synthèse des résultats pour σ_S^r Tableau 5.53: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$ à $T=20^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	68.88	0	0	68.88	0
C=0.005	0	68.95	0	0	68.95	0
C=0.01	0	69.03	0	0	69.03	0
C=0.015	0	69.13	0	0	69.13	0

Tableau 5.54: σ_S^r max à $t=422h$, $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	5.36	68.88	7.78	5.36	68.88	7.78
C=0.005	5.18	68.95	7.51	5.35	68.95	7.75
C=0.01	5.00	69.03	7.24	5.35	69.03	7.75
C=0.015	4.82	69.13	6.97	5.35	69.13	7.73

Tableau 5.55: σ_S^r max à $t=422h$, $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	8.86	68.88	12.86	8.86	68.88	12.86
C=0.005	2.17	68.95	3.14	8.55	68.95	12.40
C=0.01	5.27	69.03	7.63	8.24	69.03	11.93
C=0.015	12.34	69.13	1.78	7.94	69.13	11.48

Tableau 4.56: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	8.56	68.88	12.42	8.56	68.88	12.42
C=0.005	8.26	68.95	11.97	8.56	68.95	12.41
C=0.01	7.96	69.03	11.53	8.55	69.03	12.38
C=0.015	7.66	69.13	11.08	8.54	69.13	12.35

Tableau 5.57: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	68.88	0	0	68.88	0
C=0.005	0	68.95	0	0	68.95	0
C=0.01	0	69.03	0	0	69.03	0
C=0.015	0	69.13	0	0	69.13	0

Tableau 5.58: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=4222.2h$, $t=sat$ à $T=20^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	59.96	0	0	59.96	0
C=0.005	0	59.32	0	0	59.32	0
C=0.01	0	58.58	0	0	58.58	0
C=0.015	0	57.70	0	0	57.70	0

Tableau 5.59: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	4.06	59.96	6.77	4.06	59.96	6.77
C=0.005	2.17	59.32	3.65	4.04	59.32	6.81
C=0.01	0.29	58.58	0.49	4.02	58.58	6.86
C=0.015	2.27	57.70	3.93	3.99	57.70	6.91

Tableau 5.60: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	6.74	59.96	11.24	6.74	59.96	11.24
C=0.005	3.49	59.32	5.88	6.71	59.32	11.31
C=0.01	0.27	58.58	0.46	6.68	58.58	11.40
C=0.015	3.45	57.70	5.97	6.65	57.70	11.52

Tableau 5.61: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	6.54	59.96	10.90	6.54	59.96	10.90
C=0.005	3.36	59.32	5.66	6.51	59.32	10.97
C=0.01	0.195	58.58	0.33	6.48	58.58	11.06
C=0.015	3.24	57.70	5.61	6.44	57.70	11.16

Tableau 5.62: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=40^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	59.96	0	0	59.96	0
C=0.005	0	59.32	0	0	59.32	0
C=0.01	0	58.58	0	0	58.58	0
C=0.015	0	57.70	0	0	57.70	0

Tableau 5.63: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	50.88	0	0	50.88	0
C=0.005	0	49.52	0	0	49.52	0
C=0.01	0	47.92	0	0	47.92	0
C=0.015	0	46.02	0	0	46.02	0

Tableau 5.64: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	2.85	50.88	5.60	2.85	50.88	5.60
C=0.005	2.48	49.52	5.00	2.83	49.52	5.71
C=0.01	2.10	47.92	4.38	2.78	47.92	5.80
C=0.015	1.74	46.02	3.78	2.74	46.02	5.95

Tableau 5.65: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	4.75	50.88	9.35	4.75	50.88	9.33
C=0.005	4.11	49.52	8.29	4.71	49.52	9.51
C=0.01	3.47	47.92	7.24	4.65	47.92	9.7
C=0.015	2.85	46.02	6.19	4.57	46.02	9.93

Tableau 5.66: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	4.64	50.88	9.11	4.64	50.88	9.11
C=0.005	4.01	49.52	8.09	4.60	49.52	9.28
C=0.01	3.38	47.92	7.05	4.55	47.92	9.49
C=0.015	2.76	46.02	5.99	4.48	46.02	9.73

Tableau 5.67: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=60^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	50.88	0	0	50.88	0
C=0.005	0	49.52	0	0	49.52	0
C=0.01	0	47.92	0	0	47.92	0
C=0.015	0	46.02	0	0	46.02	0

Tableau 5.68: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	41.62	0	0	41.62	0
C=0.005	0	39.50	0	0	39.50	0
C=0.01	0	36.99	0	0	36.99	0
C=0.015	0	34.00	0	0	34.00	0

Tableau 5.69: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	1.70	41.62	4.08	1.71	41.62	4.10
C=0.005	1.70	39.50	4.30	1.71	39.50	4.32
C=0.01	1.65	36.99	4.46	1.67	36.99	4.51
C=0.015	1.58	34.00	4.64	1.61	34.00	4.73

Tableau 5.70: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	2.93	41.62	7.03	2.93	41.62	7.03
C=0.005	2.86	39.50	7.24	2.87	39.50	7.26
C=0.01	2.77	36.99	7.48	2.80	36.99	7.56
C=0.015	2.66	34.00	7.82	2.71	34.00	7.97

Tableau 5.71: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	2.81	41.62	6.75	2.83	41.62	6.79
C=0.005	2.81	39.50	7.11	2.83	39.50	7.16
C=0.01	2.73	36.99	7.38	2.76	36.99	7.46
C=0.015	2.63	34.00	7.73	2.68	34.00	7.88

Tableau 5.72: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=80^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	41.62	0	0	41.62	0
C=0.005	0	39.50	0	0	39.50	0
C=0.01	0	36.99	0	0	36.99	0
C=0.015	0	34.00	0	0	34.00	0

Tableau 5.73: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	32.13	0	0	32.13	0
C=0.005	0	29.18	0	0	29.18	0
C=0.01	0	25.68	0	0	25.68	0
C=0.015	0	21.47	0	0	21.47	0

Tableau 574: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0.78	32.13	2.42	0.78	32.13	2.42
C=0.005	0.75	29.18	2.57	0.75	29.18	2.57
C=0.01	0.71	25.68	2.76	0.71	25.68	2.76
C=0.015	0.66	21.47	3.07	0.66	21.47	30.7

Tableau 5.75: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	1.32	32.13	4.10	1.32	32.13	4.10
C=0.005	1.27	29.18	4.35	1.27	29.18	4.35
C=0.01	1.20	25.68	4.67	1.20	25.68	4.67
C=0.015	1.12	21.47	5.21	1.12	21.47	5.21

Tableau 5.76: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	1.31	32.13	4.07	1.31	32.13	4.07
C=0.005	1.30	29.18	4.45	1.30	29.18	4.45
C=0.01	1.20	25.68	4.67	1.20	25.68	4.67
C=0.015	1.12	21.47	5.21	1.12	21.47	5.21

Tableau 5.77: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=100^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	32.13	0	0	32.13	0
C=0.005	0	29.18	0	0	29.18	0
C=0.01	0	25.68	0	0	25.68	0
C=0.015	0	21.47	0	0	21.47	0

Tableau 5.78: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[0]_{4s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	22.30	0	0	22.30	0
C=0.005	0	18.42	0	0	18.42	0
C=0.01	0	13.76	0	0	13.76	0
C=0.015	0	7.98	0	0	7.98	0

Tableau 5.79: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[10/-10]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	22.30	0	0	22.30	0
C=0.005	0	18.42	0	0	18.42	0
C=0.01	0	13.76	0	0	13.76	0
C=0.015	0	7.98	0	0	7.98	0

Tableau 5.80: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[20/-20]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	22.30	0	0	22.30	0
C=0.005	0	18.42	0	0	18.42	0
C=0.01	0	13.76	0	0	13.76	0
C=0.015	0	7.98	0	0	7.98	0

Tableau 5.81: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[30/-30]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	22.30	0	0	22.30	0
C=0.005	0	18.42	0	0	18.42	0
C=0.01	0	13.76	0	0	13.76	0
C=0.015	0	7.98	0	0	7.98	0

Tableau 5.82: σ_S^r max à $t=422h$ et $t=sat$ à $T=120^\circ C$, pour le $[45/-45]_{2s}$

	σ_S^r max, $t=422.2h$	S	$\% \sigma_S^r/S$	σ_S^r max, $t=sat$	S	$\% \sigma_S^r/S$
C=0	0	22.30	0	0	22.30	0
C=0.005	0	18.42	0	0	18.42	0
C=0.01	0	13.76	0	0	13.76	0
C=0.015	0	7.98	0	0	7.98	0

5.11 Interprétation des résultats pour σ^r_s

Afin d'illustrer les résultats précédents et d'affiner leurs interprétations, représentons la variation des contraintes maximales pour les cinq stratifiés : $[0/0]_{2s}$, $[+10/-10]_{2s}$, $[+20/-20]_{2s}$, $[+30/-30]_{2s}$, $[+45/-45]_{2s}$, ainsi que la résistance à la rupture S correspondant chaque environnement et à chaque température:

1. A chaque température et à différentes concentrations,
2. Puis à chaque concentration et à différentes températures.

5.11.1 Contraintes maximales σ^r_s et S à chaque température et à différentes Concentrations, $t=422.2h$

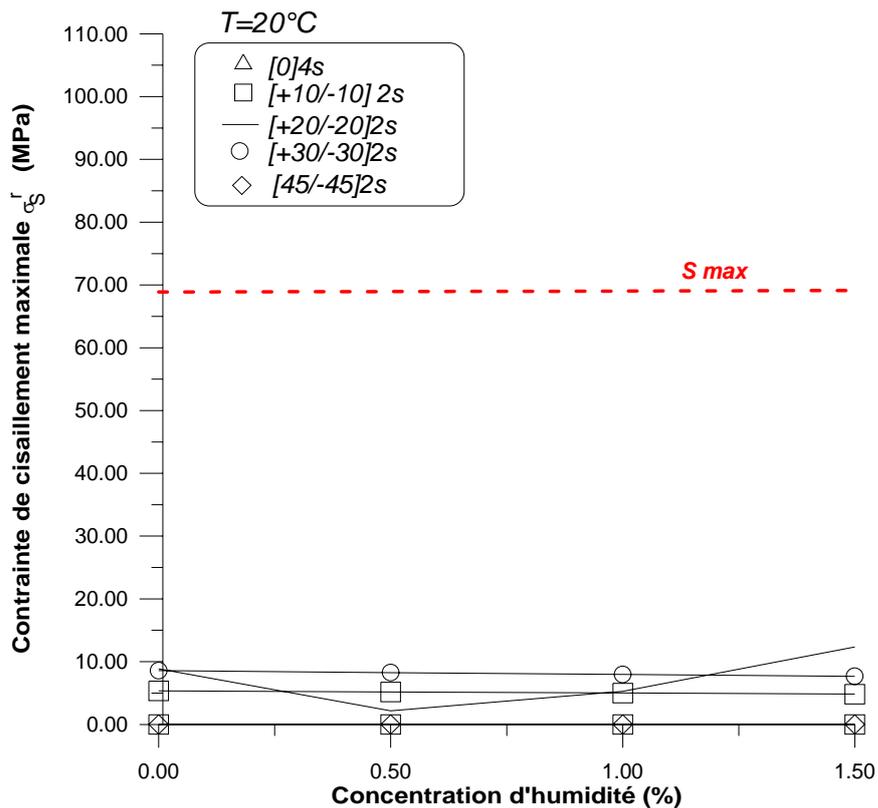


Figure 5.100 Variation des contraintes maximales σ^r_s en fonction de la concentration de l'humidité à $T=20^\circ\text{C}$

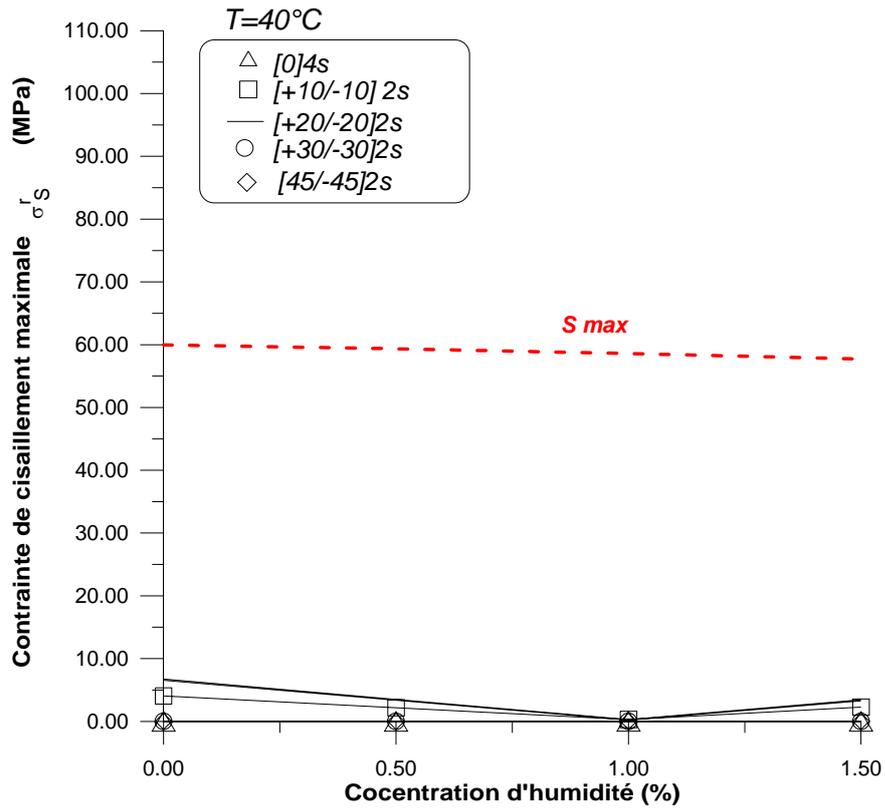


Figure 5.101 Variation des contraintes maximales σ_s^r en fonction de la concentration de l'humidité à $T=40^{\circ}\text{C}$

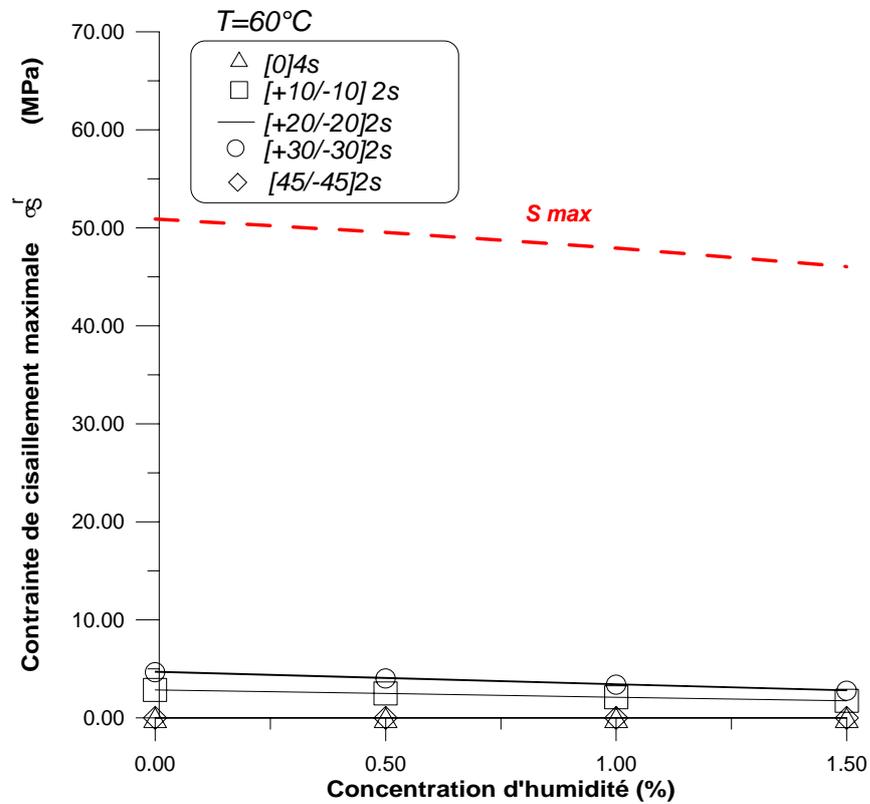


Figure 5.102 Variation des contraintes maximales σ_s^r en fonction de la concentration de l'humidité à $T=60^{\circ}\text{C}$

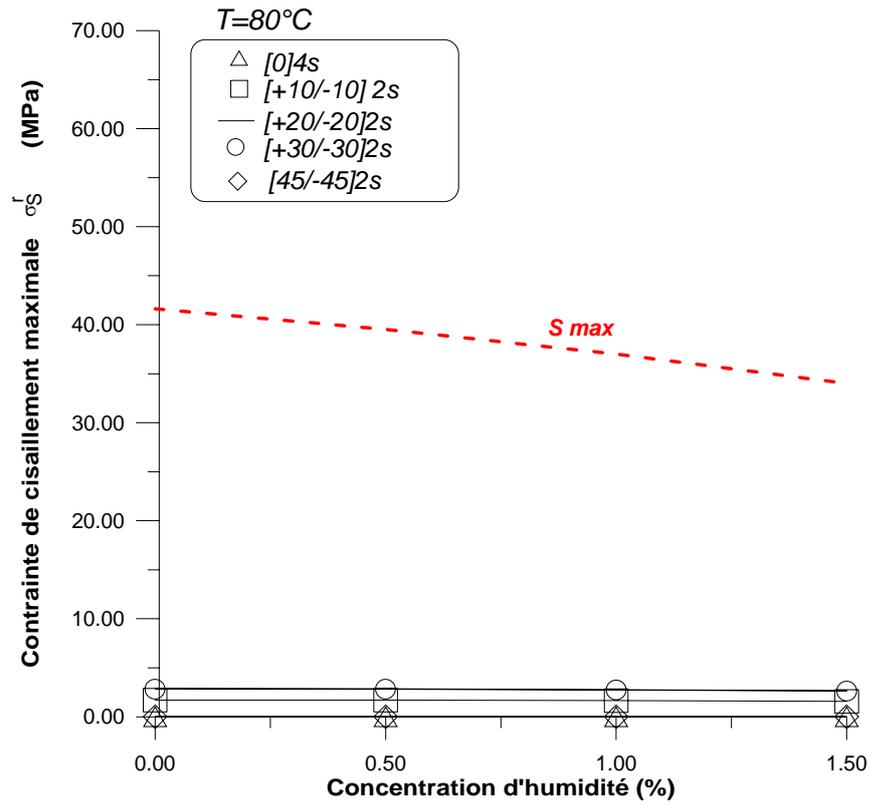


Figure 5.103 Variation des contraintes maximales σ_s^T en fonction de la concentration de l'humidité à $T=80^{\circ}\text{C}$

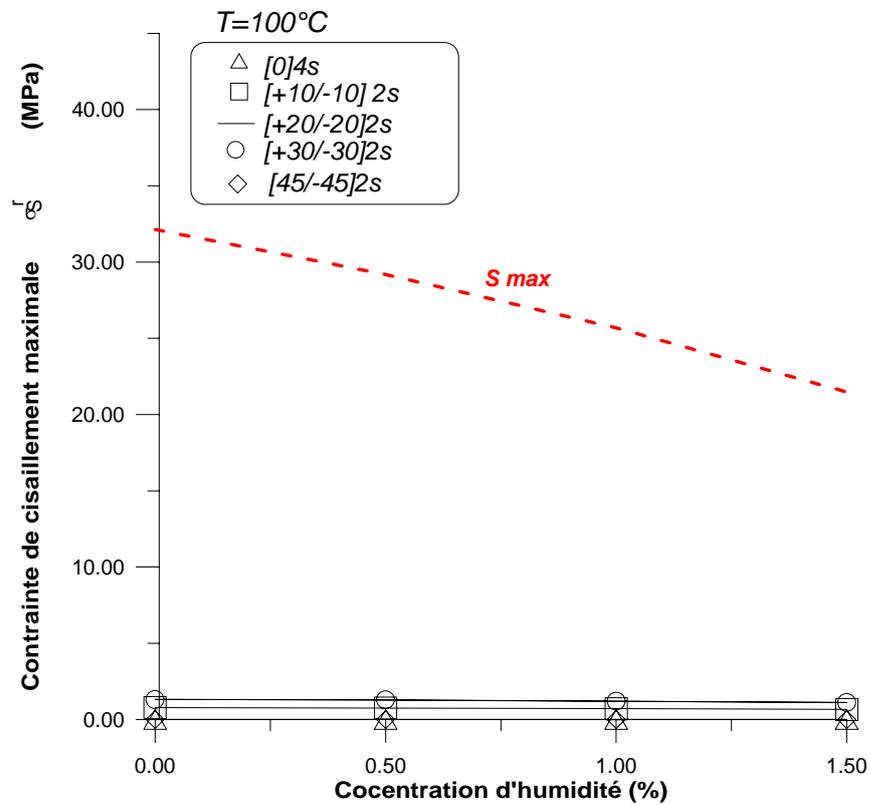


Figure 5.104 Variation des contraintes maximales σ_s^T en fonction de la concentration de l'humidité à $T=100^{\circ}\text{C}$

5.11.2 Contraintes maximales σ_y^r et S à chaque concentration et à différentes températures, t=422.2h

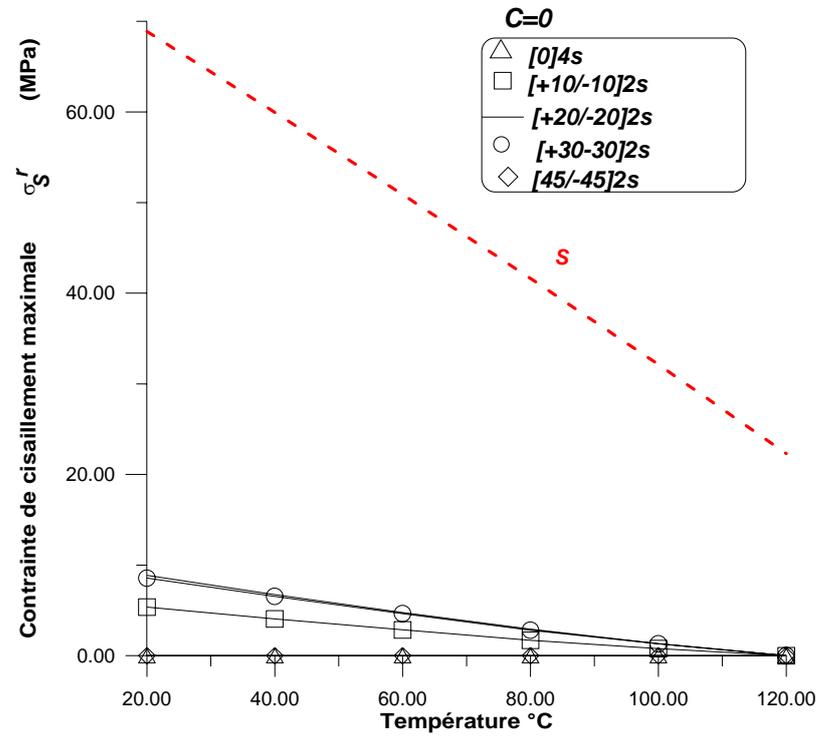


Figure 5.105 Variation des contraintes maximales σ_S^r en fonction de la température à C=0

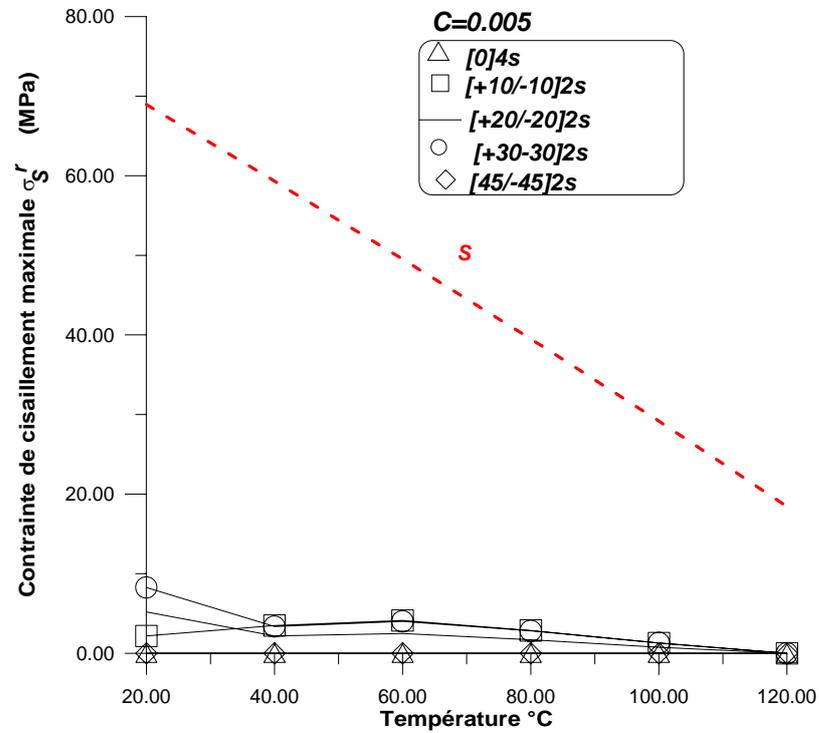


Figure 5.106 Variation des contraintes maximales σ_S^r en fonction de la température à C=0.005

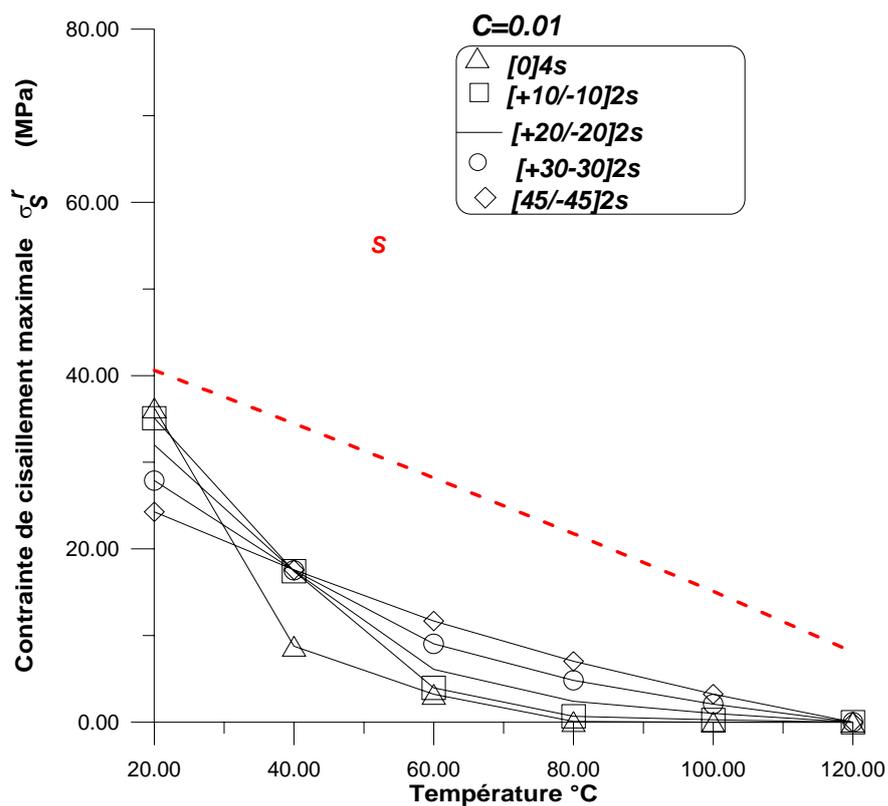


Figure 5.107 Variation des contraintes maximales σ_s^r en fonction de la température à $C=0.01$

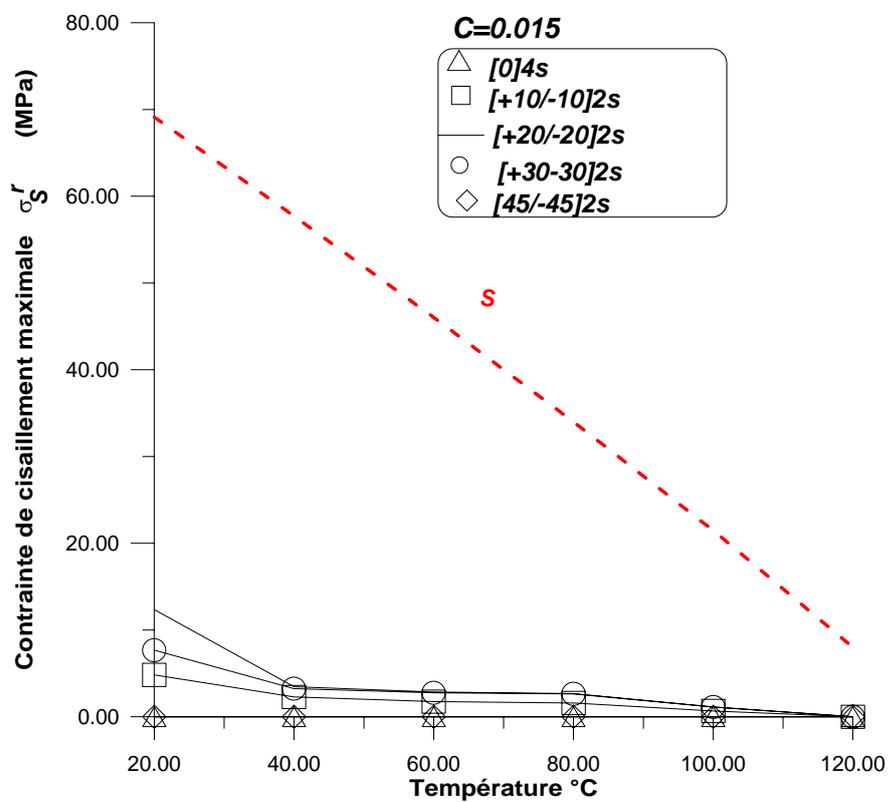


Figure 5.108 Variation des contraintes maximales σ_s^r en fonction de la température à $C=0.015$

Les valeurs atteintes par le cisaillement longitudinal ne représentent pas un danger potentiel pour la rupture. Les valeurs maximales sont assez faibles en comparaison des résistances à la rupture. L'interface fibre T300 matrice époxyde 5208 n'est pas dégradée.

5.12 Conclusion

Le chargement hygrothermique peut être à l'origine de la rupture d'un composite, sans qu'il y ait en plus un chargement mécanique lors d'une désorption. La contrainte résiduelle suivant y , peut quelques fois atteindre une valeur supérieure à la résistance transversale.

Au cours d'un processus d'adsorption la rupture peut avoir lieu les premiers instants à faibles températures et à une concentration initiale importante pour certaines configuration de stratifié. Au fait ce résultat est visible sur les simulations obtenues pour des températures faibles et à des instants précoces, pour $T=20^{\circ}\text{C}$ à 422,2h et à $T=40^{\circ}\text{C}$ et 200h, ce qui nous permet de prédire que pour tous les premiers instants et à n'importe quelle température même si elle est élevée le critère de rupture peut être atteint pour des concentrations initiales élevées.

Aux temps courts de vieillissement, on peut supposer que les premières molécules d'eau qui pénètrent dans le polymère vont agir fortement sur la matrice, comme l'a cité Mercier [90]. Elles vont par exemple casser des liaisons secondaires. Ces ruptures vont donc diminuer la cohésion du matériau, permettant ainsi de plus grands mouvements de molécules. Ce phénomène se traduit macroscopiquement par un gonflement du réseau qui est alors plus lâché. Le réseau plus relaxé se manifeste par la diminution de T_g car de plus grands segments moléculaires peuvent bouger. On vérifie qu'il y a bien simultanément plastification (diminution de T_g et de E) et éventuellement un gonflement, tous dus à l'absorption d'eau. Ce processus a lieu lors de l'absorption lorsque la structure est en phase d'absorption.

Le vieillissement peut aussi créer localement des micro-vides, au sein de la matrice et à l'interface fibre/matrice, dans lesquels des molécules d'eau peuvent se loger. Pour un temps plus long, l'absorption d'eau peut reprendre donc.

D'après des données de la littérature, déjà exposées dans le chapitre 2, des dégradations du type hydrolyse du matériau peuvent se produire et entraîner des pertes de matière. On peut donc dans ce cas proposer une cinétique de dégradation traduisant les phénomènes de type hydrolyse.

CONCLUSION GENERALE

Au cours de ce travail de recherche, nous avons étudié le vieillissement hygrothermique des composites stratifiés carbone/époxyde, matériau entrant dans la conception du futur avion supersonique. Les structures sont exposées à des environnements externes souvent très agressifs et très sévères pendant leur service. Ces conditions sont à l'origine de contraintes internes auxquelles s'ajoutent des contraintes résiduelles inévitables de fabrication. Les matériaux composites sont donc le siège de contraintes internes hygrothermiques durant leur durée de service.

L'objectif recherché était de mieux comprendre les effets d'humidité et de température aux différentes échelles du matériau et d'identifier l'évolution des différents paramètres mécaniques au cours du vieillissement. Il s'agissait d'abord de mettre en place un modèle mécanique qui permet de prédire correctement la dégradation du matériau au cours du vieillissement. Les paramètres choisis sont la concentration et la température prises à l'échelle des fibres et de la matrice. La seconde partie concerne l'étude de l'évolution des contraintes hygrothermiques en fonction du vieillissement, l'application étant faite sur un cas de désorption. La troisième partie est la proposition d'un outil numérique de simulation.

Une étude bibliographique préalable sur les aspects physico-chimiques des effets de vieillissement de température et d'humidité sur les éléments constituant le composite était nécessaire, pour mieux distinguer les mécanismes mis en jeu et apporter des éclaircissements bien fondés sur l'interprétation des résultats par la suite.

La modélisation du vieillissement a été établie selon un modèle à l'échelle microanalytique, 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 ainsi que les propriétés à la rupture lors du vieillissement.

Les propriétés mécaniques du carbone époxyde vieilli à différents environnements constituent les premiers résultats autour desquels le modèle est construit. Une illustration de l'évolution de la rigidité à différentes températures et humidités ainsi que la réduction des propriétés à travers ces paramètres est donnée. Le module de Young transversal et le cisaillement longitudinal sont les plus affectés lors du vieillissement. Les conclusions et discussions sur ces résultats ont déjà été développées dans le chapitre III.

L'évaluation des contraintes hygrothermiques ainsi que les prévisions des structures ont fait l'objet de la deuxième étape. Le modèle de la diffusion a été établi à travers l'utilisation de loi de Fick pour les plaques minces. Les paramètres de diffusions ont été considérés pour chaque environnement.

L'originalité du travail réside dans l'utilisation d'une nouvelle méthode qui permet l'évaluation des contraintes sans passer par l'évaluation de la concentration qui peut s'avérer un peu rigoureuse à travers la structure. La modélisation proposée peut être utilisée pour simuler l'exposition à des champs hygrothermiques complexes transitoires/cycliques et d'en déduire les contraintes induites. Il a été démontré la pertinence des calculs réalisés à travers une méthode plus simple et plus directe adoptée dans la résolution du problème.

La troisième étape de cette recherche a été la mise en place d'un outil numérique qui tient compte du vieillissement. Le code permet de prévoir les propriétés mécaniques et l'état des contraintes résiduelles en fonction des paramètres d'environnement et du temps au cours du vieillissement. L'application de cet outil à notre étude a permis d'obtenir des résultats exhaustifs sur l'état des contraintes résiduelles tout en permettant le suivi continu et l'évolution de l'état des contraintes au sein de la structure au cours du vieillissement.

L'intérêt majeur est la possibilité de traiter par cette simulation n'importe quelle condition de température et d'humidité, pour n'importe quel type de matériau en structure plaque mince comme il est aussi possible de suivre de façon continue l'évolution de la concentration et de la rigidité.

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

- Pour un vieillissement donné, la variable la plus importante, permettant d'estimer les propriétés mécaniques, s'avère être bien la variable humidité.
- Selon la sévérité des conditions de vieillissement, une distinction est mise en évidence pour une humidité relative dépassant un certain seuil, et aux températures faibles aux premiers instants de la désorption. Les critères de rupture sont atteints et les phénomènes d'endommagement peuvent apparaître. Cependant la nature du vieillissement ne peut être complètement identifiée, sans observations au cœur du matériau vieilli.
- Les valeurs atteintes par les contraintes résiduelles longitudinales dans la direction des fibres sont moins importantes que celles atteintes dans les directions transversales et aux cisaillements plans, par rapport aux critères de résistance.
- Le chargement hygrothermique à lui seul peut engendrer un endommagement des stratifiés dans le processus de désorption. L'analyse de quelques exemples de stratifiés sous divers conditions d'environnement illustre cet aspect. Plus le degré d'anisotropie est important $\varepsilon > 50\%$ plus les contraintes maximales sont importantes. Pour $\varepsilon < 50\%$, les contraintes maximales atteintes ne sont pas dangereuses.
- Une relaxation des contraintes est observée, elle est plus importante lors des premiers instants de la désorption. Le coefficient de relaxation est beaucoup moins important à des températures élevées. Plus la température augmente, le facteur de relaxation varie faiblement et on approche la saturation. Ceci nous permet de conclure que la relaxation des contraintes est importante car elle permet de réduire la valeur des contraintes et de s'éloigner ainsi des valeurs critiques de rupture.
- On suppose que la pénétration des premières molécules d'eau dans le polymère, qui se lient aux sites polaires brise les liaisons secondaires, ce qui provoque le phénomène de plastification du réseau. La cinétique de diffusion a un aspect Fickien, la T_g et les constantes élastiques diminuent en raison de l'évolution de la résine.
- L'eau qui pénètre ensuite dans le polymère ne peut le faire que dans des micro volumes créés par la dégradation des interfaces fibre/matrice et le gonflement. Les propriétés mécaniques peuvent encore évoluer par rapport à la phase précédente.

- Les critères de rupture sont atteints lors des premières heures de la désorption à de faibles températures et aux fortes concentrations, cela suppose un endommagement, mais aucune information ne peut être confirmée sur la nature de cet endommagement. Le processus logique fait penser à un vieillissement chimique. Or ces évolutions peuvent être réversibles après séchage, quelles que soient les conditions de vieillissement et dans ce cas pour le composite considéré, les composantes plastiques et visqueuses sont considérées non sensibles au vieillissement. Il est donc important de procéder à une observation au cœur du matériau pour conclure sur le type d'endommagement.

Au final, nous avons mis en place un modèle numérique qui possède une capacité prédictive. Il est ainsi possible d'estimer les pertes de performances en continu au cours du temps en prenant en compte le vieillissement thermique en milieu humide. L'introduction de ce modèle caractérisé, en particulier par la prise en compte de la variable humidité, offre de nombreuses possibilités, notamment dans l'aide au dimensionnement des structures. Il est tout à fait envisageable d'utiliser ce code de calcul et la méthode développée pour traiter des cas de structures plus complexes, en employant la même démarche.

PERSPECTIVES

Le travail qui a été présenté dans cette thèse peut être développé et enrichi encore plus. Il faut dire que dans un premier temps, pour améliorer la capacité prédictive des outils de simulations, des essais optimisés devraient être menés sous des environnements réalistes et agressifs correspondant aux environnements de simulation: cyclage hygrothermique prolongé par exemple afin d'évaluer l'état de vieillissement après un certain nombre de cycles. Dans ces conditions, les structures subissent l'effet couplé du vieillissement et de l'endommagement du matériau si celui-ci a lieu, et les contraintes internes évoluent de façon complexe. Une analyse microscopique des plaques serait ensuite effectuée nécessairement afin de rendre compte du type d'endommagement qui se réalise à l'échelle microscopique. En effet c'est la prochaine étape déjà envisagée qui succédera à ce travail et qui se fera au niveau du laboratoire de la mécanique et des matériaux à l'école des mines de Saint Etienne en collaboration avec le professeur A. Vautrin, (un protocole d'expériences a été mis au point dans ce sens).

Dans le modèle mécanique, les structures composites sont considérées comme ayant des plis homogènes, alors que la structure réelle est caractérisée par de nombreuses fibres dispersées dans la matrice polymère. Une approche microscopique, prenant en compte des effets de localisation, serait préférable, du moment que les phénomènes d'endommagement, débutent à l'échelle microscopique. L'endommagement pourrait être pris en compte en tant que variable interne (un tenseur, dans le cas le plus général), moyennant les effets microscopiques, et des lois d'évolution inspirées aux principes de dissipation dictées par le deuxième principe de la thermodynamique. De même, certaines lois de comportement et de dégradation dépendant du temps (viscoélasticité, vieillissement) pourraient être considérées comme des variables internes additionnelles. La modélisation devra prendre en compte des

lois de comportement de manière plus affinée pour qu'elles soient plus réalistes en y introduisant les phénomènes d'endommagement et de viscoélasticité.

Afin de compléter les études de vieillissement et pour une application aéronautique, une étude sur la thermo-oxydation d'un carbone époxy est intéressante à prendre en considération en plus du chargement hygrothermique. En effet, l'utilisation à long terme des composites à matrice organique (CMO) met en jeu des phénomènes complexes, à l'échelle moléculaire, pouvant modifier leurs propriétés mécaniques. A haute température notamment de l'ordre de 120°C, ce qui correspond à une température de régime supersonique, l'oxydation de la matrice est la principale cause de la dégradation des matériaux composites à fibres de carbone, elle se traduit par la création d'une couche oxydée superficielle de faible épaisseur et elle est favorisée dans le sens des fibres. Ce phénomène superficiel se traduit par une greffe d'atomes d'oxygène sur la chaîne et par des réactions de coupures de chaînes qui produisent des produits volatils. Le modèle de simulation tiendra compte des concentrations des produits d'oxydation et de perte de masse.

La recherche de séquences d'empilement optimal, réduisant les effets des contraintes résiduelles hygrothermiques, représente une autre perspective très intéressante de recherche. La méthodologie adoptée pour aboutir à ces résultats tel que l'emploi de méthodes d'optimisation numérique basée sur des algorithmes génétiques, représente une solution très efficace, simple et dont le potentiel d'application est très important.

LISTE DES SYMBOLES

- a, c, f, h, b, e : constantes empiriques
- $A_0, B_0, C_0, D_0, E_0, F_0$: quantités utilisées simplement pour la simplification des équations mathématiques
- A_0/R : Energie d'activation
- C_{ini} : Concentration initiale
- C : Concentration de l'humidité
- C_s : Concentration à la saturation
- D : Diffusivité
- E_{fx} : Module longitudinal de Young dans la direction de la fibre
- E_{fx}^0 : Module longitudinal de Young dans la direction de la fibre à la température de référence
- E_{fy} : Module transversal de Young dans la direction de la fibre
- E_{fy}^0 : Module transversal de Young dans la direction de la fibre à la température de référence
- E_x : Module longitudinal de Young dans le pli
- E_x^0 : Module longitudinal de Young dans le pli à la température de référence
- E_y : Module transversal de Young dans le pli
- E_y^0 : Module transversal de Young dans le pli à température de référence
- G_{fx} : Module de cisaillement de la fibre
- G_{fx}^0 : Module de cisaillement de la fibre à la température de référence
- G_m : Module de cisaillement de la matrice
- G_m^0 : Module de cisaillement de la matrice à la température de référence
- G_{xy} : Module de cisaillement dans le pli
- G_{xy}^0 : Module de cisaillement du stratifié à la température de référence
- h : Epaisseur de la plaque
- h_k : Epaisseur du pli d'ordre k
- M : Masse d'humidité absorbée
- M_s : Masse à saturation

M_{α}^n : Moment résultants
 n : Nombre de couches ou de sub-couches
 N_{α}^n Efforts résultants
 $P_n, Q_n, P_{\alpha n}, Q_{\alpha n}, P_{\beta n}, Q_{\beta n}$: quantités utilisées simplement pour la simplification des équations mathématiques
 $[Q]$: Matrice de rigidité.
 S : Résistance au cisaillement longitudinal
 ΔT : température d'opération – température de cuisson
 t : Temps
 X : Résistance de tension longitudinale
 X' : Résistance de compression longitudinale
 Y : Résistance de tension transversale
 Y' : Résistance de compression transversal
 α : Coefficients d'expansion thermiques
 β : Coefficients d'expansion hygroscopique
 Φ : humidité relative
 λ_k : Concentration de l'humidité au point
 σ_i^n : Contraintes non mécaniques dans le pli
 σ_i^r : Contraintes résiduelles dans le pli
 ε_i^r : déformation résiduelle dans le pli
 σ_{α}^n : Contraintes non mécaniques composées dans l'axe du stratifié
 ε^{0n} : Déformations en membrane non mécaniques
 k^n : Déformations en courbures non mécaniques
 $\psi_k, \varepsilon_k, \rho_k$: quantités utilisées pour la simplification des équations mathématiques
 θ : angle de la couche
 E_a : énergie d'activation de la diffusion
 D_0 : constante
 T_{opr} : température d'utilisation
 T_g : température de transition
 T_g^0 : température de transition à la température de référence

T_m : température de référence

R : constante des gaz

x, y, z : repère du pli

$1, 2, 6$: repère du stratifié

BIBLIOGRAPHIE

- [1] A.H.Cardon, H.Fukuda, K.L.Reifsnider, G.Verchery "Recent Developments in Durability analysis of composite Systems" A.A. Balkema /Rotterdam/ Brookfield, 2000.
- [2] J. Jedidi, F. Jacquemin, A. Vautrin, " Accelerated hygrothermal cyclical tests for Carbon/Epoxy laminates", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Volume 37, Issue 4, Pages 636-645, April 2006.
- [3] E.L. Mckague, JR, J.e Halkias and Reynolds, "Moisture in composites: The effect of supersonic service on diffusion", *J.Composite Materials*, vol.9 pp.2-9, January 1975.
- [4] G. Désarmot, M. Salvia, A. Vautrin, A.M. Colombaro, "Comportement en Cyclage Hygrothermique d'un Matériau Composite pour Avion supersonique : Effet des Stations Prolongées au Sol pour les Opération de Grande Maintenance", *1er Colloque National Recherche Aéronautique sur le supersonique*, Paris, p.246-251, 6-7 février 2002.
- [5] A.Benkeddad , M.Grediac , A.Vautrin . "On the transient hygroscopic stresses in laminated composite plates". *Composite Structures*;30(2): 201–151995.
- [6] A. Tounsi , E. Adda Bedia. " Some observations on the evolution of transversal hygroscopic stresses in laminated composites plates: Effect of anisotropy". *International Journal of Composites Structures*;59:445–54,2003.
- [7] Z. Sereir, E.A. Adda-Bedia and A. Tounsi "Effect of temperature on the hygrothermal behaviour of unidirectional laminated plates with asymmetrical environmental conditions" *Composite Structures*, Volume 72, Issue 3, Pages 383-392, March 2006.
- [8] M.R. Wisnom, M. Gigliotti, N. Ersoy, M. Campbell and K.D. Potter Mechanisms generating residual stresses and distortion during manufacture of polymer–matrix composite structures *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Volume 37, Issue 4, Pages 522-529 April 2006,.
- [9] H.S.Carslaw and J.C.Jaeger, *Conduction of Heat in Solids*. Oxford Science Publication, 2nd edition, 1959.
- [10] J. Crank *The Mathematics of Diffusion*. Oxford University Press, London, 1975.
- [11] GS Springer "Numerical procedures for the solution of one dimensional Fickian diffusion problems". *G.S Springer editor Technomic*; pp. 66-76,1981.

- [12] D.S. Chandrasekharaiah “Thermoelasticity with second sound”: a review. *Applied Mechanics Reviews*, 39:355–376, 1986.
- [13] Y.J. Weitsman, “Stress assisted diffusion in elastic and viscoelastic materials”. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 35:73–93, 1987.
- [14] Y.J. Weitsman , Effects of fluids on polymeric composites. A review. In *Polymer Matrix Composites*, edited by R. Talreja, Pergamon, pages 369–401, 1998.
- [15] T.F.Johnson , T.S.Gates “High temperature polyamide materials in extreme temperature environments”. In: *42nd AIAA/ASME/ ASCE/AHS/ASC structures, structural dynamics, and materials conference*, AIAA-2001-1214, April 2001.
- [16] A. Bergeret , I. Pires, M.P. Foulc, B. Abadie, L. Ferry, A. Crespy “The hygrothermal behaviour of glass-fibre-reinforced thermoplastic composites: a prediction of the composite lifetime” *Polymer Testing* 20, 753–763, 2001.
- [17] R. Patel , S.W. Case; “Durability of hygrothermally aged graphite/epoxy woven composite under combined hygrothermal conditions”; *International Journal of Fatigue* 24, 1295–1301; 2002.
- [18] M.R VanLandingham, RF .Eduljee, and J.W.Gillespie, “ Moisture Diffusion in Epoxy Systems” , *Journal of Applied Polymer Science*, Vol 71, pp.387-798, 1999.
- [19] 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.
- [20] T. S. Gates, “On the use of accelerated methods for screening high temperature polymeric composite material”, *Journal of AIAA*, volume2, pp 925-935, 1999.
- [21] V.Lietard , « étude des effets séparés et couplés d’un environnement hydro thermique 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 .
- [22] B.C. Ray, “Temperature effect during humid ageing on interfaces of glass and carbon fibers reinforced epoxy composites”; *Journal of Colloid and Interface Science* 298 111–117, 2006.
- [23] J. Jedidi, F. Jacquemin, A. Vautrin, « Design of accelerated hygrothermal cycles on polymer matrix composites in the case of a supersonic aircraft »; *Composite Structures* 68, 429-437, 2005.
- [24] J. Mercier, A. Bunsell, P. Castaing, J. Renard, “Characterisation and modelling of aging of composites”, *Actes des XIIèmes European Conference on Composite Materials (ECCM12)*, Biarritz, France, 29 août-3 septembre 2006.
- [25] J. A. Nairn, « Fracture Mechanics of Composites with Residual Thermal stresses », *J.ASME* pp 804-815, vol.64, December 1997.

- [26] H.S. Kim, X. M. Wang and N.A.H Nik Abbdulah, "Effect of temperature on fatigue crack growth in the polymer ABS", *J fatigue & fracture of engineering materials & structures* , vol 17.n°3, pp361-367, 1994.
- [27] R.Y.Kim, "Effect of temperature and moisture on pin bearing strength of composite laminates", *J. Composite materials*, Vol.10 April pp. 149-155, 1976.
- [28] C.H. Shen and G. Springer, "Moisture absorption and desorption of composite materials" , *J. of composite materials*, Vol.10, pp.2-20, January 1976.
- [29] H.B. Daly, H. Ben Brahim, N. Hfaiedh, M. Harchay, R.Boukhil « Caractérisation expérimentale des profils d'humidité à travers l'épaisseur des composites vieillis », *17 ème congrès français de Mécanique*, Troyes, Septembre 2005.
- [30] H.S Choi, K.J. Ahn, J-D. Nam, H.J. Chun, « Hygroscopic aspect of epoxy/carbon fiber composite laminates in aircraft environments »; *Composites: part A* 32, 709-720, 2001.
- [31] M.Gigliotti, « Modélisation, simulation et caractérisation expérimentale du comportement hygrothermoélastique des plaques composites stratifiées », *thèse de Doctorat*, Ecole nationale supérieur des mines de Saint Etienne , 2004.
- [32] M. Gigliotti ,F. Jacquemin and A.Vautrin " On the maximum curvatures of 0/90 plates under thermal stress". *Composite Structures*, 68:177-184, 2005.
- [33] Y. Stavsky and I. Smolash " Thermoelasticity of heterogeneous orthotropic cylindrical shells";*International Journal of Solids and Structures*, Volume 6, Issue 8, Pages 1211-1231 August 1970.
- [34] C.W. Lee, "Thermal stresses in thick plate", *int.J.solids structures* ,vol 6, pp. 605-615, 1970.
- [35]C.H.Wu and T.R.Tauchert., « Thermoelastic analysis of laminated plates.1 :symmetric specially orthotropic laminates », *Journal of thermal stresses*, 3 :pp. 247-259,1980.
- [36] C.H.Wu and T.R Tauchert, « Thermoelastic analysis of laminated plates.2 : antisymmetric cross-play and angle-play laminates », *journal of thermal stresses*,3 :pp.365-378, 1980.
- [37] L.W. Chen and L.Y Chen, « Thermal deformation and stress analysis of composite laminated plates by finite element method », *computer & structures* vol.35.n°1, pp. 41-49, 1990.
- [38] J.L. Batoz, G. Dhatt, « Modélisation des structures par éléments finis », *volume 2 poutres et plaques*, Hermès, Paris, 1990.

- [39] JN Reddy, DH Robbins JR, « Theories and computational models for composite laminates», *American society of mechanical engineering* pp.147-169, June 1994.
- [40] V.B.Tungikar and K.M.Rao , “Three dimensional exact solution of thermal stresses in rectangular composite laminate”. *Composite Structures*, 27:419–430, 1994.
- [41] M. Savoia and J.N. Reddy, “Three-dimensional thermal analysis of laminated composite plates”. *International Journal of Solids and Structures*, 32:593–608, 1995.
- [42] S.S. Vel and R.C. Batra “Generalized plane strain thermoelastic deformation of laminated anisotropic thick plates”. *International Journal of Solids and Structures*, 38:1395–1414, 2001.
- [43] A.M. Zenkour, “Analytical solution for bending of cross-ply laminated plates under thermo-mechanical loading” .*Composite Structures* 65, 367-379, 2004.
- [44] A. Vautrin « absorption de l’humidité: synthèse pour les composites à matrice polymère », *Comptes rendus du colloque du greco 92 du CNRS comportement mécanique des composites à fibres, Evian les bains France 2-4 mai 1988*, comportement des composites à renfort tissus, comportement dynamique des composites, 19-34, Pluralis, 1990.
- [45] J.M. Whitney, C.E. Browning, "Some Anomalies Associated with Moisture Diffusion in Epoxy Matrix Composite Materials", *Advanced Composite Materials – Environmental Effects*, p 43-60,1978.
- [46] G.S. Springer, C.H. Shen, "Moisture Absorption and Desorption of Composite Materials", *Journal of Composite Materials*, vol 10, p 2-20, January 1976.
- [47] K.S. Kim and H.T. Hahn “Residual stress development during processing of graphite epoxy composites”. *Composites Science and Technology*, 36:121–131, 1989.
- [48] R. Byron Pipes, J. R.Vinson and T.W. Chou; “On the hygrothermal response of laminated composite systems”, *J,Composite Materials*, vol 10 April pp.129-149, 1976.
- [49] G.S. Springer, "Moisture Content of Composites Under Transient Condition", *Environmental Effects on Composite Materials*, p 63-78, 1981.
- [50] S. W. Tsai, “Composites Design” *Think Composites*, Dayton, Paris, Tokyo, 1987.
- [51] D. A. Bond, P. A.Smith, “Modeling the transport of low- molecular weight penetrant within polymer matrix composites”, *Applied Mechanics Reviews*, Vol.59,pp.249-267, 2006.
- [52] T.C. Chen, B.H. Hwang, « Transient hygrothermal stresses induced in two-dimensional problems by nonlinear theory of coupled heat and moisture », *J.ASME*, vol.61, pp. 938-943, December 1994.

- [53] H.T. Hahn and R.Y. Kim ; « Swelling of composite laminates ». *In ASTM STP* 658, Philadelphia PA, pages 98–120, 1978
- [54] J.G. Sloan and J.R. Vinson, « Behavior of rectangular composite material plates under lateral and hygrothermal loads », *ASME winter annual meeting, San Fransisco*, pp.1-13, December, ASME paper 78-WA/Aero-5, 1978.
- [55] R.C. Wetherhold and J.R. Vinson, « An analytical model for bonded joint analysis in composite structures including hygrothermal effects », *J. Journal of applied mechanics* , pp.1-12 ,25 Mars 1977.
- [56] C. Herakovitch , *Mechanics of Fibrous Composites*. John Wiley and Sons, 1997.
- [57]. R.B. Pipes and N.J. Pagano, « Interlaminar stress in composite laminates under uniform axial extension. » *J. Comp. Mat.* **4** , pp. 538–548, 1970.
- [58] J.W. Gibbs « On the equilibrium of heterogeneous substances ». *The Scientific Papers of W.J. Gibbs*, 1:55–349, 1906.
- [59] G. Verchery , “Moisture diffusion on polymeric matrix composites with cyclic environmental conditions”. In : Bunsell, A.R., Jamet, J.F., Messiah, A. (EDS.), *Proceedings of the 5th European Conference on composite Materials (ECCM5)*, Bordeaux, France, PP.505-510, 1992
- [60] F. Jacquemin and A. Vautrin; “Modelling of the moisture concentration field due to cyclical hygrothermal conditions in thick laminated pipes”; *European Journal of Mechanics - A/Solids*, Volume 21, Issue 5, Pages 845-855, 2002.
- [61] F. Jacquemin and A. Vautrin ; “The effect of cyclic hygrothermal conditions on the stresses near the surface of a thick composite pipe” *Composites Science and Technology*, Volume 62, Issue 4, Pages 567-570, March 2002 .
- [62] E. Adda Bedia, W.S. Han and G. Verchery, “An asymptotic characterisation of the moisture diffusion in polymer matrix composites with cyclic environmental conditions”, *Journal of Composites structures* –Elsevier (UK), Vol 49 (3), pp 269-274, 2000.
- [63] E. Adda Bedia, W.S. Han and G. Verchery “Simplified method for prediction diffusion in polymer matrix composites with cyclic environmental conditions” *International Journal of polymers and polymers composites*, Rapra technology LTD (UK), Vol 6, pp 189-203, 1998.
- [64] A. Benkeddad, "Conception d'un Logiciel d'Analyse des Plaques stratifiées avec Prise en Compte des Contraintes Hygrothermiques transitoires", *Thèse de l'Université de Bourgogne*, 1994.
- [65] E. Adda Bedia « Méthodes de résolution pour la diffusion de l'humidité sous les conditions d'environnement cycliques », *thèse Ecole nationale Supérieure des Mines de Saint- Etienne*, 1994.

[66] F. Jacquemin « Modélisation et simulation des contraintes dans les structures tubulaires composites épaisses .*Thèse de l'université de Blaise Pascale, Clermont Ferrand II* ; 2000.

[67] P. Vaddadi, T. Nakamura and R. P. Singh; “Transient hygrothermal stresses in fiber reinforced composites: a heterogeneous characterization approach” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume 34, Issue 8*, Pages 719-730; 2003.

[68] M. Gigliotti, F. Jacquemin, A. Vautrin “Assessment of approximate models to evaluate transient and cyclical hygrothermoelastic stress in composite plates” *International Journal of Solids and Structures, Volume 44, Issues 3-4*, Pages 733-759, February 2007.

[69] A. Tounsi, E. Adda Bedia, “ Simplified method for prediction on transient hygroscopic stresses in polymer matrix composites with symmetric environmental conditions” *Applied Composites Structures* Elsevier (UK), edited by PWR Beaumont, Kluwer Academic publishers, Vol (10) pp. 1-18, 2003.

[70] A. Tounsi, E. Adda Bedia, A. Benachour, “New computational method for prediction of transient hygroscopic stresses during moisture desorption in laminated composite plate with different degree of anisotropy”, *Journal of thermoplastic Composite Material*, Vol 18, January 2005

[71] A.Tounsi, E. Adda Bedia and G. Verchery “Influence of anisotropy on the transient hygroscopic stresses in polymer matrix composites with cyclic environmental conditions” *Composite Structures, Volume 55, Issue 4*, Pages 393-405, March 2002

[72] A.Tounsi, M.Bouazza, E. Adda Bedia, “Computation of transient hygroscopique stresses in unidirectional laminated composite plates with cyclic and asymmetrical environmental conditions”, *Journal of Mechanics & Material in Design*, Springer Edited by Springer, Vol 1, pp 271-286, 2005.

[73] A. Tounsi, M. Bouazza , SA Meftah, E. Adda Bedia, “ On the transient hygroscopic stresses in polymer matrix laminated composites plates with cyclic and unsymmetric environmental conditions”, *International Journal of polymers and polymers composites*, Rapra technology LTD (UK),Vol 13,issue n° 5, pp 489-504, 2005.

[74] A Tounsi, E. Adda Bedia, Z. Sereir, H. Benhassaini “Effect of fibre orientation and cyclic environmental conditions on the non-mechanical residual stresses in resin matrix composite panels” , *The Arabian Journal for science engineering*, Volume 28, Number 1A, pp 1-21, 2003.

[75] B.F. Boukhoulda, E. Adda-Bedia and K. Madani, “The effect of the fibre orientation angle in composite materials on moisture absorption and material degradation after hygrotherma&l ageing” *Journal of of Composites structures* Elsevier (UK), Vol 74, issue n°4, pp 406-418, 2006.

[76] 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.

[77]F. Jacquemin « Modelisation et simulation des contraintes internes dans les structures tubulaires composites épaisses » *Thèse de Doctorat*, Ecole Nationale des Mines, Saint-Etienne, 2000.

[78] J. Cinquin, A.M. Colombaro, V. Bellenger, X. Collin, J. Verdu, M.C. Lafarie, S. Rouquié, P. Ladevèze, G. Lubineau, "Etude et Prévission du Vieillissement de Structures Composites à Matrice Organique Soumises à des Chargements Thermomécaniques Répétés", *1er Colloque National Recherche Aéronautique sur le supersonique*, Paris, p.125-140, 6-7 février 2002.

[79] O. Ishai, "Environmental Effects on Deformation, Strength and degradation Unidirectional Glass Fiber Reinforced Plastics, Experimental Study", vol 15, n°7, p 491-499,1976.

[80] G.S. Springer, "Moisture Content of Composites Under Transient Conditions", *Journal of Composite Materials*, vol 11,1977.

[81] A. Chateauminis, "Interactions between moisture and fatigue damage in unidirectional glass/epoxy composites subjected to flexural loadings", *DURACOSYS 99*, juillet 1990 .

[82] E. Vauthier, J.C. Abry, T. Bailliez, A. Chateauminis, "Influence of Hygrothermal Aging on the Fatigue Behaviour of a unidirectional Glass/Epoxy Composite", *Proceedings of International Conference on Fatigue of Composites*, p 323-331,1997.

[83] Y.J. Weitsman, "Composites in the Sea: Sorption, Strength and Fatigue", *Proceedings of ICCM 12*,1999.

[84] B. Dewimille, "Vieillissement Hygrothermique d'un Matériau Composite Fibres de Verres / Résine Epoxyde", *Thèse Docteur-Ingénieur*, Ecole des Mines de Paris, juillet 1981.

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

[86] E. Morel, V. Bellenger, and J. Verdu, in *Relations Structure-Hydrophilie des Reticulats Epoxyde-Amine*, edited by Pluralis, Paris, 598-614 ,1984.

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

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

- [89] R.J. Morgan, J.E. O'Neal, D.L. Fanter, "The Effect of Moisture on the Physical and Mechanical Integrity of Epoxies", *Journal of Materail Scince*, vol 15, p 751-764, 1980.
- [90] Y.J. Weitsman, "Fluids Effects in Polymeric Composites – An Overview", *Proceedings of the 3rd International Conference on Progress in Durability Analysis of Composite Systems DURACOSYS 97*, p 25-30,1998.
- [91] M. E. R. Shanahan, *Journal of Applied Polymer Science* 69, 363-369 (1997).
- [92] 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.
- [93] A. Apicella, L. Nicolais, G. Astriata, E. Drioli, "Hygrothermal History Dependence of Equilibrium Moisture Sorption in Epoxy Resins", vol 22, p 1064,1981.
- [94] A.C. Loos, G.S. Springer, “Moisture absorption of graphite-epoxy composites immersed in liquids and in humid air”, *J. Composites Materials*, vol. 13, p 131, 1979.
- [95] B. Dewimille, A.R. Bunsell The modelling of hygrothermal aging in glas fibre reinforced epoxy composites , *Journal of Physics D*, 15, p2079, 1982.
- [96] 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.
- [97] S. Didierjean, A. Vinet, L. Michel, J.J. Barrau, E. Paroissien, "Modélisation de la Reprise Hydrique sur Matériaux Composites Carbone/Epoxyde", *Comptes Rendus des 13ème Journées sur les Composites JNC13*, Strasbourg, p 657, mars 2003.
- [98] Y.J.Weitsman, Ya-J.Guo, “A correlation between fluid-induced damage and anomalous fluid sorption in polymeric composites”, *Composites Sc. & Technology* 62, pp.889- 908, 2002.
- [99] J. Mecier, « Prise en compte du vieillissement etde l’endommagement dans le dimensionnement de stuctues en matéieux composites » , *thèse de doctoat* , Ecole des Mines de Paris , 2006.
- [100] J. Jedidi « contribution à la caractérisation en cyclage hygrothermqie d’un matériau composites application à l’avion supersonique », *thèse de doctorat* , école national supérieure des mines, Saint Etienne, 2005.
- [101] M.D Issac and O. Ishai, «*Engineering Mechanics of Composite Materials* », Oxford university press pp189-252 , 1994.
- [102] J. M Berthelot, « Matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures », Masson, Paris ,1992.

- [103] G. Staab , *Laminar composite*. London: Butterworth-Heinemann; 1999.
- [104] R. Averill and G.P Carman, “ Analytical modelling of micromechanical stress variations in continues fiber reinforced composites”, *IUTAM Symposium; Local Mechanics Concepts for Composite Materials Systems*, October 1991.
- [105] G. P. Carman and K. L. Reifsnider “Micromechanics of short-fiber composites” *Composites Science and Technology*, Volume 43, Issue 2, Pages 137-146,1992.
- [106] A. Tounsi, K..Amara, “Stifness degradation in hygrothermal aged cross-ply laminate with transverse cracks”; *AIAA Journal*; vol 43. N°8, pp1836-1843, 2005.
- [107] J.R Vinson and R.L. Sierakowski , « *the behavior of structures composed of composite materials* », pp30-208, Martinus Nijhof" Publishers (Kluwer academic publishers group), 1986.
- [108] W. Trabelsi, “Vieillissement de matériaux composites carbone/époxy pour applications aéronautiques”, *thèse de doctorat* école nationale supérieure des arts et métiers ENSAM, Décembre 2006.
- [109] A. Benkhedda, A. Tounsi and E.A. Adda bedia “Effect of temperature and humidity on transient hygrothermal stresses during moisture desorption in laminated composite plates” *Composite Structures*, Volume 82, Issue 4, , Pages 629-635 February 2008.
- [110] R.M Christinsen, “ Mechanics of composite Materials”, *John Wiley*, New York 1979.
- [111] R.M Jones, “ Mechanics of Composite Material ”, *Hemisphere Publishing Corporation*, New York ,1975.
- [112] R.F Gibson , “ Principles of Composite Materials,Mechanics” , *McGraw Hill*, New York ,1994.
- [113] C.C Chamis, “Simplified composite micromechanical equations for hygral thermal, and mechanical properties”. *SAMPE 14–23*, Quart 1984;15:
- [114] D.A.Douglas, Y. Weitsman, "Stresses Due to Environmental conditioning of Cross-Ply Graphite/Epoxy Laminates." *In Advances in Composite Materials. Proceedings of 3rd International Conference on Composite Materials*, Paris, France. (A.R. Bunsell et. al., Editors), Vol. 1, pp. 529-542, Pergamon Press ,1980.
- [115] M. Mulheron, F.R. Jones, J.E Bailey “Moisture-induced thermal strains in glass fibre reinforced plastic composites” *Fibre Science and Technology*, vol. 25, n°2, pp. 119-131 , Applied Science Publishers, Barking, 1986.

[116] C.D. Shirrell, "Diffusion of water vapor in graphite/epox composites". *Advanced Composite Materials-Environmental Effects*, ed. J. R. Vinson. ASTM, STP658, pp. 21-42, 1978.

[117] F. W. Crossman and A. S. D. Wang, "Stress Field Induced by transient Moisture Sorption in Finite Width Composite Laminates," *Jour. Composite Materials*. Vol. 12, pp. 2-18, 1978.

[118] M. Blikstad, P.O.W. Sjöblom, and R. Johannesson "Long-Term Moisture Absorption in Graphite/Epoxy Angle-Ply Laminates" *Journal of Composite materials* 18: 32-46, 1984.

[119] R. J Hartranft and G. C Sih,, " The influence of the Soret and Dufour effects on the diffusion of heat and moisture in solids". *Int. J. Eng.Sci*, 18, 1375-1383, 1980.

[120] G. C Sih,. and A. Ogawa, "Transient thermal change on a solid surface: coupled diffusion of heat and moisture" *J. Thermal Stresses*, 5, 265-282, 1982.