

N° d'ordre : 2300

THESE

Présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

Pour obtenir le titre de

DOCTEUR EN MECANIQUE

par

Francine ROUDET



**COMPORTEMENT EN FLEXION TROIS POINTS AVEC CISAILLEMENT
PREPONDERANT DE COMPOSITES VERRE/EPOXYDE
UNIDIRECTIONNELS : SOUS CHARGEMENTS MONOTONE ET
CYCLIQUE**

Soutenue le 8 Juillet 1998

Mr. VINCENT L.	Professeur, Ecole Centrale de Lyon - <i>Président du Jury</i>
Mr. BOMPARD P.	Professeur, Ecole Centrale de Paris - <i>Rapporteur</i>
Mr. VAUTRIN A.	Professeur, ENSM S ^t Etienne - <i>Rapporteur</i>
Mr. BERARD J-Y.	Docteur Ingénieur, Régie Renault - <i>Examineur</i>
Mr. DE SAXE G.	Professeur, Lille 1 - <i>Examineur</i>
Mr. PALUCH B.	Docteur Ingénieur, IMFL-ONERA - <i>Examineur</i>
Mr. TOLBA B.	Maître de Conférence, Ecole Centrale de Lille - <i>Examineur</i>
Mme. DEGALLAIX S.	Professeur, Ecole Centrale de Lille - <i>Directrice de Thèse</i>

Ecole Centrale de Lille
Laboratoire Mécanique de Lille
URA CNRS 1441

SOMMAIRE

Chapitre I : Généralités

I.1 INTRODUCTION	I.1
I.2 INTRODUCTION AU SUJET DE THESE	I.1
I.2.1 LES COMPOSITES À MATRICE ORGANIQUE (CMO)	I.1
I.2.2 REPÈRES DE RÉFÉRENCE UTILISÉS	I.4
I.2.3 MODES DE SOLLICITATION DU CMO UNIDIRECTIONNEL ÉTUDIÉ.....	I.5
I.3 LES DIFFERENTS TYPES D'ESSAIS DE CISAILLEMENT	I.6
I.3.1 ESSAI SUR TUBE EN TORSION	I.7
I.3.2 ESSAI DE CISAILLEMENT À 2 OU 3 RAILS GUIDÉS.....	I.8
I.3.3 ESSAI DE TRACTION SUR UN STRATIFIÉ $[(\pm 45^\circ)_N]_S$ (DIT "ESSAI ROSEN").....	I.10
I.3.4 ESSAI DE TRACTION HORS-AXE À $[10^\circ]$	I.11
I.3.5 ESSAI SUR CADRE ARTICULÉ.....	I.13
I.3.6 ESSAI SUR ÉPROUVETTE ENTAILLÉE.....	I.14
I.3.7 ESSAI IOSIPESCU.....	I.16
I.3.8 ESSAI SUR CUBE	I.17
I.3.9 ESSAI DE FLEXION 3 POINTS AVEC APPUIS RAPPROCHÉS	I.19
I.3.10 COMPARAISON DES DIFFÉRENTS TYPES D'ESSAIS DE CISAILLEMENT.....	I.21
I.3.11 CONCLUSION : ESSAI ADOPTÉ POUR LA THÈSE	I.23
I.4 ENDOMMAGEMENT ET RESISTANCE A LA FATIGUE	I.25
I.4.1 COURBES DE WÖHLER.....	I.25
I.4.1.1 <i>Tracé expérimental</i>	I.25
I.4.1.2 <i>Tracé "approché"</i>	I.27
I.4.2 MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT MICROSCOPIQUES	I.29
I.4.2.1 <i>Principaux mécanismes</i>	I.29
I.4.2.2 <i>Relations durées de vie - Endommagements microscopiques</i>	I.33
I.4.3 ENDOMMAGEMENT À L'ÉCHELLE MACROSCOPIQUE.....	I.36
I.4.3.1 <i>Cas d'un essai de traction</i>	I.37

1.4.3.2 Cas d'un essai de flexion.....	1.38
I.4.4 DÉTECTION ET SUIVI DE L'ENDOMMAGEMENT.....	I.40
1.4.4.1 Tomographie par ultrasons	1.40
1.4.4.2 Emission acoustique	1.41
1.4.4.3 Analyse par ultrasons	1.42
1.4.4.4 Méthode dite de l'iodure de Zinc.....	1.43
1.4.4.5 Comparaison des différentes méthodes	1.43
I.4.5 TECHNIQUE ADOPTÉE ICI POUR LA DÉTECTION ET LE SUIVI D'ENDOMMAGEMENT	I.44
I.5 CONCLUSION.....	I.46
I.6 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE I :.....	I.47

Chapitre II : Etude expérimentale

II.1 INTRODUCTION	II.1
II.2 CARACTERISATION DES COMPOSITES EM10 ET RM9.....	II.1
II.2.1 MATÉRIAU EM10.....	II.1
II.2.1.1 Nature.....	II.1
II.2.1.2 Caractéristiques mécaniques.....	II.4
II.2.2 MATÉRIAU RM9	II.5
II.2.2.1 Nature.....	II.5
II.2.2.2 Caractéristiques mécaniques.....	II.6
II.3 CONDITIONS EXPERIMENTALES	II.6
II.3.1 ENVIRONNEMENT EXPÉRIMENTAL.....	II.6
II.3.2 MONTAGE DE FLEXION TROIS POINTS	II.8
II.3.3 EPROUVETTES.....	II.8
II.3.4 CONDITIONS D'ESSAIS.....	II.9
II.3.4.1 Essais cycliques de flexion trois points	II.9
II.3.4.2 Essais monotones de flexion trois points	II.10
II.4 RESULTATS EXPERIMENTAUX EN FATIGUE.....	II.11
II.4.1 COMPORTEMENT EN FATIGUE DU MATÉRIAU EM10	II.11
II.4.1.1 Essais préliminaires	II.11
II.4.1.2 Résultats des essais de fatigue sur machine hydraulique	II.13
II.4.1.3 Critères de durée de vie.....	II.17
II.4.1.4 Courbe de résistance à la fatigue ou Pseudo-courbe de Wöhler	II.22
II.4.1.5 Endommagements et faciès de rupture.....	II.26

II.4.1.5.1 Endommagements macroscopiques.....	II.26
II.4.1.5.2 Endommagements microscopiques	II.29
II.4.1.6 Influence du matage	II.36
II.4.1.7 Influence de la fréquence de sollicitation.....	II.42
II.4.2 COMPORTEMENT EN FATIGUE DU MATÉRIAU RM9.....	II.45
II.4.2.1 Résultats des essais de fatigue.....	II.45
II.4.2.2 Courbes de résistance à la fatigue ou Pseudo-courbes de Wöhler	II.50
II.4.2.3 Endommagement et faciès de rupture	II.51
II.5 DISCUSSION ET INTERPRETATION DES RESULTATS DE FATIGUE	II.52
II.5.1 PSEUDO-COURBE DE WÖHLER DU MATÉRIAU EM10 - TRACÉ "APPROCHÉ"	II.52
II.5.2 MATÉRIAUX EM10 ET RM9 SOLLICITÉS EN FLEXION DANS LE PLAN 13	II.61
II.5.3 COMPARAISON ENTRE LES CONFIGURATIONS RM9-12 ET RM9-13 - PROPRIÉTÉ D'ISOTROPIE TRANSVERSE DU MATÉRIAU RM9	II.63
II.5.4 COMPARAISON DES RÉSULTATS D'ESSAIS DE FATIGUE PAR CISAILLEMENT ET PAR FLEXION-CISAILLEMENT	II.69
II.6 ESSAIS MONOTONES	II.73
II.6.1 DÉTECTION D'ENDOMMAGEMENT PAR L'ÉMISSION ACOUSTIQUE.....	II.74
II.6.1.1 Essais monotones	II.76
II.6.1.2 Essais de fatigue.....	II.77
II.6.2 ESSAIS MONOTONES EN FLEXION TROIS POINTS AVEC CISAILLEMENT PRÉPONDÉRANT, ET ÉMISSION ACOUSTIQUE DÉTECTÉE	II.78
II.6.2.1 Conditions expérimentales	II.78
II.6.2.2 Résultats de l'émission acoustique	II.78
II.6.3 INTERPRÉTATIONS DES INFORMATIONS FOURNIES PAR L'E.A.....	II.80
II.7 CONCLUSION	II.81
II.8 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE II :.....	II.83

Chapitre III : Modélisation numérique du comportement monotone

III.1 INTRODUCTION.....	III.1
III.2 CRITERES DE RUPTURE POUR LES COMPOSITES UD.....	III.2
III.2.1 CRITÈRE DE LA CONTRAINTE MAXIMALE.....	III.3
III.2.2 CRITÈRE DE TSAÏ-HILL	III.3
III.2.3 CRITÈRE D'HOFFMAN.....	III.4
III.2.4 CRITÈRE DE TSAÏ-WU	III.5
III.2.5 CRITÈRE D'HASHIN-ROTEM	III.6

III.2.6 COMPARAISON DES CRITÈRES DE RUPTURE AVEC LES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX.....	III.6
III.2.6.1 Conditions expérimentales.....	III.7
III.2.6.2 Résultats.....	III.7
III.3 MODELE NUMERIQUE DE L'EPROUVETTE DE FLEXION 3 POINTS	III.10
III.3.1 HYPOTHÈSES ET SIMPLIFICATIONS.....	III.10
III.3.2 CONDITIONS AUX LIMITES.....	III.10
III.3.3 MAILLAGE ADOPTÉ.....	III.14
III.3.4 LOI DE COMPORTEMENT.....	III.15
III.3.4.1 Définition du Jacobien.....	III.18
III.3.4.2 Définition de la non-linéarité en cisaillement.....	III.19
III.3.4.3 Validation de la subroutine UMAT.....	III.20
III.3.4.4 Répartition des différentes contraintes.....	III.21
III.4 APPLICATION DU CRITERE DE TSAÏ-HILL	III.22
III.4.1 COMPARAISON ENTRE LES RÉSULTATS NUMÉRIQUES ET EXPÉRIMENTAUX.....	III.23
III.4.2 DISCUSSION DES RÉSULTATS.....	III.24
III.5 MODELISATION NUMERIQUE DU PLAN DE DELAMINAGE.....	III.25
III.5.1 MODÉLISATION DE L'INTERFACE ENDOMMAGEABLE.....	III.26
III.5.1.1 Principe du modèle.....	III.26
III.5.1.2 Mise en oeuvre numérique du modèle.....	III.27
III.5.1.3 Maillage adopté.....	III.29
III.5.2 RÉSULTATS : APPLICATION DES DONNÉES DE CUI ET WISNOM.....	III.29
III.6 CONCLUSION.....	III.33
III.7 AMELIORATIONS APPORTEES AU PRECEDENT MODELE	III.33
III.8 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE III :.....	III.37

ANNEXES

ANNEXE A : DEFINITION DU RAPPORT L/H :	A.1
ANNEXE B : DEFINITION DES DIAMETRES DES PLOTS :	B.1
ANNEXE C : COURBES EXPERIEMENTALES	
ANNEXE C1 : COURBES CHARGES - NOMBRE DE CYCLES POUR LE MATERIAU EM10-13 :	C.1
ANNEXE C2 : COURBES CHARGE - NOMBRE DE CYCLES POUR LE MATERIAU RM9-13 :	C.2
ANNEXE C3 : COURBES CHARGE - NOMBRE DE CYCLES POUR LE MATERIAU RM9-12 :	C.3

ANNEXE C4 : COURBES CHARGE - FLECHE POUR LE MATERIAU RM9 :	C.4
ANNEXE C5 : MODULE D'ELASTICITE LONGITUDINAL :	C.5
ANNEXE C6 : MODULE D'ELASTICITE TRANSVERSAL:	C.6
ANNEXE C7 : MODULE DE CISAILLEMENT :	C.7

A François, Quentin et Gaël

Mes parents

Christelle, Raphaël et Mailis

Mes beaux-parents

REMERCIEMENTS

Je tiens à exprimer ma très sincère reconnaissance à Madame Suzanne DEGALLAIX, Professeur et Directrice du Laboratoire Mécanique et Matériaux, pour tous ces nombreux conseils tant sur l'étude que sur la rédaction de ce manuscrit, ainsi que pour son soutien chaleureux.

Je remercie sincèrement Mr Bouaziz TOLBA, Maître de Conférence à L'Ecole Centrale de Lille, pour m'avoir conseillé pour la partie expérimentale, et Mr. Yannick DESPLANQUES, Maître de Conférence à L'Ecole Centrale de Lille, pour la partie numérique.

Mes remerciements s'adressent à Mr Léo VINCENT, Professeur, Directeur Adjoint de l'Ecole Centrale de Lyon et Directeur du Laboratoire MMS, qui m'a permis de réaliser une partie de ma thèse au sein de son équipe, et qui m'a fait l'honneur d'être le Président de mon jury de thèse.

La tâche de rapporteur est un travail ingrat, et c'est avec beaucoup de gentillesse que Mr Philippe BOMPARD, Professeur et Directeur du Laboratoire MSS-Mat à l'Ecole Centrale de Paris, et Mr Alain VAUTRIN, Professeur et Directeur du Laboratoire Sciences des Matériaux et Structures à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de St Etienne, ont accepté de juger mon travail, leurs critiques constructives m'ont permis d'améliorer le présent document.

Mes remerciement vont également à Mr Bernard PALUCH, Docteur-Ingénieur de Recherche à l'IMFL-ONERA au service Mécanique du Solide et de l'Endommagement, qui a assuré la fabrication des composites, à Mr Jean-Yves BERARD, Docteur-Ingénieur de Recherche au service Comportement des Matériaux - Fatigue - Rupture des Matériaux à la Régie Renault, et Mr Géry De Saxé, Professeur à Lille 1, pour leur participation comme membre du jury.

Je tiens à exprimer toute ma sympathie aux différents membres du laboratoire avec qui j'ai partagé ces années de thèse, et plus particulièrement :

- Djelloul Hassaïni, avec qui j'ai travaillé en parallèle, et qui a soutenu juste avant moi,
- Christian Geney, pour son humour conduisant à de bons moments de détente,
- à ceux avec qui j'ai passé mes premières années de thèse, Reda Si Chaïb, Hichem Chtara, Olivier Cleizergues et Farouk Fardoun, et qui roulent leurs bosses vers d'autres horizons,
- aux petits nouveaux : Reynald, Charles, Mélanie, Stéphane, Guillaume, Véronique qui vont bientôt soutenir ou qui découvrent la recherche,
- à Marie-Claire pour les tâches administratives, Léthuc pour les différents usinages réalisés et François pour avoir pris la relève.

Ce long cheminement pour mener à ce titre n'aurait pu être possible sans la confiance et le soutien tant moral que financier de mes parents, que je tiens à remercier.

Pour les instants de tous les jours, je tiens à exprimer mes plus sincères remerciements à François, mon compagnon, qui m'a toujours encouragé. Je remercie également mes deux petit'bout adorés, Quentin pour les moments d'évasion qu'il m'a offert, et Gaël pour m'avoir permis de mener à bien ce travail sans arriver trop vite.

NOTATIONS UTILISEES

Liste des notations

Chapitres I et II

Défaillance	: Rupture de l'éprouvette
E.A	: Emission acoustique
EM10	: Matériau en fibre de verre E unidirectionnelle et matrice époxyde M10
ϵ_{\max}	: déformation maximale
ϵ_0	: valeur moyenne de ϵ_{\max} pour le plus petit niveau de sollicitation
F	: Charge maximale enregistrée au cours de l'essai
F_0	: Charge maximale enregistrée au début de l'essai
$f_{12 \text{ max endurance}}$: flèche maximale limite d'endurance dans la configuration RM9-12
$f_{12 \text{ rupture}}$: flèche monotone à rupture pour la configuration RM9-12
$f_{13 \text{ max endurance}}$: flèche maximale limite d'endurance dans la configuration RM9-12
$f_{13 \text{ rupture}}$: flèche monotone à rupture pour la configuration RM9-13
f_a	: niveau d'amplitude de flèche réel appliqué
f_{aDCLAP}	: flèche limite d'endurance expérimentale
f_{\max}	: flèche maximale théorique
f_{\min}	: flèche minimale théorique
$f_{\min \text{ réelle}}$: flèche minimale réelle
f_{moy}	: flèche moyenne théorique
L/h	: rapport longueur entre plots fixes et hauteur de l'éprouvette
M_{pfixes}	: matage total sous les plots fixes
M_{pfixes}	: $M_{\text{pfixes}} + M_{\text{pmobile}}$
M_{pmobile}	: matage total sous le plot mobile
$N_{10\%}$: Nombre de cycles enregistré à 10 % de perte de charge maximale
$N_{5\%}$: Nombre de cycles enregistré à 5 % de perte de charge maximale
$N_{\text{r final}}$: Nombre de cycles enregistré au moment de la défaillance
RM9	: Matériau en fibre de verre R unidirectionnelle et matrice époxyde M9
RM9-12	: Matériau RM9 sollicité en flexion dans le plan 12 : configuration RM9-12
RM9-13	: Matériau RM9 sollicité en flexion dans le plan 13 : configuration RM9-13
$\tau_{12 \text{ endurance}}$: contrainte de cisaillement limite d'endurance dans la configuration RM9-12
$\tau_{12 \text{ ou } \sigma_{12}}$: Contrainte de cisaillement intralaminare ou cisaillement plan
$\tau_{12 \text{ rupture ou } \sigma_{12,r}}$: Contrainte de cisaillement intralaminare à rupture
$\tau_{12\max \text{ ou } \sigma_{12\max}}$: Contrainte de cisaillement intralaminare maximale

- τ_{13} endurance : contrainte de cisaillement limite d'endurance dans la configuration RM9-13
- τ_{13} ou σ_{13} : Contrainte de cisaillement interlaminaire
- τ_{13} rupture ou $\sigma_{13,r}$: Contrainte de cisaillement interlaminaire à rupture

Chapitres III et Annexes

- σ_1 ou σ_{11} : Contrainte normale dans la direction longitudinale (celles des fibres)
- σ_2 ou σ_{22} : Contrainte normale perpendiculaire au plan de la plaque
- σ_6 ou σ_{12} : Contrainte de cisaillement dans le plan 12 médian de l'éprouvette
- $\sigma_{1,r}$: Contrainte normale à rupture dans la direction longitudinale
- $\sigma_{1,t}$: Contrainte normale à rupture en traction
- $\sigma_{1,c}$: Contrainte normale à rupture en compression
- $\sigma_{2,r}$: Contrainte normale à rupture dans la direction perpendiculaire au plan de la plaque
- $\sigma_{2,t}$: Contrainte normale à rupture en traction
- $\sigma_{2,c}$: Contrainte normale à rupture en compression
- $\sigma_{6,r}$ ou $\sigma_{12,r}$: Contrainte de cisaillement à rupture dans le plan médian de la plaque
- G_{12} : Module de cisaillement dans le plan 12
- R_h : Ressort horizontal
- R_v : Ressort vertical
- δ : Glissement entre 2 ressorts R_h
- G_{II} : Taux de restitution d'énergie en mode II pour une flèche donnée
- G_{IIc} : Taux critique de restitution d'énergie en mode II

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Les matériaux composites à matrice organique sont de plus en plus utilisés de nos jours tant dans différents domaines publics (articles de sport par exemple), que dans l'industrie pétrochimique (tuyauteries), la construction automobile (éléments de carrosserie), ou les domaines de haute technicité tels que l'armement (capsules de missiles) ou l'aérospatiale (réservoirs). L'utilisation de ces composites sous diverses sollicitations de chargement a conduit à effectuer des recherches sur le comportement de ces matériaux sous chargements tant monotones que cycliques. On notera que beaucoup d'études ont été menées dans le cas de sollicitations simples (traction, compression) sur des carbone/époxyde ou verre/époxyde unidirectionnels ou stratifiés. Mais le point le plus sensible peut-être de ces matériaux reste leur faible résistance aux contraintes de cisaillement interlaminaire, qui les conduit le plus souvent à s'endommager par délaminage.

L'étude de la bibliographie sur le comportement mécanique des composites verre/époxyde montre de nombreux travaux sur ces matériaux sous sollicitations monotones en particulier, mais aussi sous sollicitations cycliques ; mais la plupart d'entre eux traitent du comportement en fatigue sous sollicitations de traction-compression ou de flexion avec traction-compression prépondérantes, et très peu traitent de sollicitation en fatigue-cisaillement. Aussi, le sujet proposé ici par l'IMFL-ONERA concerne l'étude du comportement en fatigue-cisaillement en flexion trois points avec appuis rapprochés, de composites verre/époxyde unidirectionnels utilisés pour des pales d'hélicoptère.

Dans un premier chapitre, nous présenterons relativement rapidement les Composites à Matrice Organique (CMO) pour nous focaliser ensuite sur les verres/époxydes. Leurs caractéristiques mécaniques monotone et cyclique données dans la littérature sont présentées ainsi que les micromécanismes d'endommagement qui y sont observés sous sollicitation. La quasi-absence de résultats en fatigue-cisaillement dans la littérature nous permet alors d'introduire notre sujet. Les divers essais de cisaillement proposés sont alors analysés en vue de choisir le type d'essai à adopter ici, relativement au mode de sollicitation réelle d'une pale d'hélicoptère et à la capacité du montage d'essai de solliciter une éprouvette en fatigue. Notre choix de l'essai de flexion trois points avec cisaillement prépondérant est alors justifié. Dans une deuxième partie, nous passons en revue les techniques utilisables pour détecter et

identifier les micromécanismes d'endommagement en fatigue des CMO, et analysons les potentialités respectives vis-à-vis de notre problème.

Dans le second chapitre, le comportement en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant d'un matériau EM10 est étudié expérimentalement. Dans un premier temps, les résultats sont exprimés en termes de la durée de vie en fonction de la flèche imposée. Puis les mécanismes d'endommagement sont analysés macroscopiquement et microscopiquement. Pour la synthèse des résultats expérimentaux, une modélisation de la courbe de Wöhler de type logarithmique (loi type : $\epsilon_{\max} = A - B \cdot \text{Log } N_{10}$) sera utilisée et analysée, après prise en compte du matage. Un suivi des mécanismes d'endommagement en flexion monotone est ensuite réalisé par émission acoustique pour en tester les potentialités relativement à des sollicitations de flexion. L'hypothèse d'isotropie transverse de ce type de matériau a été ensuite examinée grâce à des essais sur un matériau RM9 dans deux configurations de chargement de flexion. Enfin, nos résultats en flexion-cisaillement sont comparés à ceux obtenus en cisaillement quasiment pur.

Le chapitre III propose une modélisation de l'essai monotone de flexion trois points avec cisaillement prépondérant, pour rendre compte des résultats expérimentaux du chapitre II, en particulier concernant le mode d'endommagement final du matériau sous sollicitations tant monotone que cyclique. Dans un premier temps, un modèle éléments finis 2D est utilisé avec le critère de Tsai-Hill afin de mettre en évidence les zones de ruptures. Dans un deuxième temps, le modèle dissymétrique proposé par Cui et Wisnom est mis en œuvre pour modéliser l'amorçage et la propagation de la fissure interlaminaire observée macroscopiquement.

Enfin la conclusion reprend les principaux résultats originaux obtenus.

SOMMAIRE Chapitre I :

Généralités

I.1 INTRODUCTION.....	I.1
I.2 INTRODUCTION AU SUJET DE THESE	I.1
I.2.1 LES COMPOSITES À MATRICE ORGANIQUE (CMO)	I.1
I.2.2 REPÈRES DE RÉFÉRENCE UTILISÉS	I.4
I.2.3 MODES DE SOLlicitATION DU CMO UNIDIRECTIONNEL ÉTUDIÉ.....	I.5
I.3 LES DIFFERENTS TYPES D'ESSAIS DE CISAILLEMENT	I.6
I.3.1 ESSAI SUR TUBE EN TORSION	I.7
I.3.2 ESSAI DE CISAILLEMENT À 2 OU 3 RAILS GUIDÉS.....	I.8
I.3.3 ESSAI DE TRACTION SUR UN STRATIFIÉ $[(\pm 45^\circ)_N]_S$ (DIT "ESSAI ROSEN").....	I.10
I.3.4 ESSAI DE TRACTION HORS-AXE À $[10^\circ]$	I.11
I.3.5 ESSAI SUR CADRE ARTICULÉ.....	I.13
I.3.6 ESSAI SUR ÉPROUVETTE ENTAILLÉE.....	I.14
I.3.7 ESSAI IOSIPESCU.....	I.16
I.3.8 ESSAI SUR CUBE	I.17
I.3.9 ESSAI DE FLEXION 3 POINTS AVEC APPUIS RAPPROCHÉS	I.19
I.3.10 COMPARAISON DES DIFFÉRENTS TYPES D'ESSAIS DE CISAILLEMENT.....	I.21
I.3.11 CONCLUSION : ESSAI ADOPTÉ POUR LA THÈSE	I.23
I.4 ENDOMMAGEMENT ET RESISTANCE A LA FATIGUE	I.25
I.4.1 COURBES DE WÖHLER.....	I.25
I.4.2 MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT MICROSCOPIQUES	I.29
I.4.3 ENDOMMAGEMENT À L'ÉCHELLE MACROSCOPIQUE.....	I.36
I.4.4 DÉTECTION ET SUIVI DE L'ENDOMMAGEMENT.....	I.40
I.4.5 TECHNIQUE ADOPTÉE ICI POUR LA DÉTECTION ET LE SUIVI D'ENDOMMAGEMENT	I.44
I.5 CONCLUSION.....	I.46
I.6 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE I :.....	I.47

I.1 INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous exposons l'étude bibliographique que nous avons menée sur les thèmes principaux traités dans la thèse.

Dans une première partie, nous traitons des composites à matrice organique (CMO par la suite) en général et du CMO étudié ici en particulier : après avoir présenté globalement les CMO et leurs propriétés, nous définissons les repères de référence utilisés dans l'étude des composites stratifiés ; puis nous définissons les modes de sollicitation du CMO unidirectionnel étudié (utilisé pour la fabrication des pales d'hélicoptères), à savoir essentiellement de la fatigue par flexion-cisaillement .

Dans la seconde partie, nous présentons et comparons les différents essais de cisaillement proposés dans la littérature, et discutons de leur pertinence pour une caractérisation en fatigue.

Finalement la troisième et dernière partie traite de la tenue et des phénomènes d'endommagement en fatigue des CMO unidirectionnels, et de leurs modes de détection et de suivi.

I.2 INTRODUCTION AU SUJET DE THESE

1.2.1 Les composites à matrice organique (CMO)

Au sens large du terme, un matériau CMO est l'assemblage de deux matériaux de nature différente, l'un appelé matrice étant un matériau organique (matrice époxyde, PEEK...), l'autre appelé renfort étant constitué de fibres courtes orientées de façon plus ou moins aléatoire, ou de fibres longues unidirectionnelles ou tissées. Le renfort peut être en verre, carbone, kevlar.... Ces deux matériaux composants ont des qualités complémentaires. Le composite est donc un matériau hétérogène, dont les performances globales combinent celles des deux composants. L'intérêt d'un CMO [GAY91] est que le concepteur peut modifier et orienter le comportement mécanique ou physique du matériau en jouant sur :

- la nature des composants,

- la proportion des composants,
- la forme et l'orientation des renforts.

La matrice sert à la liaison des fibres entre elles, pour assurer le transfert et la répartition des efforts. Elle joue de plus un rôle de protection des renforts vis-à-vis de l'environnement. Les renforts, eux, apportent la résistance mécanique, en particulier à la traction.

La qualité de l'interface fibre/matrice joue énormément sur la transmission des efforts. Un ensimage des fibres augmente ce transfert par amélioration de l'adhérence fibre/matrice : on parle alors d'interface forte. En revanche, une moindre adhérence évite la propagation de l'endommagement, par décohésion facilitée fibre/matrice (interface faible). En fait, un compromis doit être trouvé entre un bon transfert des efforts et une non propagation de l'endommagement.

A l'opposé de la conception de pièces en matériaux métalliques, un CMO peut et doit, au niveau de ses propriétés mécaniques, s'adapter aux exigences de conception, c'est-à-dire que le concepteur réalise simultanément le matériau et le produit [REY90]. Différents procédés de fabrication des CMO existent. Entre autres, on peut citer le formage par moulage (par contact, sous vide, par injection de préimprégné, en autoclave...), la pultrusion de profilés, l'injection ou l'estampage [CHR86].

On peut distinguer les CMO courants (verre/époxyde) et les CMO à "hautes performances" (carbone/époxyde). Les grands avantages des CMO appelés composites à "hautes performances", de renforts en carbone, kevlar..., sont : une rigidité et/ou une résistance spécifique importante (surtout pour le carbone), une bonne résistance à la fatigue et à la corrosion, et un gain de masse important par rapport à un matériau homogène de résistance équivalente. Leur utilisation autorise en conséquence un accroissement de la charge utile des structures et une économie d'énergie en ce qui concerne les structures mobiles.

De plus, contrairement aux matériaux métalliques par exemple, la défaillance des CMO est en général très progressive, et le contrôle des structures peut alors se faire par des inspections espacées, entraînant une réduction des coûts de maintenance.

Toutefois, les inconvénients des CMO sont une grande sensibilité à l'effet d'entaille, sous chargements tant statiques que dynamiques, et une réaction encore mal connue aux

rayonnements ultraviolets, à l'humidité et à la chaleur. De plus, mis à part le kevlar, la tenue aux chocs des CMO est très moyenne (inférieure à celle des matériaux métalliques), l'endommagement se manifestant souvent par délaminage. Pour les composites à "hautes performances", les inconvénients sont leur coût élevé, conduisant généralement à une réduction du coefficient de sécurité lors des calculs de structure [REY90].

Malgré ces inconvénients, les CMO sont de plus en plus utilisés de nos jours dans différents domaines tels que : le sport (skis, raquettes, arcs et flèches...), le bâtiment (piscines, cheminées d'usine...), les plate-formes pétrolières (où les tuyauteries métalliques sont aujourd'hui remplacées par des tuyauteries en CMO), les industries de l'armement (fabrication des capsules de missiles), et l'industrie aérospatiale (les tuyères, réservoirs, corps de propulseurs, corps de rentrée dans l'atmosphère, en particulier).

Les CMO renforcés par des fibres de verre sont les plus couramment utilisés, compte tenu de leur bon rapport performances/coût. Ils sont alors appelés composites de "grande diffusion".

Concernant les renforts fibres de verre, il en existe 5 types. Les 2 types les plus couramment utilisés sont [CET91a] :

- les fibres de verre E (haut module de Young), qui entrent dans la composition de 95 % des CMO et 99 % des composites à "grande diffusion",
- les fibres de verre R et S (haute résistance mécanique).

Les autres types de fibres de verre sont destinés à des usages spécifiques :

- verre A : non utilisé dans les CMO à cause de sa grande sensibilité à l'humidité,
- verre C : grande résistance chimique, particulièrement aux acides,
- verre D : bonne propriété diélectrique.

Un des grands avantages des CMO à "grande diffusion" est leur aptitude à la mise en forme par moulage, qui permet d'obtenir des pièces de géométrie complexe ; le coefficient de sécurité adopté en ce qui les concerne est généralement supérieur à celui des composites à "haute performance" (6 ou plus par rapport à 1,5 ou moins). En raison de leur faible coût, leur emploi est très courant dans les industries nautique et automobile.

Le matériau composite objet central de cette étude est un verre/époxyde unidirectionnel qui sera défini plus précisément au § II.2.1.

I.2.2 Repères de référence utilisés

Les notions utilisées dans la suite de la thèse sont définies ci-dessous. On parlera de pli pour désigner la couche élémentaire de préimprégné, de couche pour parler d'un empilement de plusieurs plis dans la même direction, et de stratifié pour parler d'une séquence d'empilement de plusieurs couches orientées dans des directions différentes (Figure I.1).

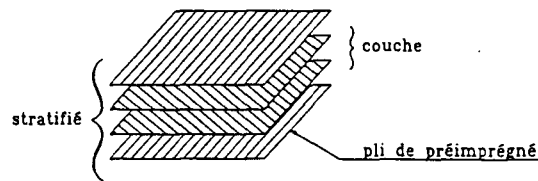
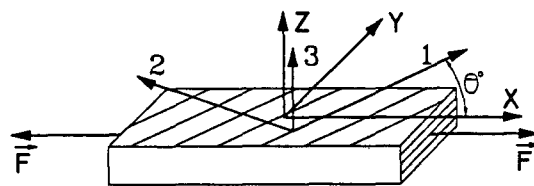


Figure I.1 : Notions de pli, couche et stratifié pour un CMO

Dans la suite de la rédaction, nous parlerons de plaque unidirectionnelle pour la couche épaisse constituant elle-même le composite étudié.

Les conventions d'axes adoptées ici ont été définies de manière classique : le "repère structure" (X-Y-Z), caractéristique de la géométrie de l'éprouvette et des directions de chargement ; et le "repère matériau" (1-2-3), relatif à la couche unidirectionnelle (repère d'orthotropie) (Figure I.2). On parlera ici, sauf précision contraire, de structures planes.



Repère "Structure"

- X : Direction de chargement
- Y : Direction dans le plan de la structure, perpendiculaire à la direction de chargement
- Z : Direction normale au plan de la structure

Repère "Matériau"

- 1 : Direction des fibres
- 2 : Direction perpendiculaire aux fibres, dans le plan de la couche
- 3 : Direction normale à la couche

Figure I.2 : Repères de référence utilisés

I.2.3 Modes de sollicitation du CMO unidirectionnel étudié

Le composite verre/époxyde unidirectionnel étudié est en particulier utilisé dans l'industrie aéronautique pour les longerons de pales d'hélicoptères. Lorsque les pales de l'hélicoptère sont au repos, seul le poids de la pale intervient, entraînant sa flexion (Figure I.3). Lors de la rotation du rotor, en raison essentiellement des forces aérodynamiques (portance, traînée) et de la force centrifuge, les pales sont sollicitées de façon complexe.

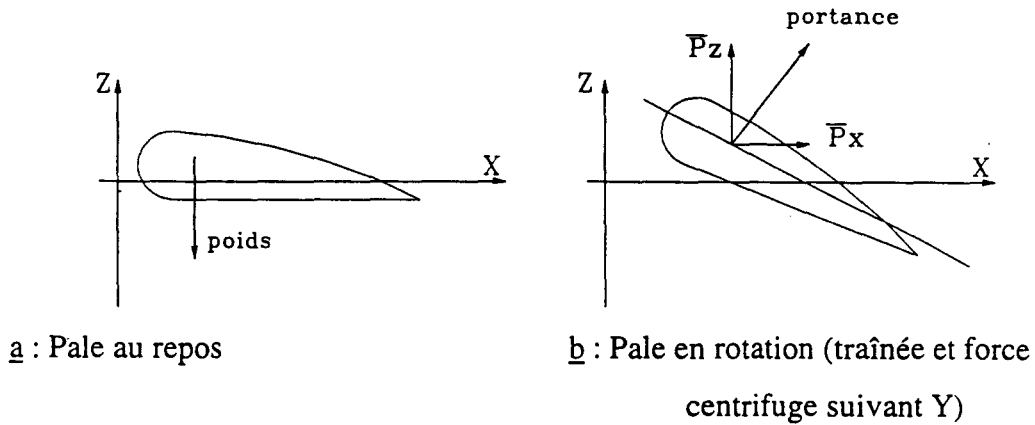


Figure I.3 : Forces s'exerçant sur une pale d'hélicoptère

La rotation des pales et l'action du vent sur les pales font qu'elles sont sollicitées de façon variable dans le temps. Sous ces sollicitations variables, aléatoires et combinées, le matériau se dégrade progressivement par un phénomène de fatigue. En particulier, on y observe des endommagements par cisaillement interlaminaire.

Les études de l'endommagement en fatigue sous sollicitations de traction-compression et de flexion des composites verre/époxyde sont relativement développées aujourd'hui [TAL87, WAN90, FIO88, VAU96]. Quelques études en flexion-torsion existent également [ATC86, MIL90]. En revanche, très peu de travaux portent sur l'étude de l'endommagement en fatigue sous sollicitation de cisaillement, et plus particulièrement sous sollicitations de flexion-cisaillement interlaminaire. Ce sera l'objet de notre travail.

I.3 LES DIFFERENTS TYPES D'ESSAIS DE CISAILLEMENT

Bien que les structures composites, plaques unidirectionnelles ou stratifiées, soient très couramment sollicitées, au moins localement, en cisaillement, l'endommagement par cisaillement des CMO est mal connu. Ce cisaillement peut être un cisaillement dans le plan de la structure, appelé cisaillement plan ou intralaminaire (cisaillement 12), ou un cisaillement dans les plans 13 et/ou 23, appelés cisaillements interlaminaires (cisaillement 13 et/ou 23), intercouches ou interplis (Figure I.4).

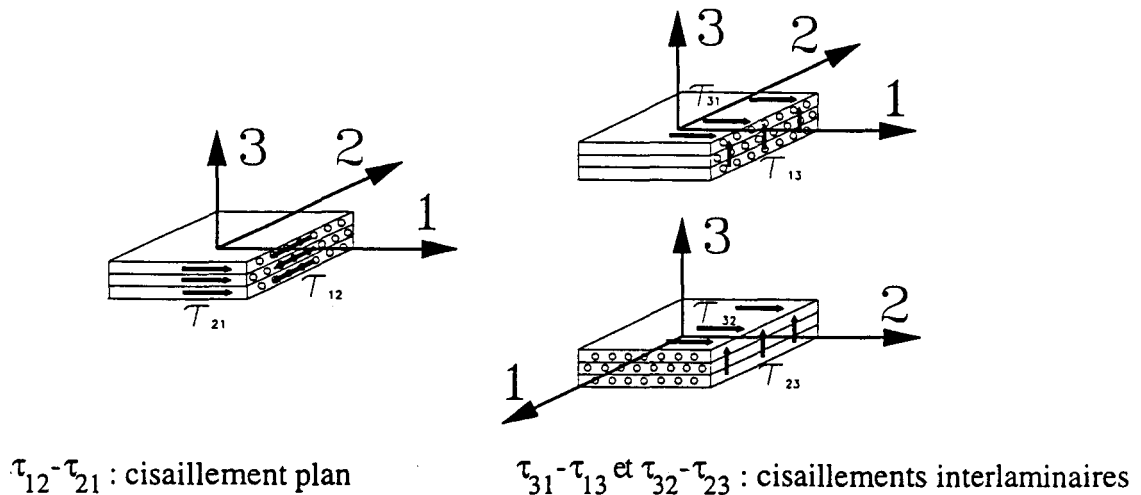


Figure I.4 : Différents types de sollicitations de cisaillement dans un composite unidirectionnel

Dans la littérature [HAH77, LEE86, BOE89], différents types d'essais monotones ou cycliques sont proposés pour étudier le comportement des composites sous sollicitations de cisaillement plan ou interlaminaire. Ils se divisent en deux catégories. La première permet d'obtenir du cisaillement à l'aide de montages spécifiques, mettant alors en jeu des modes de sollicitations complexes (torsion, traction-compression biaxiale...). La deuxième utilise tout simplement le chargement en traction monotone, et exploite astucieusement la nature anisotrope du matériau (essais en italiques dans la liste ci-dessous). Les essais proposés dans la littérature sont les suivants :

- l'essai sur tube en torsion,
- l'essai de cisaillement à 2 ou 3 rails guidés,
- *l'essai de traction sur un stratifié $[(\pm 45^\circ)_n]_s$,*

- l'essai de traction hors-axe à $[10^\circ]$,
- l'essai sur cadre articulé,
- les essais sur éprouvette entaillée,
- l'essai "Iosipescu",
- l'essai sur cube,
- l'essai de flexion 3 points avec appuis rapprochés.

Ci-dessous, nous décrivons succinctement chacun de ces essais ; nous précisons en particulier la nature du cisaillement incriminé, et analysons les avantages et inconvénients de chaque essai ; en particulier chaque essai sera décrit en chargement monotone, un commentaire sera ensuite fait, concernant son utilisation éventuelle en chargement cyclique. Enfin nous terminerons par une étude comparative résumant les descriptions et analyses précédentes.

1.3.1 Essai sur tube en torsion

Pour cet essai, le repère défini au § 1.2 ne peut être utilisé compte tenu de la géométrie de la structure. Le repère $R\theta X$ est alors utilisé (Figure I.5).

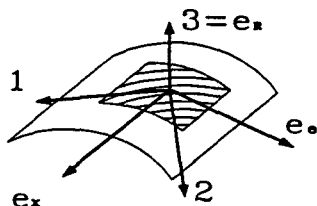


Figure I.5 : Repère défini pour le tube en torsion

L'essai se pratique sur un tube à paroi mince obtenu par enroulement filamentaire presque à 90° [LAU90]. Le tube est ensuite sollicité en torsion. Afin d'obtenir un état de contrainte quasiment uniforme de cisaillement pur $\tau_{\theta X}$, la longueur de l'éprouvette doit être suffisamment grande par rapport au rayon du tube ($L/r > 8$), et le rapport épaisseur/diamètre ($e/2r$) doit être inférieur à 0,03 [HAH77] (Figure I.6).

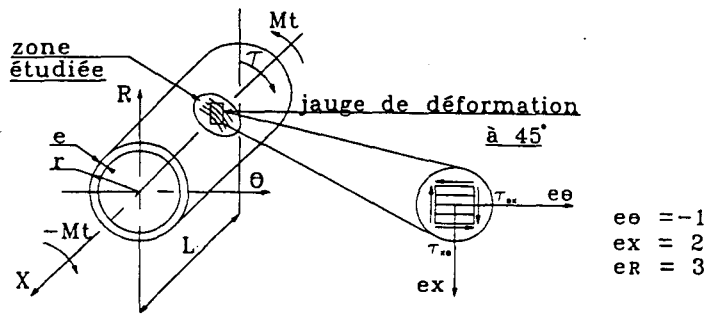


Figure I.6 : Essai de torsion sur tube

Cet essai monotone est le mieux adapté pour caractériser le cisaillement dans le plan θX , c'est-à-dire le cisaillement plan 12. Les déformations de cisaillement sont mesurées à l'aide de jauges de déformation positionnées à la périphérie du tube, à $\pm 45^\circ$ de l'axe X . Cependant, cet essai reste difficile à mettre en œuvre : il nécessite une bonne qualité d'éprouvette, une machine de torsion, et l'amarrage des éprouvettes est relativement complexe. Il est intéressant de remarquer que le même type de sollicitation de cisaillement (cisaillement plan 12) serait obtenu si les fibres étaient orientées à 0° (suivant la direction X).

On utilise généralement l'essai sur tube en torsion sous sollicitations monotones, mais il peut également être utilisé en fatigue ondulée, alternée ou répétée. Cependant, la difficulté concerne l'amarrage de l'éprouvette sur le montage pendant toute la durée de l'essai, afin d'éviter toute prise de jeu ou de matage de l'éprouvette lors des différents types de chargement en fatigue.

Les machines de torsion étant relativement peu courantes, d'autres essais monotones ou cycliques ont été proposés pour caractériser le comportement en cisaillement plan des composites stratifiés, utilisant des machines classiques de traction-compression.

1.3.2 Essai de cisaillement à 2 ou 3 rails guidés

Ces essais monotones sont définis par la norme ASTM D4255 ; les éprouvettes sont des plaques unidirectionnelles (0° ou 90°) ou stratifiées. Pour les essais à 2 rails guidés, les éprouvettes sont de forme rectangulaire ($76,2 \times 152,4 \text{ mm}^2$) ; pour les essais à 3 rails guidés, elles sont carrées ($152,4 \times 152,4 \text{ mm}^2$). Pour les deux types d'essais, l'éprouvette est fixée par 3

boulons de $\varnothing 12$ mm répartis sur la longueur de l'éprouvette à des rails en acier, reliés aux parties fixe et mobile de la machine. Dans le cas de l'essai à 2 rails, l'entraxe constant des rails et le parallélisme sont assurés par 2 guides (Figures I.7.a et b). Le montage est alors sollicité en compression.

Les contraintes de cisaillement obtenues avec ces essais sont quasiment uniformes entre les rails, même si le montage induit une sollicitation parasite de compression. Des jauges de déformation, positionnées à 45° de l'axe de sollicitation et situées dans la partie utile des éprouvettes, permettent de mesurer les déformations de cisaillement dans le plan XY ou 12. Un calcul analytique a montré que l'essai de cisaillement à 2 rails guidés est valable pour accéder correctement au module de cisaillement G_{12} , pourvu que le rapport longueur/largeur de la partie utile de l'éprouvette soit au moins égal à 10 [WHI71]. L'essai de cisaillement à 3 rails guidés donne, d'après Sims [SIM73], une meilleure évaluation du comportement de cisaillement, en raison de la symétrie du montage.

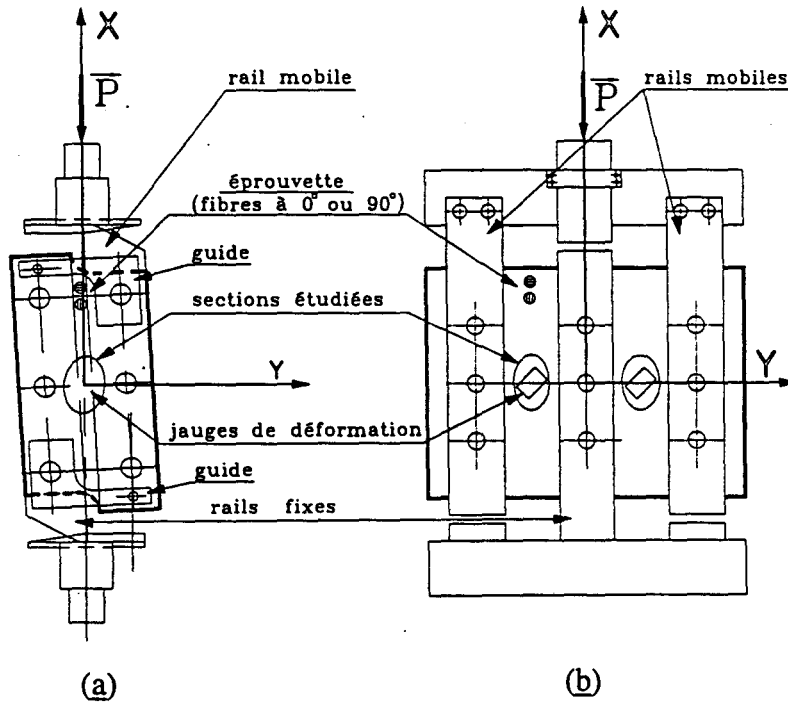


Figure I.7 : Essais de cisaillement à 2 rails guidés (a) et à 3 rails guidés (b)

Les essais de cisaillement à 2 ou 3 rails guidés sont essentiellement utilisés pour des chargements monotones, même si des ruptures des éprouvettes à partir des trous de fixation

ont été constatées [ADA97]. Néanmoins, des essais en fatigue peuvent être réalisés aussi bien en fatigue ondulée, qu'alternée ou répétée. Toutefois, une attention particulière doit être portée à la fixation de l'éprouvette dans le montage, en particulier lors d'essais en fatigue alternée. En effet, lors des chargements et déchargements successifs, les trous de fixation peuvent s'ovaliser, entraîner une rotation néfaste de l'éprouvette dans le montage, et venir ainsi modifier les conditions expérimentales.

I.3.3 Essai de traction sur un stratifié $[(\pm 45^\circ)_n]_s$ (dit "Essai Rosen")

L'essai de traction monotone sur composite stratifié $[(\pm 45^\circ)_n]_s$ (Figure I.8), proposé par Rosen, est défini par la norme ASTM D3518. Les dimensions de l'éprouvette sont $250 \times 25 \times 3 \text{ mm}^3$, avec une longueur utile de 130 mm.

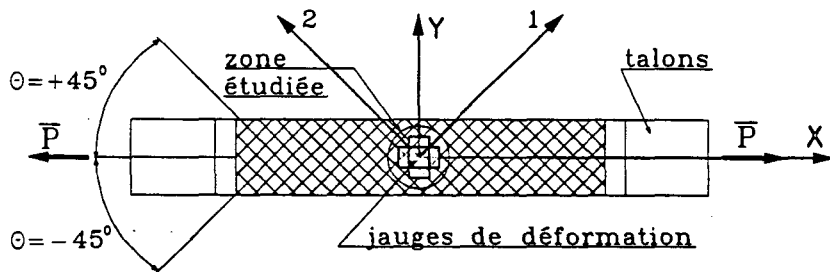


Figure I.8 : Essai de traction hors axe sur stratifié $[(\pm 45^\circ)_n]_s$

Les champs de contrainte et de déformation étant quasiment constants dans la partie utile de l'éprouvette, le comportement en cisaillement plan 12 et le module de cisaillement G_{12} du matériau sont déduits de la courbe contrainte/déformation. Cette dernière est obtenue par mesure à l'aide de jauges de déformation positionnées sur la partie utile de l'éprouvette dans les directions X et Y, et de la mesure de la charge appliquée. Ce test est très utilisé, car il est facile à mettre en oeuvre, et une bonne reproductibilité des résultats est observée [LEE86].

L'essai Rosen s'utilise classiquement en chargement monotone. Cependant, il peut être également en fatigue ondulée. Les autres types d'essais de fatigue (alternée ou répétée) entraîneraient un flambage des fibres et viendraient alors modifier les conditions expérimentales.

I.3.4 Essai de traction hors-axe à $[10^\circ]$

Cet essai se pratique sur une éprouvette rectangulaire en composite unidirectionnel, la direction des fibres étant orientée à 10° par rapport à la direction de chargement. Les dimensions de l'éprouvette sont de $250 \times 25 \times 3 \text{ mm}^3$, avec une longueur utile de 130 mm [LEE86] (Figure I.9).

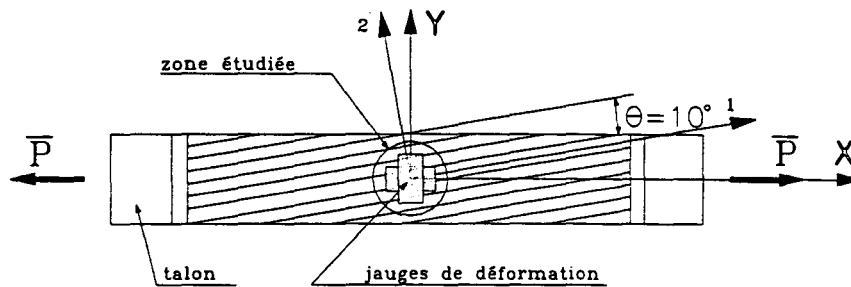


Figure I.9 : Essai de traction hors-axe à $[10^\circ]$

L'éprouvette instrumentée de jauges de déformation collées en son milieu est soumise à de la traction. Cet essai étant très sensible aux erreurs d'alignement, un grand soin doit être apporté à l'alignement de la charge et des jauges de déformation (erreur inférieure à $\pm 1^\circ$). Le relevé de la courbe charge-déformation, permet d'accéder au module de cisaillement G_{12} [LEE90]. Chamis [CHA77] recommande également cet essai pour définir la résistance au cisaillement τ_{r12} d'un composite unidirectionnel. Pour limiter les effets de bord et obtenir des valeurs correctes pour G_{12} et τ_{r12} , le rapport longueur/largeur de la partie utile de l'éprouvette doit être supérieur à 15. Malgré sa facilité de mise en oeuvre, cet essai est moins utilisé que l'essai de traction hors-axe sur stratifié $[(\pm 45^\circ)_n]_s$.

Boehler et El Aoufi [BOE89] ont amélioré le montage de l'essai de traction hors-axe en autorisant la rotation des extrémités de l'éprouvette autour de la normale au plan XY de l'éprouvette, afin d'éviter une déformation en "S". Ce nouveau dispositif, appelé "essai hors-axe à rotules ponctuelles" (Figure I.10), permet d'obtenir des champs de déformation et de contrainte homogènes dans toute la partie utile de l'éprouvette.

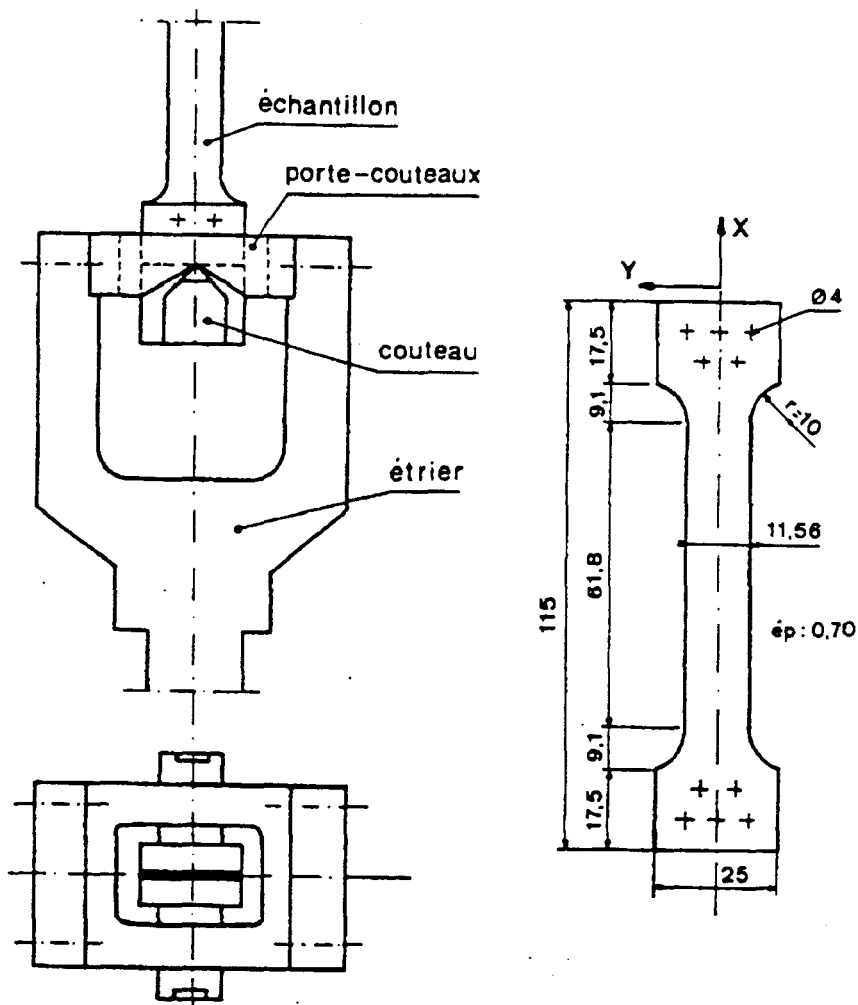


Figure I.10 : Montage pour l'essai hors-axe à $[10^\circ]$ à rotules ponctuelles [BOE89]

Les essais de traction hors-axe à $[10^\circ]$ classiques ou à rotules ponctuelles ne sont utilisables qu'en chargement monotone ou en fatigue ondulée. En effet les autres types de chargements de fatigue viendraient perturber les conditions expérimentales : dans le cas de l'essai hors-axe à $[10^\circ]$ classique, le flambage des fibres serait à craindre lors du chargement. Pour l'essai hors-axe à $[10^\circ]$ à rotules ponctuelles, c'est le déboîtement de l'éprouvette du montage lors de la décharge qui serait à craindre.

I.3.5 Essai sur cadre articulé

Pour cet essai, l'éprouvette est de forme carrée et constituée de 2 plaques, d'un composite stratifié $[0^\circ/90^\circ]_s$ ou $[\pm 45^\circ]_s$ séparées par un nid d'abeille et fixées l'une à l'autre afin d'obtenir une meilleure rigidité. L'éprouvette ainsi construite est montée à l'intérieur d'un cadre articulé (Figure I.11).

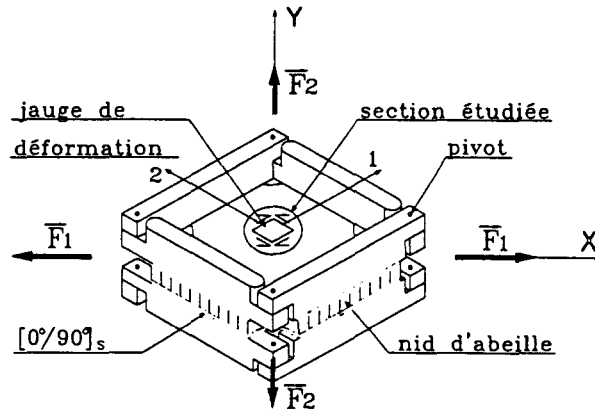


Figure I.11 : Essai sur cadre articulé

Un double chargement de traction et/ou de compression est appliqué suivant les diagonales du cadre, permettant d'étudier le cisaillement plan 12. Bryan [BRY61] a montré, grâce à la photoélasticité, que cet essai ne permet pas de déterminer correctement le module de cisaillement G_{12} , car en milieu d'éprouvette, le champ des contraintes n'est pas de cisaillement pur. En revanche, un état de contraintes de cisaillement pur et uniforme est obtenu le long des bords de l'éprouvette, permettant ainsi de déterminer la résistance au cisaillement τ_{12} . De plus, une étude numérique menée par Hadcock et Whiteside [HAD69] a montré de fortes concentrations de contraintes aux coins de l'éprouvette. Afin de limiter ce problème, les auteurs ont limité la section étudiée, située au centre de l'éprouvette, de 114,3 mm à 30,5 mm de côté. Toutefois, les difficultés de fabrication et donc la qualité des éprouvettes obtenues restent le point faible de cet essai. De plus, l'utilisation d'une machine biaxiale pour effectuer les essais, est une contrainte supplémentaire importante.

Des essais monotones ou cycliques peuvent être effectués avec ce type de montage. Néanmoins, quelque soit la sollicitation cyclique choisie, la complexité de l'essai résidera dans l'obtention de mouvements de chargement synchrones.

I.3.6 Essai sur éprouvette entaillée

Deux types d'essais sur éprouvette entaillée sont présentés ci-après, l'un utilise un chargement biaxial et l'autre un chargement uniaxial.

L'essai sur éprouvette entaillée avec chargement biaxial se pratique sur une éprouvette de traction standard en composite stratifié $[\pm 45^\circ]_{ns}$, modifiée par 2 entailles axiales situées à égale distance (24,5 mm) de part et d'autre du centre de l'éprouvette (Figure I.12) [DUG78].

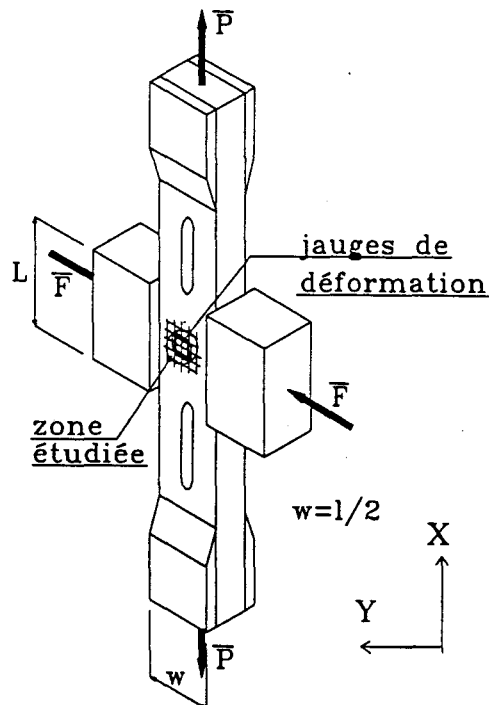


Figure I.12 : Essai biaxial sur éprouvette entaillée

Un chargement de traction axiale et de compression transversale dans la partie centrale de l'éprouvette permet d'obtenir un état de contrainte biaxial de traction-compression au centre, donc du cisaillement plan XY, permettant d'accéder au cisaillement plan 12. Des jauges de déformation orientées suivant les axes X et Y permettent d'accéder aux déformations. Malgré la relative simplicité des éprouvettes, l'inconvénient de cet essai réside dans la complexité du montage et la nécessité d'un chargement biaxial.

Il est possible de s'affranchir du chargement biaxial en utilisant des éprouvettes entaillées dissymétriques. Hassaïni [HAS94] a réalisé une étude numérique (en statique) sur des éprouvettes avec différentes formes d'entailles situées de part et d'autre de la zone utile, sous chargement uniaxial de traction ou de compression, dans le but d'obtenir une répartition homogène des contraintes de cisaillement, et de minimiser les contraintes parasites (Figure I.13). Cependant, compte tenu des difficultés à obtenir une zone de cisaillement homogène, Hassaïni s'est orienté vers un nouveau dispositif de montage qui utilise une éprouvette cubique (cf. § I.3.8).

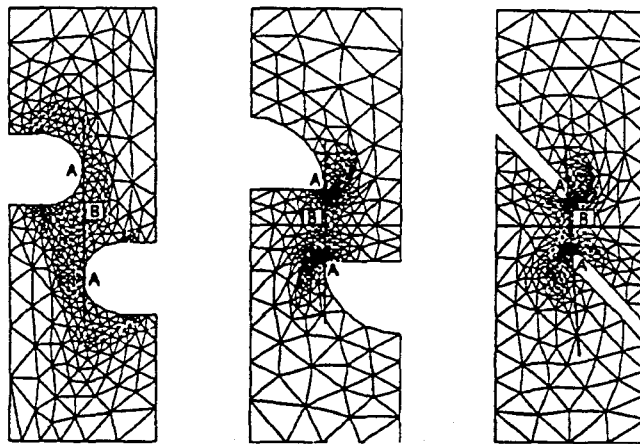


Figure I.13 : Exemples de configurations d'entailles étudiées par D. Hassaïni

Cependant, Dadras [DRA90] a démontré expérimentalement, sur un composite graphite/époxyde ayant une séquence d'empilement $[0/90]_s$, que la contrainte de cisaillement τ_{12} diminue de façon significative lorsque le rapport "distance entre entaille/épaisseur de l'éprouvette" augmente. En revanche, l'augmentation de la largeur de l'entaille et de son positionnement par rapport au bord de l'éprouvette ne vient pas perturber la valeur de τ_{12} .

Les essais sur éprouvette bi-entaillée avec un chargement uniaxial ou biaxial sont utilisés en monotone et ne peuvent être applicables qu'en fatigue ondulée. En effet, les autres types de chargement, fatigue alternée ou répétée, provoqueraient le flambage de l'éprouvette. Dans le cas des essais sur éprouvette bi-entaillée sous chargement biaxial, le frottement des appuis latéraux durant les essais de fatigue pourrait créer un échauffement localisé qui viendrait perturber les conditions expérimentales. Quant aux essais sur éprouvette bi-entaillée sous char-

gement uniaxial, la géométrie des entailles doit être choisie de façon à éviter toute concentration de contrainte en fond d'entaille, afin de ne pas perturber le champ de déformation.

1.3.7 Essai Iosipescu

L'essai Iosipescu [IOS67] est le plus étudié dans la littérature pour caractériser le comportement en cisaillement [HO93, BLA93, CON95]. Il se pratique sur éprouvette unidirectionnelle à 0° ou 90° , bi-entaillée. Un état de sollicitation de cisaillement est obtenu au centre de l'éprouvette par application d'un déplacement relatif d'un mors par rapport à l'autre (Figure I.14), légèrement perturbé néanmoins par une sollicitation de compression.

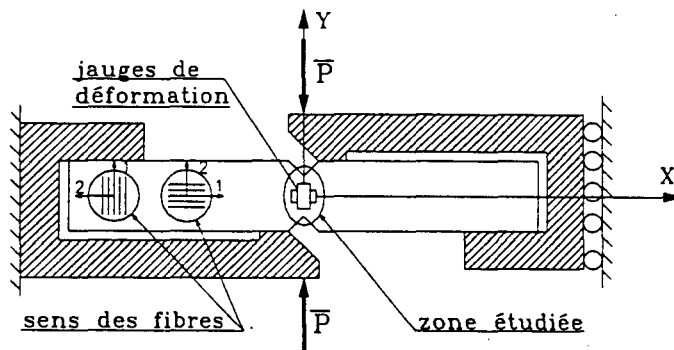


Figure I.14 : Essai Iosipescu

Un effort tranchant prépondérant et un moment de flexion quasiment nul sont théoriquement obtenus dans la section centrale de l'éprouvette, tant que la fissuration n'est pas atteinte. L'hypothèse de S^t-Venant est couramment admise pour cet essai ; pourtant, la présence d'entailles de chaque côté de l'éprouvette induit localement une non uniformité des champs de contraintes et de déformations, et un risque d'amorçage de la rupture en fond d'entaille. Cet essai monotone permet d'accéder au module de cisaillement G_{12} à l'aide de jauges de déformation positionnées au centre de l'éprouvette, et, selon Pierron [PIE94], à la résistance au cisaillement τ_{12r} au centre de l'éprouvette. Pourtant, l'existence des concentrations de contrainte en fond d'entaille nous permet de douter de la validité de la valeur de τ_{12r} trouvée. De plus, pour un carbone/époxyde T300/914 unidirectionnel, Pierron a mis en évidence la présence d'une contrainte de compression transverse significative entre les entailles. Il démontre expérimentalement et par calcul par éléments finis que, selon qu'on la néglige devant la résistance à la compression transverse ou bien qu'on l'inclut dans un critère quadratique, la résistance au

cisaillement τ_{12r} passe de 110 MPa à 90 MPa. Il suggère que cette contrainte τ_{12r} , généralement évaluée à 70 MPa, est sous-estimée lors des essais de cisaillement classiques. On notera que l'orientation des fibres (à 0° ou 90°) n'influence pas la valeur de G_{12} [CON95], mais modifie celle de τ_{12r} [PAL89]. Pourtant il semble que l'essai Iosipescu donne des valeurs de résistance au cisaillement très proches de celles obtenues par l'essai de torsion sur tube (§ I.3.1) dans le cas où les fibres sont orientées à 90° [LEE86].

Pour réaliser cet essai, un montage spécial est nécessaire et des précautions sont à prendre lors de la fabrication des éprouvettes (respect en particulier du parallélisme entre les 2 faces prises entre les mors), et lors de l'usinage des entailles, afin de ne pas créer de sites d'amorçage de fissures.

Pour utiliser l'essai Iosipescu en fatigue ondulée, une adaptation du montage est nécessaire, de manière à ce que l'éprouvette soit bien fixée dans le montage. Cependant, lors des essais de fatigue, la forme des entailles risque de provoquer un amorçage prématuré de fissure en fond d'entaille.

1.3.8 Essai sur cube

Cet essai a été mis en place par D. Hassaïni [HAS95]. Comme l'essai Iosipescu, il permet de se rapprocher d'un cisaillement quasiment pur. Il est, là aussi, néanmoins légèrement perturbé par une sollicitation de compression. Cet essai permet de disposer d'une zone de taille significative dans laquelle les champs de contrainte et de déformation sont uniformes. Son principe est basé sur celui de la "boîte de cisaillement" : l'éprouvette en composite unidirectionnel, de forme cubique, est positionnée dans le montage (Figure I.15). Un déplacement est imposé à l'un des mors, tandis que l'autre reste fixe.

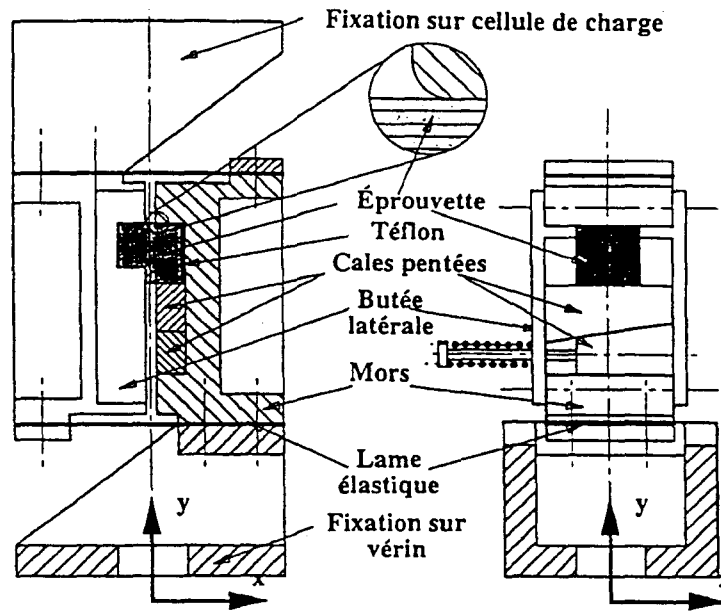


Figure I.15 : L'essai "cube" [HAS95]

La géométrie de l'éprouvette et le montage expérimental permettent d'étudier les comportements de cisaillements interlaminaires (τ_{13} , τ_{31} , τ_{23} , τ_{32}) et intralaminaires (τ_{12} , τ_{21}). Si les essais sur tube en torsion et Iosipescu ont montré que l'orientation des fibres influençait la détermination des caractéristiques mesurées, avec ce type de dispositif et d'éprouvette, il est possible d'étudier le cisaillement dans les 6 orientations possibles d'un cube composite unidirectionnel (Figure I.16).

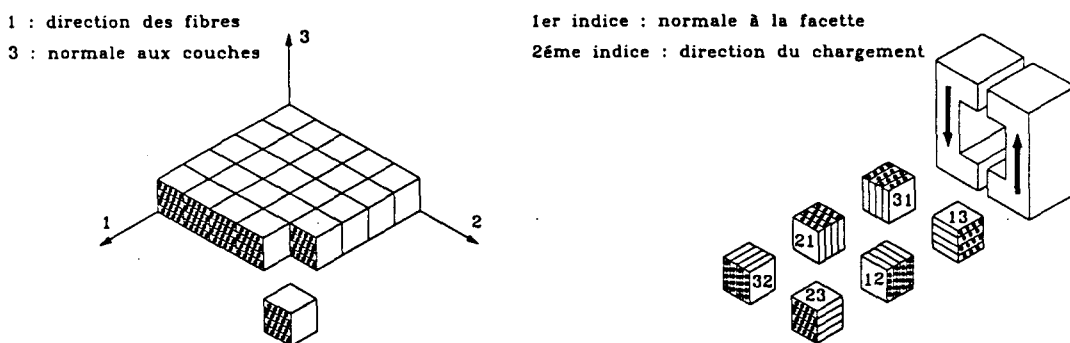


Figure I.16 : Essai "cube" : orientations du cube pour obtenir les différents types de cisaillement : 12, 21 cisaillements plans ; 13, 31, 23 et 32 cisaillements interlaminaires

Des jauges de déformation positionnées sur les faces avant et arrière de l'éprouvette permettent de mesurer les déformations et, avec la mesure de la charge, d'accéder aux caractéristiques des cisaillements inter- et intralaminaires.

L'essai cube peut être utilisé pour des chargements aussi bien monotones que cycliques. En effet, le montage a été conçu pour rattraper les différents jeux survenant dans le cas de l'inversion du sens de chargement et en cas de matage de l'éprouvette.

1.3.9 Essai de flexion 3 points avec appuis rapprochés

L'essai de flexion trois points avec appuis rapprochés utilise une éprouvette parallélépipédique unidirectionnelle ou stratifiée (Figure I.17). Il fait l'objet de la norme ASTM D2344-84. Le mode de chargement (flexion dans le plan XZ) est une combinaison de sollicitations de traction-compression longitudinales et de cisaillement. Cet essai permet d'obtenir du cisaillement interlaminaire (dans le cas où $Z = 3$), ou intralaminaire (cas où $Z = 2$).

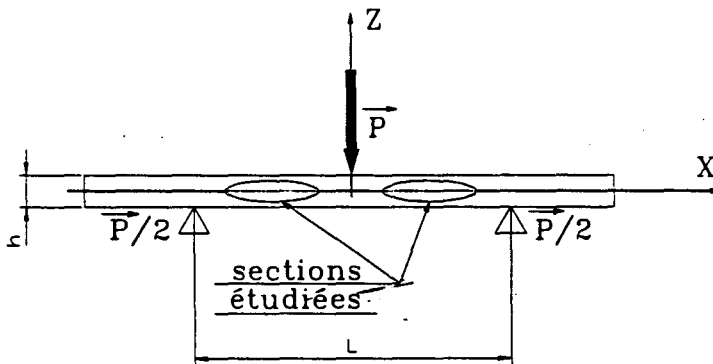


Figure I.17 : Essai de flexion trois points

L'intensité maximale de cisaillement est atteinte dans le plan moyen de l'éprouvette (Figure I.18). Le cisaillement est prépondérant par rapport à la traction-compression pourvu que le rapport L/h soit inférieur ou égal à 5 (cf. ASTM D2344-84). Cependant, les appuis génèrent de la compression transverse qui vient perturber localement les différents états de contrainte.

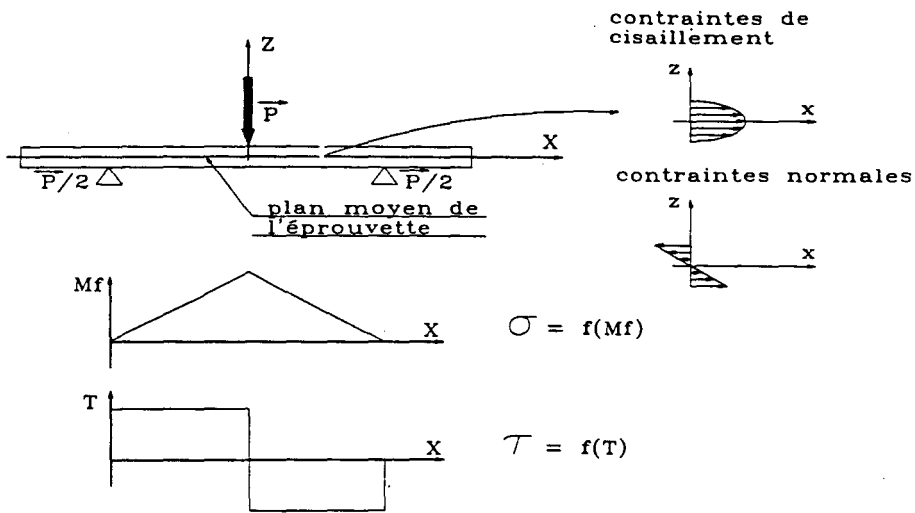


Figure I.18 : Essai de flexion 3 points : répartition des contraintes normales et de cisaillement dans une section droite

A partir d'une même plaque de composite unidirectionnel, on peut prélever des éprouvettes suivant deux sens de prélèvement, permettant d'étudier le comportement du matériau en cisaillement plan 12 (τ_{12} , τ_{21}) ou en cisaillement interlaminaire (τ_{13} , τ_{13} et τ_{32} , τ_{23}) (Figure I.19). Et, pour chacun des sens de prélèvement, deux orientations peuvent être étudiées. Dans la thèse, seules les configurations (b) et (d) de la figure I.19 l'ont été.

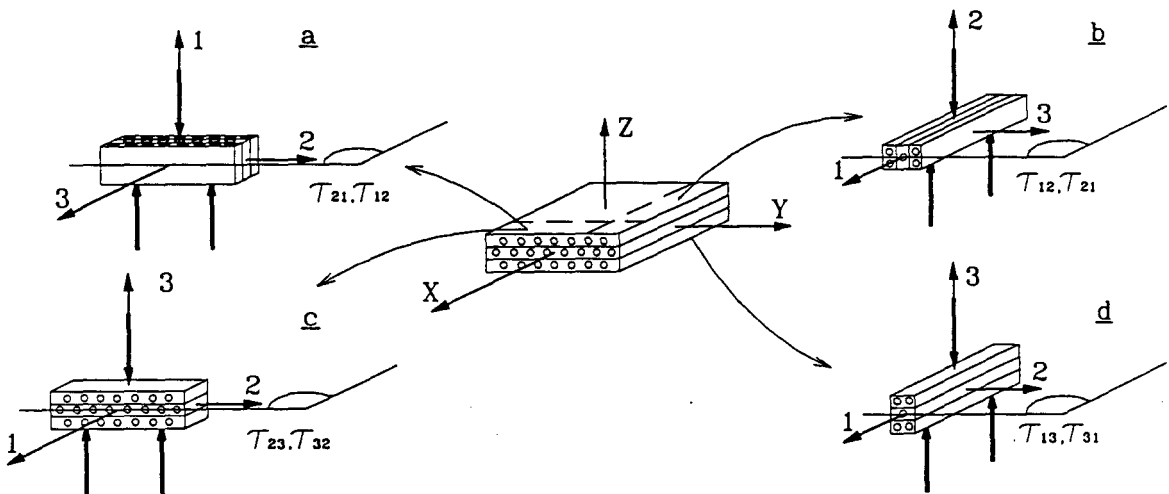


Figure I.19 : Sens possibles de prélèvement des éprouvettes pour essai de flexion trois points avec appuis rapprochés :

cisaillement plan : a - b

Cisaillement interlaminaire : c - d

L'avantage de cet essai est qu'il est simple à mettre en oeuvre. De plus, il représente un mode de sollicitation courant dans les structures composites. Mais un compromis doit être trouvé au niveau des dimensions des éprouvettes pour réaliser un état de sollicitation de flexion ou de cisaillement prépondérant. Même si cet essai ne permet pas d'accéder à la courbe contrainte - déformation et au module de cisaillement, il reste le plus utilisé pour caractériser un nouveau matériau [ADA97].

L'essai de flexion trois points est couramment utilisé sous sollicitations monotones ou en fatigue ondulée. Pour les autres cas de chargement, l'éprouvette ne serait plus solidaire du montage, à moins d'utiliser des appuis bilatéraux.

1.3.10 Comparaison des différents types d'essais de cisaillement

Nous avons comparé tous les essais précédemment décrits à l'aide de 8 critères (répertoriés de 1 à 8) dont les définitions sont données dans le tableau I.1.

1	Comportement étudié 1 : cisaillement intralaminaire (τ_{12}) 2 : cisaillement interlaminaire (τ_{13}) 3 : cisaillement interlaminaire (τ_{23})	2	Mesure du module de cisaillement G_{12} n : non p : précise im : imprécise
3	Mesure de la résistance au cisaillement τ_{r12} n : non p : précise im : imprécise	4	Intensité et type de sollicitation parasite \emptyset : aucune sollicitation parasite σ_1 : contrainte longitudinale σ_2 ou σ_3 : contrainte transversale
5	Essai de fatigue \emptyset : impossible a : alterné ($R < 0$) o : ondulé ($R > 0$) r : répété ($R = 0$)	6	Complexité de la machine d'essai mt : machine de traction conventionnelle ms : machine spéciale
7	Complexité du montage (*)	8	Complexité de l'éprouvette (*)

(*) les symboles suivants permettent de qualifier les difficultés rencontrées :

\emptyset : aucune ; \ll : négligeable ; $<$: faible ; \approx : moyenne ; $>$: importante ; \gg : très importante ; ∞ : infinie

Tableau I.1 : Définition des critères utilisés pour la comparaison des différents essais de cisaillement

Le tableau I.2 présente la comparaison de tous les essais présentés préalablement, le chiffre entre parenthèse se rapportant à des remarques développées juste en dessous.

	Comportement étudié	Mesure G_{12}	Mesure τ_{12}	Intensité-type de sollicitation parasite	Essai de fatigue	Complexité machine	Complexité montage	Complexité éprouvette
Tube	1 (1)	p	n	\emptyset	a-o-r	ms	<	> (7)
Rails	1 (2)	p	p	$\approx \sigma_x$	a-o-r	mt	> (6)	\approx (8)
$[\pm 45^\circ]_{ns}$	1	p	im	$\ll \sigma_1$ et $\ll \sigma_2$ (4)	o	mt	<	<
$[10^\circ]$	1	p	p	$\ll \sigma_1$ et $\ll \sigma_2$ (4)	o	mt	<	<
Cadre	1	im	im	\emptyset	a-o-r	ms	>	\gg
Ep. Ent. uniaxiale	1 (2)	p	n	$> \sigma_1$ et $> \sigma_2$	o	mt	<	\approx (9)
Ep. Ent. biaxiale	1	p	n	$> \sigma_1$ ou $> \sigma_2$	o	ms	>	\approx (9)
Iosipescu	1,2,3 (3)	p	im	$\approx \sigma_1$ ou $\approx \sigma_2$	o	mt	>	\approx (9)
Cube	1,2,3 (3)	p	n	$\approx \sigma_1$ ou $\approx \sigma_2$	a-o-r	mt	>	\approx (10)
Flexion	1,2,3 (3)	n	n	$\gg \sigma_1$ et $\gg \sigma_3$ (5)	o	mt	<	<

Tableau I.2 : Comparaison des différents essais de cisaillement

- (1) Compte tenu du repère adopté dans le cas de l'essai de torsion, le cisaillement 12 est équivalent au cisaillement 13.
- (2) Si le rapport longueur/largeur de l'éprouvette est au moins égal à 10, pour les essais à 2 ou 3 rails guidés, on peut obtenir du cisaillement interlaminaire 13.
- (3) La sollicitation donnant du cisaillement 13 entraîne du microflambage des fibres situées au droit des appuis.
- (4) Loin des points d'ancrage, les contraintes σ_1 et σ_2 ne perturbent pas la contrainte de cisaillement mesurée.
- (5) Dans la configuration d'un essai de flexion trois points avec cisaillement prépondérant ($L/h \leq 15$) σ_1 est négligeable.
- (6) Un système de rotulage à l'une des extrémités du montage est nécessaire pour avoir un bon alignement des rails.
- (7) La conception des éprouvettes nécessite l'utilisation d'une machine à enroulement filamenteuse.
- (8) Les perçages des trous ne doivent pas créer de microfissures dans l'éprouvette.
- (9) L'usinage des entailles ne doit pas créer de microdéfauts en fond d'entaille.
- (10) La difficulté réside dans l'élaboration d'une plaque épaisse (≈ 18 mm).

Le tableau I.2 permet de voir de façon très rapide le type d'essai à utiliser pour se rapprocher au mieux des conditions de sollicitations réelles du matériau étudié lorsqu'il est soumis à des contraintes de cisaillement tant interlaminaires qu'intralaminaires. Cependant, l'endommagement des CMO étant progressif, la définition du critère de rupture dépend de son utilisation. La résistance au cisaillement semble délicate à mesurer dès qu'il y a apparition d'une concentration de contrainte. Se pose alors la question de la validité des valeurs de τ_{r12} obtenues à partir de ces différents essais.

1.3.11 Conclusion : essai adopté pour la thèse

Le choix de l'essai utilisé dans cette thèse a été motivé de la façon suivante :

L'Equipe Mécanique et Matériaux du Laboratoire Mécanique de Lille s'est donné pour objectif, en collaboration avec le Département Structures de l'IMFL-ONERA, l'étude du comportement en fatigue-cisaillement interlaminaire et/ou intralaminaire de composites verre/époxyde utilisés en aéronautique pour les longerons des pales d'hélicoptère. Les essais permettant d'obtenir du cisaillement en fatigue, sont l'essai sur tube en torsion, l'essai sur éprouvette entaillée avec chargement biaxial, l'essai Iosipescu, l'essai "cube" et l'essai de flexion trois points avec appuis rapprochés. Ne disposant pas de machine de torsion ni de machine biaxiale, les essais sur tube et sur éprouvette entaillée ne pouvaient pas être réalisés. De plus, compte tenu du mode de sollicitation des pales d'hélicoptère (voir § I.2.3) et de leur mode d'endommagement courant, à savoir le délaminage, il a d'abord été décidé de travailler en fatigue sur l'essai de flexion trois points avec appuis rapprochés, c'est-à-dire avec cisaillement interlaminaire prépondérant. C'est le sujet de la présente thèse. Néanmoins, le mode de sollicitation par flexion 3 points étant un mode combiné de traction-compression et cisaillement, parallèlement une seconde thèse [HAS98] sur un essai où le mode de sollicitation serait plus simple et plus proche du cisaillement interlaminaire pur a été lancée. Cette seconde étude en fatigue utilise l'essai sur cube défini au § I.3.8. Ces deux thèses portent sur le même matériau composite verre/époxyde de type RM9. La comparaison des résultats de ces deux types d'essai sera faite au § II.5.4.

Concernant l'essai de flexion 3 points avec appuis rapprochés, on peut montrer par un simple calcul de Résistance des Matériaux, l'importance des contraintes de cisaillement par

rapport aux contraintes normales, dans le cas d'un matériau homogène équivalent au composite verre/époxyde étudié.

Prenons l'exemple d'une poutre de longueur entre appuis L et de section $b \cdot h$, sollicitée en flexion 3 points symétrique (Figure 1.20) :

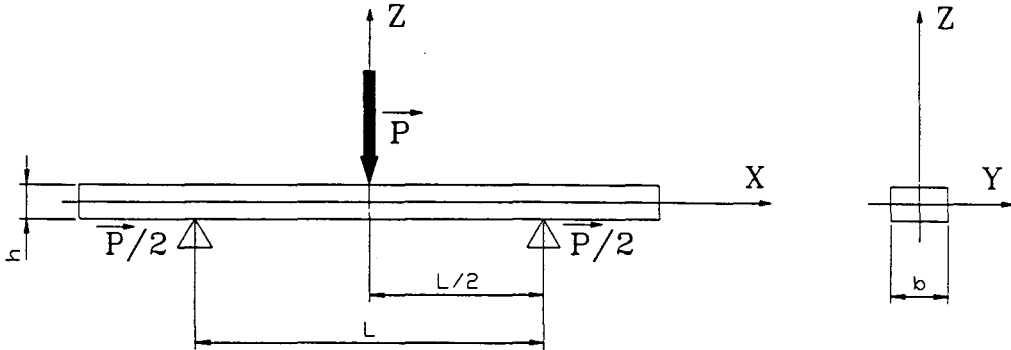


Figure I.20 : Poutre sollicitée en flexion trois points

Le calcul théorique des contraintes normales et de cisaillement maximales donne :

$$\sigma_{\max} = \frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (I.1)$$

$$\tau_{\max} = \frac{3 \cdot P}{4 \cdot b \cdot h} \quad (I.2)$$

Le rapport $\frac{\tau_{\max}}{\sigma_{\max}}$ vaut donc $\frac{h}{2 \cdot L}$. Les caractéristiques des matériaux métalliques, ($\frac{\sigma_r}{\tau_r} \approx$

2), ainsi que les dimensions des poutres courantes ($L \gg h$), conduisent fréquemment à négliger les contraintes de cisaillement interlaminaire face aux contraintes de traction/compression. En revanche, pour un matériau composite unidirectionnel verre/ époxyde, le rapport $\frac{\sigma_r}{\tau_r}$ est voi-

sin de 20. Il est alors possible, en utilisant une poutre de faible élancement, de rendre prépondérantes les contraintes de cisaillement interlaminaire face aux contraintes de traction/compression. On parlera d'essai de flexion trois points avec cisaillement prépondérant dès que $\frac{L}{h} \leq 15$.

I.4 ENDOMMAGEMENT ET RESISTANCE A LA FATIGUE

Un matériau CMO unidirectionnel ou stratifié, soumis à des sollicitations variables dans le temps, subit un endommagement progressif qui peut apparaître longtemps avant d'entraîner la rupture de la structure, celle-ci pouvant même ne jamais avoir lieu. Cet endommagement progressif peut être défini, observé, et mesuré à partir de ses manifestations microscopiques (formation de microcavités par exemple) ou macroscopiques (perte de rigidité essentiellement). On peut donc étudier l'endommagement par une approche physique, à l'échelle microscopique, ou par une approche plus mécanique, à l'échelle macroscopique.

Les CMO tels que les verres/époxydes ou les carbonés/époxydes sont réputés relativement fragiles. Et comme tous les matériaux fragiles, leurs caractéristiques mécaniques à rupture présentent une grande dispersion. En particulier, la présence de défauts microstructuraux peut en effet (porosité, mésalignement de fibres...) constituer des sites d'amorçage privilégié de microdéfauts, susceptible de conduire à une dégradation progressive de la structure sollicitée, pouvant aller jusqu'à sa ruine.

Après avoir présenté au § I.4.1 le mode de représentation de la résistance à la fatigue des CMO, nous détaillerons ensuite les modes d'endommagement à l'origine de la détérioration des CMO en fatigue (§ I.4.2), leurs manifestations macroscopiques (§ I.4.3) et enfin les moyens de détection et de suivi de l'endommagement des CMO (§ I.4.4 et § I.4.5).

I.4.1 Courbes de Wöhler

I.4.1.1 Tracé expérimental

Le tracé de la courbe de Wöhler, ou courbe amplitude de contrainte - durée de vie, est l'exploitation la plus courante des résultats de fatigue, et ce quel que soit le mode de chargement étudié. Ce tracé permet de proposer aux bureaux d'études une prédiction de la durée de vie du matériau [DeR88, FIO89].

Puget [PUG88] note que le comportement en fatigue, et en particulier la limite d'endurance d'un composite à matrice organique unidirectionnel dépend de la nature et de la forme des éléments constitutifs, et de leur mode d'élaboration (Figure I.21).

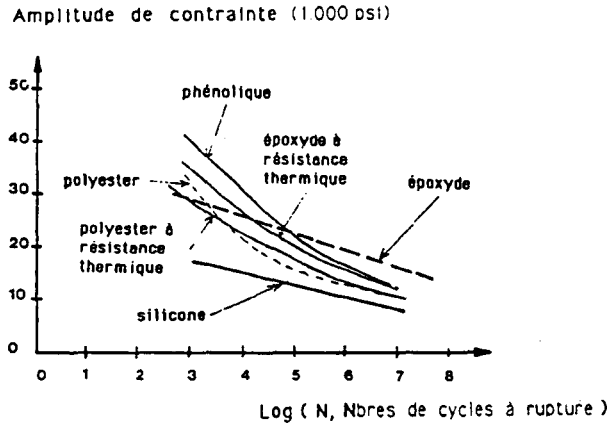


Figure I.21 : Courbes de Wöhler de matériaux unidirectionnels de matrices différentes mais de mêmes fibres de verre [PUG88]

Dans le cadre de l'utilisation de lames de suspension de véhicule en composite unidirectionnel verre/époxyde, Renault a fait réaliser plusieurs études [DeR86, CHE87, PRE87, BOD89] sous différents types de sollicitations représentatifs des conditions réelles d'utilisation. Les différents résultats sont consignés dans un rapport [DIB88]. Des essais de compression ont été menés à une fréquence de 10 Hz sous un rapport de charge de 0,1 [CHE87]. La courbe perte de raideur - nombre de cycles appliqué, obtenue sur la figure I.22 est très plate pendant une grande partie de la durée de vie (entre 45 % et 75 % de la durée de vie totale), puis chute très brutalement, ce qui témoigne d'un comportement fragile.

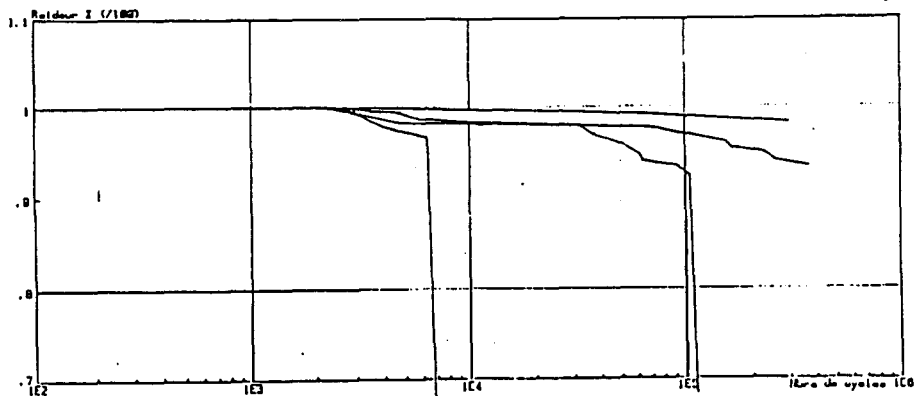


Figure I.22 : Courbe de perte de raideur pour un unidirectionnel verre/époxyde sollicité en fatigue par compression [CHE87]

Des essais réalisés en flexion trois points sous chargement cyclique, montrent que l'épaisseur de l'échantillon a un effet significatif sur la tenue en fatigue, alors que la largeur de l'éprouvette ne semble en avoir aucun. Wang [WAN90], qui a étudié le même matériau, mais sollicité en traction ondulée, arrive à la même conclusion. Bien que les lames de suspension soient sollicitées essentiellement en flexion, elles peuvent être amenées à se rompre en cisaillement interlaminaire, sous sollicitations cycliques plus particulièrement [BOD89]. La présence de défauts diffus tels que des porosités affectent la résistance au cisaillement interlaminaire. Des essais ont été effectués en fatigue alternée sur un montage de flexion encastree [PRE87]. Ceux-ci montrent que, pour un taux de porosités de 0,1 % (ce qui correspond à une pièce très saine) la limite d'endurance à 10^6 cycles est de 23 MPa, alors que pour 1,2 %, 1,8 % et 3,2 % de porosité la limite d'endurance ne vaut plus que 15-16 MPa.

Butler et al. [BUT88] ont aussi étudié le comportement en fatigue-cisaillement à l'aide d'un montage à deux rails guidés, d'un composite verre/époxyde unidirectionnel à 45 % en volume de fibres. Les essais ont été réalisés à amplitude de charge constante, avec un rapport de charge de 0.05, et une fréquence de sollicitation de 20 Hz. Les résultats montrent que la durée de vie des échantillons et la limite d'endurance, peuvent être plus grandes par rapport à celles obtenues lors des essais réalisés suivant la norme des essais à deux rails guidés (ASTM D 4255, cf. § I.3.2), en effectuant plusieurs modifications telles que : le polissage des extrémités de l'éprouvette, l'augmentation des diamètres des trous de fixation, le graissage de ces derniers... et surtout la réalisation d'entailles aux extrémités de l'échantillon, ce qui a pour effet de réduire la dispersion des résultats de fatigue.

I.4.1.2 Tracé "approché"

Mandell [MAN82] a proposé de modéliser les courbes de Wöhler relatives à des composites à matrice organique sollicités en fatigue sous traction à contrainte imposée, par une relation linéaire entre la contrainte maximale et le logarithme de la durée de vie à rupture. S'en inspirant, Fiore [FIO88] et Fournier [FOU92] ont proposé le même type de relation pour des essais de flexion trois points à déformation imposée ; cette relation s'exprime en terme de déformation maximale et de durée de vie à 10 % de perte de charge sous la forme :

$$\varepsilon_{Max} = A - B \cdot \text{Log}(N_{10\%}) \quad (I.3)$$

où A : est homogène à une déformation (en %). Elle correspond à l'intersection de la droite d'endurance avec $N_{10\%} = 1$. Il s'agit donc de la déformation maximale admissible entraînant 10% de perte de raideur à l'issue du premier cycle de chargement ;

et B : est la pente de la droite d'endurance ; homogène à une "vitesse", cette valeur correspond au taux de chute de déformation maximale admissible et s'exprime en % par décade du logarithme du nombre de cycles.

Ces auteurs ont trouvé que A et B étaient liés par une relation linéaire. A priori, la relation A - B intègre les effets liés au matériau (natures de la fibre et de la matrice, cycle de cuisson, taux de renfort...) et à la sollicitation (fréquence, rapport de sollicitation R ...). Pourtant, Fiore montre que pour des composites verre/époxyde unidirectionnels obtenus par enroulement filamentaire et sollicités en fatigue-flexion ou en fatigue-traction, les constantes A et B de l'expression (I.3) s'alignent sur une droite moyenne, indépendante en première approximation des constituants du matériau, des conditions de sollicitation (R , L/h , fréquence...), des cycles de cuisson, de la teneur en fibres de verre, du type de verre (E ou R), du type d'ensimage, du type de durcisseur et de la présence de vides. Il démontre en revanche que la relation A - B dépend du processus d'élaboration. Il est alors possible de valider une procédure de caractérisation accélérée de la tenue en fatigue de composites UD s'appuyant sur la détermination de la constante A par un essai monotone à grande vitesse et l'utilisation de la relation A - B correspondant au mode d'élaboration du matériau étudié [CHA97]. Fournier a continué cette analyse pour des composites verre/époxyde unidirectionnels obtenus à partir de préimprégnés moulés ou pultrudés sollicités en fatigue par flexion 3 points (Figure I.23) [FOU92].

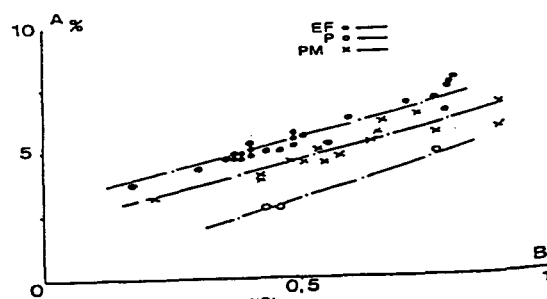


Figure I.23 : Relation A - B pour des matériaux UD verre/époxyde sollicités en flexion élaborés par : enroulement filamentaire (EF) ; préimprégnés moulés (PM) ; pultrudés (P)[FOU92]

Certains auteurs définissent en particulier le rapport A/B, qui a un sens très relatif, puisque les relations A-B sont linéaires, mais A et B ne sont pas proportionnels.

Dans le tableau I.3, nous avons reporté les rapports A/B donnés par différents auteurs. Mandell [MAN82], Fiore [FIO88] et Vauthier [VAU96] ont obtenu ces résultats sur des composites unidirectionnels verre/époxyde. Mandell a sollicité ses éprouvettes en traction à contrainte imposée, tandis que Fiore et Vauthier ont sollicité les leurs en flexion trois points à déformation imposée. Vauthier a étudié un composite verre/époxyde préalablement soumis à différents degrés de vieillissement hygrothermique, du stade non vieilli jusqu'à l'immersion totale, pour des températures de 50°C, 70°C et 90°C. Le résultat de Tamboura concerne un carbone/époxyde unidirectionnel obtenu à partir de préimprégné sollicité en flexion à déformation imposée [TAM96].

	Mandell [MAN82]	Fiore [FIO88]	Vauthier [VAU96]	Tamboura [TAM96]
Matériau	Verre/époxyde	Verre/époxyde	Verre/époxyde	Carbone/époxyde
Sollicitation	Traction	Flexion	Flexion	Flexion
Rapport A/B	10	10	évolue entre 10 et 16	12

Tableau I. 3 : Rapports A/B pour différents types de sollicitations et de matériaux

1.4.2 Mécanismes d'endommagement microscopiques

1.4.2.1 Principaux mécanismes

L'observation des faciès de rupture au M.E.B d'éprouvettes sollicitées jusqu'à rupture montre que l'endommagement microscopique des composites peut se décomposer en trois types quel que soit le mode de sollicitation imposé. Ces endommagements peuvent apparaître et évoluer dans la masse, et sont alors appelés diffus, ou en surface, et sont alors dits non diffus, c'est-à-dire localisés. Dans le cas d'essais en fatigue, leur ordre d'apparition dépend du mode de sollicitation, et leur évolution est plus ou moins rapide au cours du cyclage [TAL87]. Ces types d'endommagements peuvent être visualisés simultanément ou de façon isolée [THE81] ; ils sont représentés schématiquement sur la figure I.24 [TAL87] :

- la rupture brutale de fibres (a) est un endommagement qui peut apparaître de manière diffuse et peut se produire, soit dès la mise en charge (rupture des fibres les plus faibles), soit au cours de la sollicitation,
- l'apparition de microfissures dans la matrice (b) peut être un endommagement diffus (en traction simple) ou localisé (en flexion 3 points) ; suivant le type de sollicitation, cet endommagement peut être favorisé par des appauvrissements locaux en renforts et/ou par la présence d'inclusions ou de vides [TAL87],
- la fissuration de l'interface fibre-matrice (c) est un endommagement non diffus, qui conduit à des décohésions et des glissements, provoqués par des contraintes de cisaillement ; ceci est susceptible de conduire à des défilages, sans fissuration de matrice ni rupture apparente de fibres [TAL87].

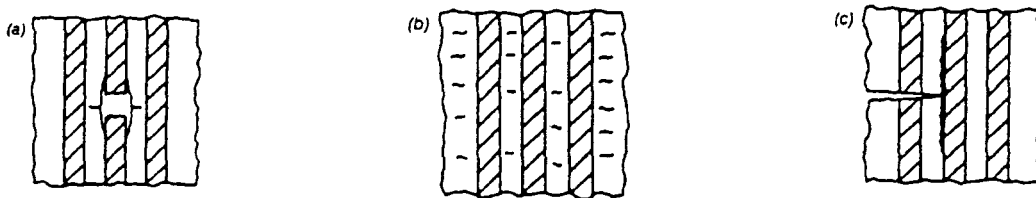


Figure I.24 : Principaux types d'endommagements microscopiques : diffus (a et b) et localisés (c) [TAL87]

Hull [HUL81] explique que la rupture de l'interface dépend de la résistance relative de la fibre, de la matrice et de l'interface, et qu'elle peut prendre trois aspects, schématisés sur la figure I.25 :

- a) une rupture adhésive qui se produit à l'interface même entre la fibre et la matrice,
- b) une rupture cohésive de la matrice, qui se produit dans la matrice, au voisinage immédiat de l'interface,
- c) une rupture cohésive qui se produit dans la fibre, très près de l'interface.

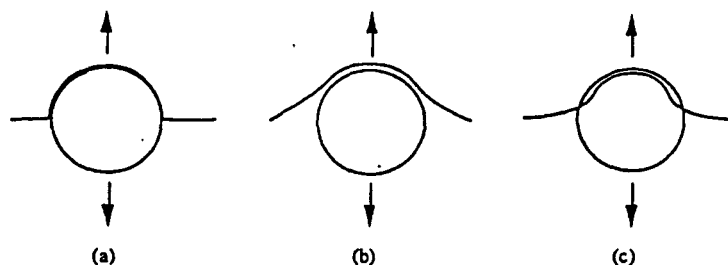


Figure I.25 : Différents types de ruptures à l'interface fibre / matrice [HUL81]

Mécanismes de formation des dents de scie

Le faciès de rupture le plus fréquemment rencontré dans les CMO unidirectionnels sollicités en cisaillement est le faciès en dents de scie [SUT74]. Pourtant, Paluch [PAL85] fait remarquer que ce type de faciès n'est pas caractéristique du cisaillement, puisqu'il l'a lui-même observé dans un composite verre/époxyde soumis à de la compression. Tout comme Paluch, Kline [KLI80] constate que les structures en dents de scie se rencontrent également pour des éprouvettes rompues en traction ou flexion, mais qu'elles sont moins prononcées. Deux mécanismes de formation de dents de scie sont proposés.

Le premier est décrit par Morris [MOR78], selon 4 étapes définies respectivement aux figures I.26-a-b-c et d :

- a) deux fibres voisines sont soumises à des forces $F1$ sollicitant la matrice en traction,
- b) suit une décohésion fibre - matrice au niveau de l'une des fibres,
- c) des microfissures se forment dans la matrice, car des allongements trop importants ne peuvent être supportés par la face de la matrice n'adhérant plus à la fibre, sollicitée en traction. Au fur et à mesure de la propagation de la décohésion fibre/matrice, les forces $F1$ se relaxent,
- d) lorsque la décohésion fibre/matrice est totale, les forces $F1$ se sont relaxées jusqu'à zéro, et les tensions internes accumulées dans la matrice, ainsi que les micro-déformations plastiques, ont généré des dents de scie.

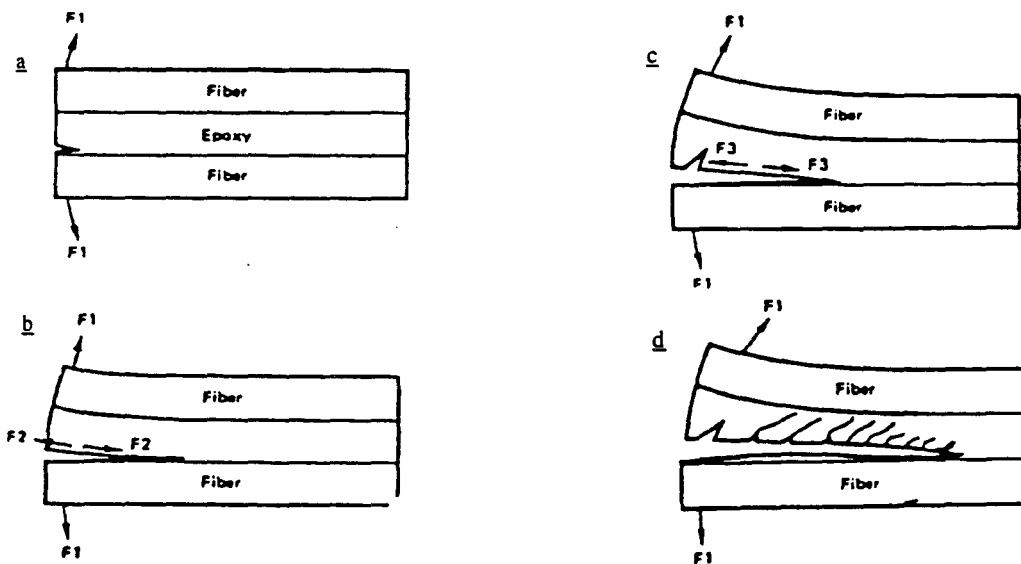


Figure I.26 : Mécanisme de formation des dents de scie proposé par Morris [MOR78]

De cette description, on peut déduire le sens de propagation de la fissure à partir de l'orientation des dents de scie (Figure I.27).

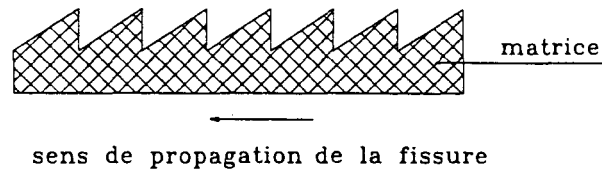


Figure I.27 : Sens de propagation de la fissure relativement à l'orientation des dents de scie

Un second mécanisme de formation des dents de scie est proposé par Purslow [PUR86] après observation sur un carbone/époxyde unidirectionnel entaillé, soumis à de la compression. Il y apparaît une bande de matériau soumise à une contrainte de cisaillement. Le mécanisme de formation des dents de scie se décompose ici aussi en 4 phases correspondant aux figures I.28-a-b-c et d, en supposant qu'une bande de matériau est soumise à des contraintes de cisaillement :

- a) la rupture s'amorce à partir d'une série de microfissures à 45° situées dans la bande de cisaillement, chacune d'elles étant normale et s'ouvrant sous l'effet de la contrainte de traction résolue,
- b) avec l'augmentation de la contrainte, le nombre de fissures augmente et elles s'allongent,
- c) les extrémités des fissures en traction s'incurvent lorsqu'elles s'approchent des limites de la bande de cisaillement,
- d) la coalescence de ces fissures en traction entraîne la rupture ultime de la bande de cisaillement. La séparation finale a lieu habituellement d'un côté de la bande de cisaillement, et on observe alors, sur l'une ou même les 2 faces de la rupture, un faciès en dents de scie.

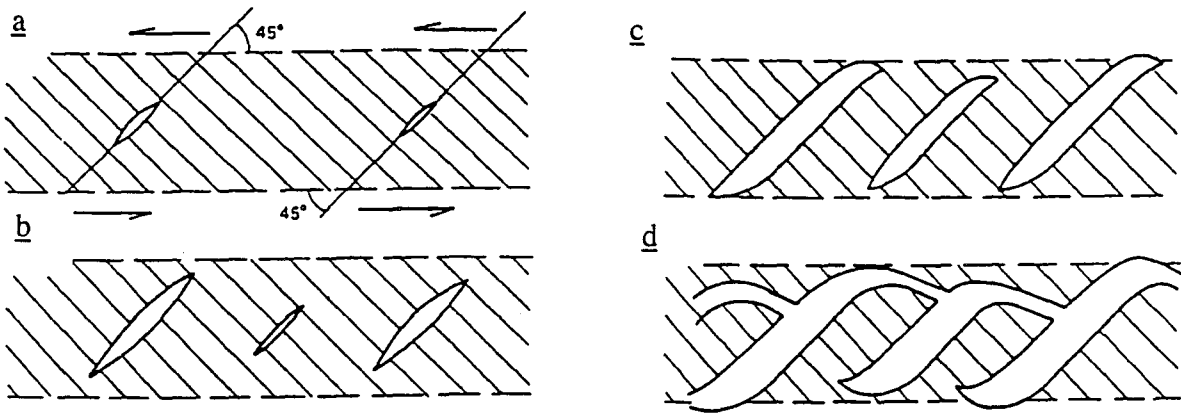


Figure I.28 : Mécanisme de formation des dents de scies proposé par Purslow [PUR86]

En conclusion, ce sont les composantes de traction qui créent l'apparition des dents de scie sur un faciès de rupture par cisaillement, comme confirmé récemment par Pigott [PIG97].

I.4.2.2 Relations durées de vie - Endommagements microscopiques

Certains auteurs s'intéressent à interpréter la courbe de Wöhler en associant à chaque partie de la courbe les mécanismes d'endommagement microscopiques associés.

A partir d'observations sur des composites polymère/verre ou polymère/carbone unidirectionnels, Talreja [TAL87] propose une correspondance entre les domaines de résistance à la fatigue de ces matériaux sous sollicitation de fatigue en traction ondulée à déformation imposée et les types de micromécanismes d'endommagement observés (Figure I.29). Il décompose la courbe déformation-durée de vie en trois domaines définis par 3 bandes, compte tenu de la dispersion des résultats de fatigue. A faible durée de vie, la 1^{ère} bande horizontale est centrée sur la déformation à rupture (ϵ_c) : elle correspond principalement à des ruptures de fibres et à des mécanismes de décohésion fibres/matrice. A grande durée de vie, la 2^{ème} bande horizontale est bornée par la limite de déformation en fatigue de la matrice (ϵ_m). Entre ces 2 bandes horizontales, la région intermédiaire est représentée par une bande inclinée, où les du-

rées de vie résultent essentiellement de micro-fissurations de la matrice et de ruptures des interfaces fibres/matrice par cisaillement.

Ce type de courbe peut être obtenu pour des matériaux composites à fibres de verre unidirectionnelles dont la déformabilité des fibres (3 % à 4 %) est supérieure à la limite de fatigue de la matrice [LAR94].

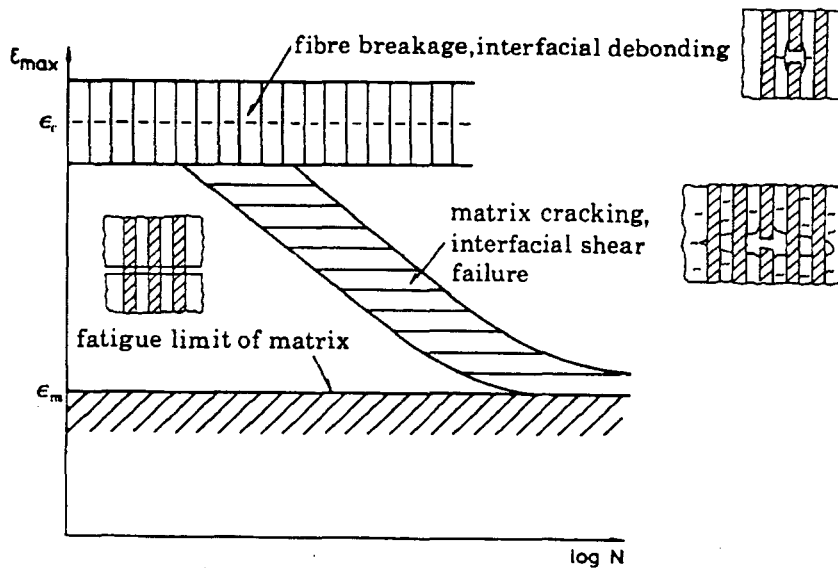


Figure I.29 : Schématisation de la courbe de résistance à la fatigue par traction simple, et micromécanismes d'endommagement associés [TAL87]

Fournier [FOU92] a établi le même type de corrélation pour un matériau composite verre/époxyde unidirectionnel sollicité en fatigue par flexion. Il ne fait apparaître que deux zones dans le diagramme déformation - durée de vie (Figure I.30), celle horizontale correspondant à la déformation à rupture du composite, ϵ_c , ayant disparu. De plus, il observe que la limite d'endurance du composite correspond à une non-propagation des premiers défauts dans le matériau (rupture de fibres, fissuration de la matrice), et non, comme l'observe Talreja en traction ondulée, à la limite d'endurance de la matrice. Ceci s'explique par le faible niveau de sollicitation des couches du composite voisines du plan moyen, sous sollicitation de flexion.

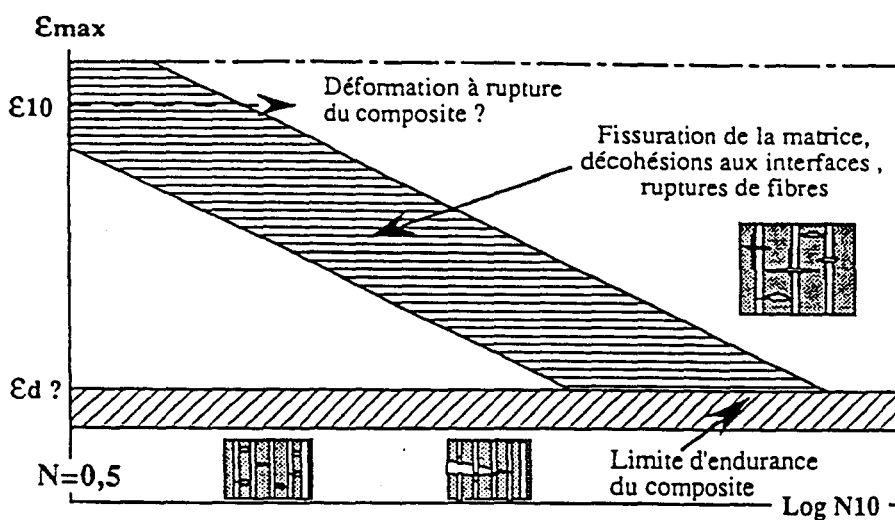


Figure I.30 : Schématisation de la courbe de résistance à la fatigue sous flexion trois points et micromécanismes d'endommagement associés [FOU92]

Djebbar [DEJ89] souligne que les zones où apparaît de l'endommagement microscopique constituent des sites d'amorçage privilégiés, situés en différents endroits de l'échantillon sollicité en flexion trois points avec appuis rapprochés ; ces endommagements se propagent ensuite, dans la matrice essentiellement, et finissent par atteindre la surface, où ils peuvent être observés. Dans certains cas de sollicitation, l'endommagement apparaît initialement en surface : c'est le cas des composites verre/époxyde et carbone/époxyde unidirectionnels sollicités en flexion simple, dans lesquels on peut observer des ruptures de fibres, en traction sur la face tendue, par flambage sur la face comprimée [TAM96]. L'endommagement macroscopique peut se caractériser par la rupture en 2 parties de l'éprouvette, sous sollicitation de traction cyclique par exemple [TAL87].

Comme le fait remarquer Bor [BOR94], dans les CMO stratifiés sollicités en traction cyclique, les endommagements microscopiques dans la masse et/ou en surface interagissent fortement, et interviennent souvent à des moments différents au cours de la durée de vie. Dans un composite unidirectionnel sollicité par fatigue en traction ondulée, l'endommagement microscopique apparaît généralement dans les plis les plus "faibles" (ceux présentant le plus de défauts), et se manifeste par une microfissuration diffuse de la matrice. Ces microfissurations se multiplient au cours de l'essai et se propagent pour atteindre progressivement les plis les

plus "résistants". La coalescence de ces microfissures crée progressivement des délaminages, et à un stade beaucoup plus avancé de l'essai, les fibres se cassent dans la direction perpendiculaire au chargement, entraînant un endommagement macroscopique. Reifsnider [REI83] met en évidence un stade d'endommagement caractéristique (Characteristic Damage State, ou CDS) qu'il définit comme un état d'équilibre pour lequel le nombre de fissures dans la matrice est stabilisé. Ce CDS dépend des propriétés individuelles de chaque couche, de leur épaisseur et de la séquence d'empilement ; le CDS est d'autre part indépendant de l'histoire du chargement, de l'environnement et des contraintes résiduelles ou des contraintes provenant de l'absorption d'humidité [BOR94]. La figure I.31, proposée par Reifsnider, illustre la séquence d'apparition des différents types d'endommagements microscopiques au cours du cyclage en traction pour un grand nombre de composites stratifiés à fibres longues.

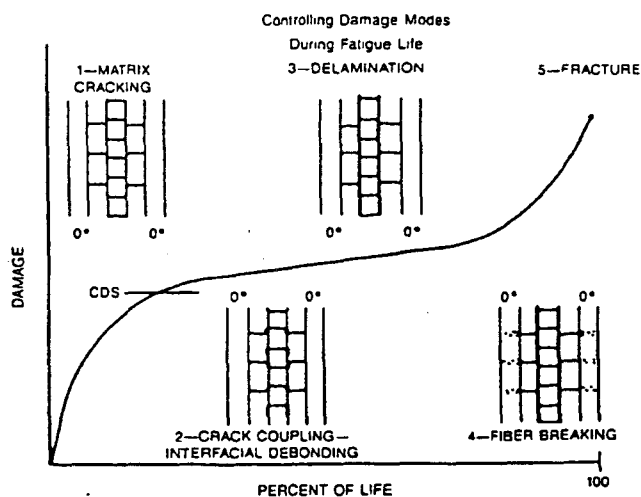


Figure I.31 : Développement de l'endommagement dans un composite stratifié soumis à un chargement de traction cyclique [REI83]

1.4.3 Endommagement à l'échelle macroscopique

Les différents endommagements microscopiques viennent influencer le comportement global du matériau. L'endommagement se caractérise principalement, à l'échelle macroscopique, par une perte de rigidité, donc par une diminution de la charge au cours d'un essai de fatigue piloté à déplacement (ou déformation) imposé(e), et par une augmentation de la déformation lors d'un essai à charge imposée.

Dans cette partie, nous nous sommes limités à l'étude de l'endommagement macroscopique des composites verre/époxyde unidirectionnels sollicités en fatigue.

I.4.3.1 Cas d'un essai de traction

Wang [WAN90] a effectué des essais sur un composite unidirectionnel verre/époxyde sollicité en fatigue sous traction ondulée à charge imposée ($R_\sigma = 0,1$), à une fréquence de sollicitation de 10 Hz. Deux types de rupture ont été observés : un premier type (type I) caractérisé par de la rupture de fibres tendues, suivie par des délaminages, et un second (type II) caractérisé par de la rupture aux interfaces fibres/matrice, due à du cisaillement. Dans ce dernier cas, la rupture se manifeste de manière plus brutale.

La figure I.32 présente les courbes module d'Young - nombre de cycles. Ces courbes se caractérisent par une évolution en 3 stades pour un endommagement de type I (les 4 courbes de gauche), et une évolution en 2 stades seulement pour un endommagement de type II (les 2 courbes de droite). Wang décrit l'endommagement de type I de la façon suivante :

- a) Stade 1 : pour les hauts niveaux de chargement ($\sigma_{Max} > 700$ MPa), le module d'Young chute brutalement en début d'essai. Dans ce cas, les charges maximales appliquées en fatigue sont suffisamment grandes pour amorcer la rupture de faisceaux de fibres dans les éprouvettes, dès les premiers chargements. Pour les niveaux inférieurs à 700 MPa, une phase d'accommodation est observée, durant laquelle le module d'Young varie très peu (de l'ordre du pour cent) ; aucune détérioration n'est perceptible à l'œil durant ce stade,
- b) Stade 2 : il se caractérise par une diminution progressive du module d'Young : ce stade correspond à l'apparition de ruptures de fibres en surface des éprouvettes et à des délaminages qui se propagent progressivement dans la direction des fibres. Pour les éprouvettes ayant eu beaucoup de fibres rompues au cours du stade 1, ce deuxième stade correspond à une augmentation de leur nombre et à des délaminages,
- c) Stade 3 : il se situe au-delà d'une perte de raideur d'environ 10% ; la dégradation du module d'Young s'accélère alors et conduit à la rupture finale de l'éprouvette.

Pour l'endommagement de type II, le stade 1 correspond à une diminution progressive du module d'Young ($\ll 10\%$) tout au long de l'essai.

Le stade 2 se caractérise par une chute brutale du module d'Young qui correspond à la rupture finale de l'éprouvette, fissurée sur toute la longueur.

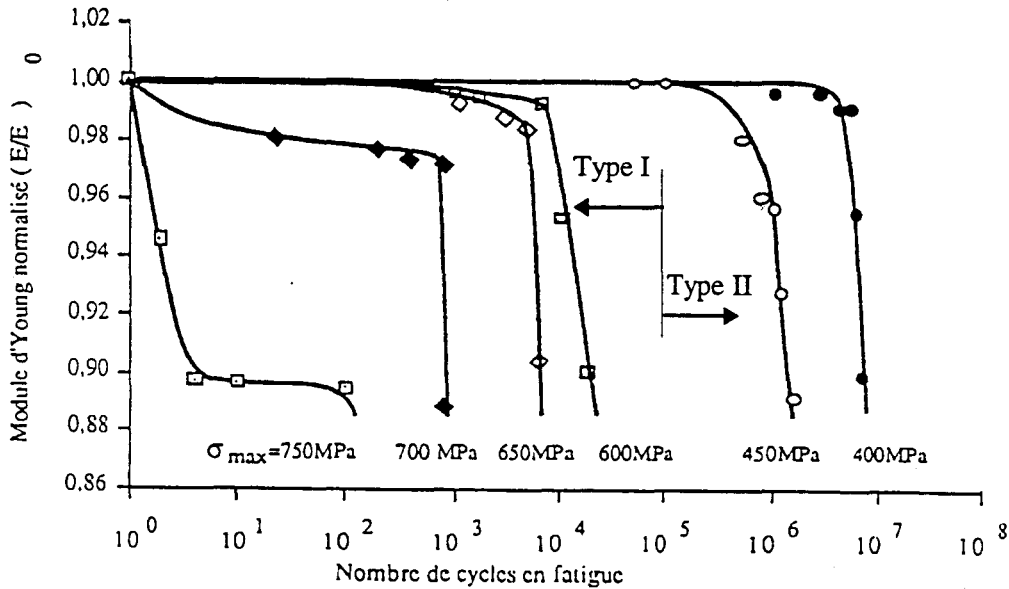


Figure I.32 : Courbes module de Young - nombre de cycles pour un composite unidirectionnel verre/époxyde sollicité en fatigue sous traction ondulée [WAN90] (endommagement type I, $\sigma_{Max} \geq 600\text{MPa}$, endommagement type II, $\sigma_{Max} \leq 450\text{MPa}$)

I.4.3.2 Cas d'un essai de flexion

Pour les composites unidirectionnels sollicités en fatigue par flexion trois points avec flexion prépondérante, les macromécanismes d'endommagement sont bien connus [FOU92, WAN90, KHA96] et se divisent en trois stades.

Wang décrit très bien ces 3 stades dans le cas d'un essai de fatigue sur un composite unidirectionnel verre/époxyde, sollicité à force imposée avec un rapport $R_\sigma = 0.1$, et une fréquence de sollicitation de 5 Hz (Figure I.33) :

- Stade 1 : il consiste en une phase d'accommodation durant laquelle la raideur varie très peu (de l'ordre du pour cent) : aucune détérioration n'est observable à l'œil,

- Stade 2 : il correspond à une diminution progressive de la raideur : ce stade correspond à l'apparition et à l'augmentation du nombre de ruptures de fibres et à des délaminages sur la face en traction,
- Stade 3 : il se caractérise par la rupture brutale de l'éprouvette. Au-delà de 10 % de perte de raideur, des ruptures de fibres par compression s'amorcent à partir du point d'application de l'effort et progressent très rapidement dans l'épaisseur de l'éprouvette, entraînant la rupture finale de celle-ci.

Notons que sur les courbes de la figure I.33, la transition entre les stades 2 et 3 n'est pas parfaitement définie.

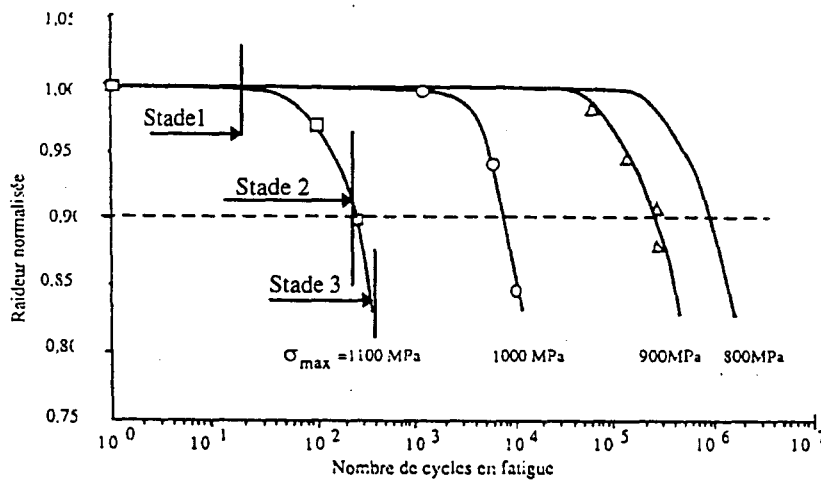


Figure I.33 : Evolution de la raideur d'un composite verre/époxyde unidirectionnel sollicité en fatigue par flexion ondulée avec flexion prépondérante [WAN90]

Afin de ne pas aller, en service, au-delà d'une perte de rigidité trop importante, qui entraînerait la défaillance de la structure, la courbe de durée de vie correspondant à une perte de rigidité encore acceptable pour la sécurité de la structure doit être définie de façon précise (cf. § II.4.1.3). Pour ce faire, à partir de l'allure générale de la courbe de perte de charge, F/F_0 , en fonction du logarithme du nombre de cycles (où F est la force au cycle N , et F_0 la force initiale), Fiore [DeR86, FIO86] a défini 3 critères d'endommagement (Figure I.34):

- N_r , qui correspond au nombre de cycles à rupture extrapolé dans le prolongement de la décroissance rapide,

- N_s , qui caractérise le nombre de cycles seuil séparant deux zones distinctes d'endommagement,
- N_x , qui désigne le nombre de cycles caractérisant un niveau d'endommagement donné (par exemple 10%, soit $F/F_0 = 0,9$).

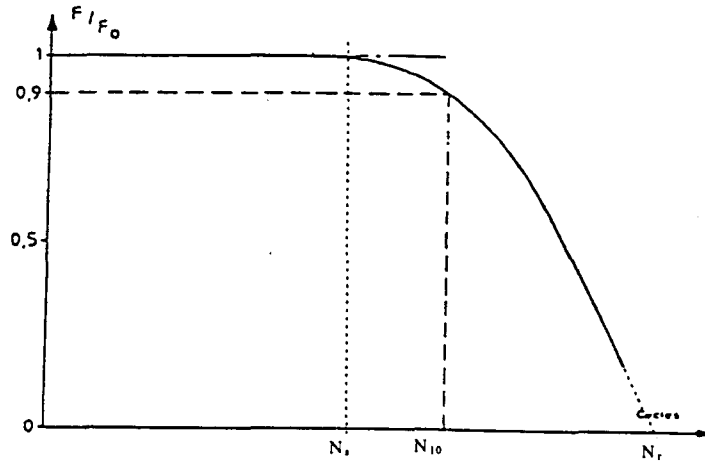


Figure I.34 : Allure générale de la courbe perte de charge - nombre de cycles permettant de définir les 3 critères d'endommagement [FIO86]

1.4.4 Détection et suivi de l'endommagement

Afin de définir la nature de l'endommagement interne subi par le matériau en cours d'essai, différentes méthodes de détection et de suivi de cet endommagement ont été mises au point :

- la tomographie par ultrasons,
- l'émission acoustique,
- l'analyse par ultrasons,
- la méthode de l'iodure de zinc.

1.4.4.1 Tomographie par ultrasons

Cette technique utilise le principe du scanner, c'est-à-dire du balayage d'un échantillon sur des plans parallèles, à différentes profondeurs. Elle est basée sur la technique des images radiographiques, obtenues grâce au balayage de la structure par des ultrasons, et à la reconstruction de l'image tridimensionnelle de celle-ci sur un écran, grâce à un ordinateur. Cette technique de contrôle non destructif permet de visualiser la forme et la taille de l'endommagement, et de les localiser dans la structure [KAC93]. Elle utilise les informations

fournies par la technique des ultrasons, comme des fenêtres de temps de mesure, qui permettent d'identifier chaque couche du stratifié étudié. La tomographie par ultrasons permet d'obtenir une cartographie détaillée de la zone endommagée, avec une fiabilité et une qualité de détection très bonnes [BAT88]. Cette technique peut être mise en oeuvre in-situ lors d'essais monotones ou d'essais d'indentation à faible vitesse, et peut également être facilement adaptée à des essais cycliques. La tomographie par ultrasons reste pourtant une technique très coûteuse et non transportable.

I.4.4.2 Emission acoustique

Cette technique permet de détecter les bruits émis par la structure sollicitée, grâce à un capteur piézo-électrique placé sur la structure, près de l'endroit à analyser. Ces bruits sont recueillis, amplifiés et filtrés. Les informations sont dirigées vers un compteur, un échantillonneur puis un convertisseur analogique/numérique. Le capteur piézo-électrique enregistre des énergies fonctions des mécanismes d'endommagement physique tels que ruptures de fibres, microfissurations de la matrice..., les convertit et les restitue sous forme de signaux électriques constitués de salves [BHA93]. Une salve est caractérisée par son temps de montée, sa durée (durée de l'événement ou de la salve), son amplitude ou sa distribution d'amplitude, le nombre de coups, et son enveloppe d'énergie totale d'émission acoustique (Figure I.35).

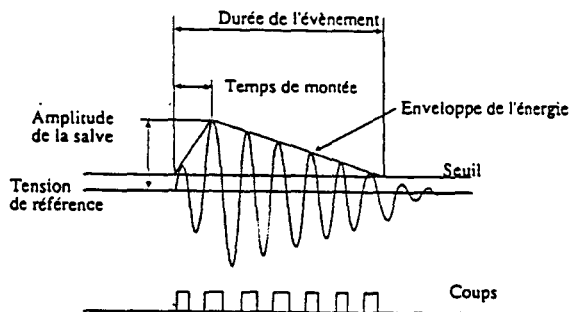


Figure I.35 : Salve d'émission acoustique [LAR94]

L'enregistrement du début de la salve d'émission acoustique démarre à partir d'un seuil au-delà duquel le bruit enregistré n'est plus affecté par les bruits extérieurs (machines environnantes, bruit du montage...). Le nombre de coups d'une salve correspond au nombre de coups dont l'amplitude dépasse le seuil. Le critère de fin d'événement correspond au passage en-dessous de ce seuil. Les paramètres d'émission acoustique les plus souvent retenus

sont : le nombre d'événements cumulés, leur distribution en amplitude, et l'amplitude de la salve. Les différentes distributions d'amplitudes sont classées par niveaux d'amplitudes de salve, ces niveaux pouvant être associés à différents types d'endommagement. L'émission acoustique permet d'obtenir une information qualitative du type d'endommagement survenu au cours de l'essai, mais aucune localisation de l'endommagement au sein de la structure n'est possible. Pour exploiter les résultats obtenus par émission acoustique, il convient d'établir une corrélation entre les types d'événements d'émission acoustique et leurs manifestations microscopiques (fibres rompues, microfissuration de la matrice...) observées par d'autres moyens de contrôle (microscopie optique ou électronique à balayage par exemple) [BEN95, EDW88]. Les avantages de cette technique sont qu'elle est utilisable pour des essais monotones ou cycliques, que les résultats obtenus sont reproductibles et fiables, et, surtout qu'elle est non destructive. De plus la chaîne d'enregistrement d'émission acoustique est facilement transportable et adaptable à quasiment tout type d'essai. Ses inconvénients sont essentiellement qu'il est nécessaire d'avoir plusieurs capteurs pour localiser l'endommagement dans la structure.

I.4.4.3 Analyse par ultrasons

Cette technique de contrôle non destructif consiste à envoyer une impulsion ultrasonore dans le matériau par le biais d'un capteur piézo-électrique émetteur. Les "défauts" de la structure induisent des perturbations de l'onde incidente (réflexions, atténuations, modifications du spectre de fréquence). Le signal est reçu en sortie grâce à un capteur piézo-électrique récepteur, puis est amplifié, filtré et traité pour interprétation. Les capteurs et la structure sont généralement immergés dans un liquide, ou couplés par un film fluide (eau, huile, graisse ou cire) afin d'assurer une meilleure transmission de l'onde. Les informations relevées sont la vitesse de l'onde, son atténuation, la phase du signal et son spectre (Figure I.36).

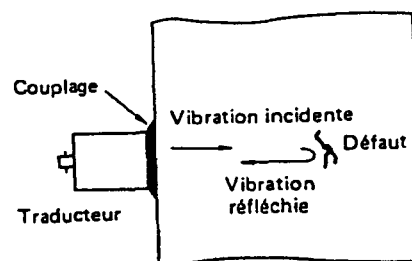


Figure I.36 : Signal ultrason transmis par un matériau [CET91b]

Les deux premières sont les plus couramment étudiées [CET91b]. La vitesse de l'onde sonore caractérise plutôt les propriétés élastiques du matériau, tandis que l'atténuation traduit ses propriétés inélastiques. Cette dernière rend compte en particulier de la porosité du matériau et de la présence de défauts tels que des délaminages.

L'analyse par ultrasons permet d'avoir une bonne indication de l'étendue de l'endommagement et de sa localisation dans l'éprouvette, y compris dans l'épaisseur. Toutefois, son utilisation reste limitée aux essais monotones ou cycliques interrompus, car un agent couplant entre les capteurs et la structure est toujours nécessaire pour assurer la liaison acoustique [PER93], sauf si les essais sont effectués in-situ en milieu fluide.

I.4.4.4 Méthode dite de l'iodure de Zinc

Si une pièce en CMO est immergée toute une nuit dans une solution d'iodure de zinc, celle-ci s'infiltré dans les zones endommagées ouvertes. Et la solution, sensible aux rayons X, permet de prendre des clichés de radiographie X de la pièce qui donnent, au cours d'essais monotones ou cycliques, une image plane des différents sites d'endommagement. L'application de cette méthode permet de suivre l'évolution de l'endommagement ; mais les essais doivent être interrompus, puisque la pièce doit être démontée et immergée dans la solution d'iodure de zinc durant plusieurs heures pour permettre ensuite la prise du cliché de radiographie X. Certains auteurs restent néanmoins méfiants vis-à-vis de cette technique, car l'immersion de la pièce dans l'iodure de zinc pourrait venir altérer les caractéristiques mécaniques des résines organiques, entraînant alors une modification du comportement d'endommagement ultérieur du matériau sous la sollicitation imposée [HEN94]. De plus, une telle technique ne permet de mettre en évidence que des endommagements à porosités ouvertes et n'en donne qu'une image plane.

I.4.4.5 Comparaison des différentes méthodes

Les quatre méthodes de contrôle non destructif (CND) présentées ci-dessus sont les plus couramment utilisées pour détecter et suivre l'évolution de l'endommagement au sein d'une structure CMO. Ces méthodes peuvent être classées en méthodes "lourdes" et méthodes "légères".

Sont considérées comme méthodes “lourdes”, celles qui nécessitent un investissement financier important (>100 kF), et autorisent une mobilité de l’appareillage très limitée. Ainsi, la tomographie par ultrasons et la méthode de l’iodure de zinc avec son appareillage de radiographie X sont considérées comme telles. Pour ces méthodes, l’utilisateur sera de plus limité quant à l’encombrement de la structure à observer. Toutefois, leurs points forts restent l’observation de défauts dans des pièces de forte épaisseur [PER93], une sortie image des défauts (cartographie) et leur localisation, en 2D pour la méthode de l’iodure de zinc, 3D pour la méthode de la tomographie par ultrasons.

Les méthodes considérées comme “légères”, sont celles qui nécessitent un investissement financier inférieur à 100 kF, et permettent une mobilité de l’appareillage. C’est le cas de l’émission acoustique et de l’analyse par ultrasons. Mais ces méthodes restent délicates en ce qui concerne l’interprétation des informations restituées. Malgré cela, leur avantage est leur utilisation en des endroits très localisés, sur une structure réelle par exemple, en fonctionnement pour l’émission acoustique, à l’arrêt pour l’analyse par ultrasons. Cette dernière permet de plus de détecter, localiser en profondeur et définir la taille de défauts plans tels qu’une fissure, alors que l’émission acoustique ne fait qu’un constat de l’endommagement survenu au sein de la structure sollicitée, sans localisation de celui-ci.

Le tableau I.4 récapitule les différents avantages et inconvénients de ces quatre méthodes.

1.4.5 Technique adoptée ici pour la détection et le suivi d'endommagement

L’émission acoustique est la technique retenue dans cette thèse, car elle permet de définir rapidement les différents types d’endommagement survenus au cours d’un essai monotone ou cyclique, sans avoir à arrêter l’essai. Cette partie a été réalisée au Département Matériaux-Mécanique Physique de l’Ecole Centrale de Lyon, qui disposait d’une telle installation. Ceci nous a permis de mieux connaître la technique de l’émission acoustique et d’envisager l’acquisition ultérieure du matériel adéquat.

Méthodes	Matériel nécessaire	CND	Transpor-table	Type d'essai	Détecter le début l'endommagement	Suivi de l'endo. pendant l'essai	Défaut			
							Position en X et Y	Position en Z (profondeur)	Forme détectée	Ident. directe
Tomographie par ultrasons	<ul style="list-style-type: none"> • Scanner 	Oui	Non	Monotone et cyclique continu	Oui	Oui	Oui	Oui	3 D	Non
Emission acoustique (EA)	<ul style="list-style-type: none"> • un capteur piézo-électrique • une chaîne de mesure d'EA 	Oui	Oui	Monotone et cyclique continu	Oui	Oui	Non	Non	Non	Oui
Analyse par ultrasons	<ul style="list-style-type: none"> • 2 capteurs (émetteur-récepteur) • réceptacle étanche • une chaîne de mesure d'EA 	Oui	Oui	Monotone et cyclique interrompus	Non	Oui	Oui (*)	Oui	3 D	Oui
Méthode de l'iodure de Zinc	<ul style="list-style-type: none"> • bain de iodure de zinc • appareil de radiologie 	Oui	Non	Monotone et cyclique interrompus	Non	Oui	Oui (*)	Non	2 D	Oui

(*) sous réserve que l'immersion des pièces ne modifie pas les caractéristiques mécaniques

Tableau I.4 : Comparaison de 4 méthodes de détection et suivi de l'endommagement d'un CMO

I.5 CONCLUSION

Le composite à matrice organique unidirectionnel étudié dans cette thèse est destiné à la fabrication de pales d'hélicoptères. Celles-ci sont soumises à des sollicitations en service variables dans le temps, et leur détermination procède essentiellement par cisaillement-délaminage. Aussi le sujet proposé est l'étude du comportement et l'analyse de l'endommagement par fatigue de ce composite sous sollicitations de cisaillement interlaminaire.

L'analyse critique des différents essais de cisaillement proposés dans la littérature et de leur utilisation possible en fatigue nous a permis de conclure au choix de l'essai de fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant, pour rendre compte au mieux de la réalité des phénomènes d'endommagement rencontrés dans les pales d'hélicoptère.

L'exposé des différents types d'endommagement rencontrés dans les CMO, de leurs manifestations tant microscopiques que macroscopiques, et des méthodes de détection existantes, nous a conduit à opter pour une analyse des endommagements par émission acoustique, compte tenu de l'opportunité d'utilisation d'un matériel disponible à l'E.C Lyon,.

I.6 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE I :

- [ADA97] Adams D.F., Lewis E.Q., "Experimental assessment of four composites material shear test methods", *Journal of Testing and Evaluation*, Vol 25, N° 2, pp. 174-181, 1997.
- [ATC86] Atcholi E., Gerard A., Oytana C., Varchon D., "Etude expérimentale de la fatigue de composite verre-époxy U.D. en contraintes biaxiales", *Composites*, N° 3, pp. 214-218, Mai-Juin 1986.
- [BAT88] Bathias C., "Endommagement des matériaux composites : Mécanismes et mise en évidence", *Matériaux et Techniques*, pp. 7-16, Avril-Mai 1988.
- [BEN95] Benzeggagh M.L., "Détection et identification des endommagements lors d'un processus de délaminage", *Annales des composites - Délaminage : Bilan et perspectives*, pp. 49-83, 25 Mai 1995.
- [BHA93] Bhat M.R., Murthy C.R.L., "Fatigue damage stages in unidirectional glass-fibre-epoxy composites : identification through acoustic emission technique", *International Journal of Fatigue*, Vol 15, N° 5, pp.401-405, 1993.
- [BLA93] Blacketter D.M., Odóm E.M., "Accurate and precise fabrication of Iosipescu shear test specimens", *Journal of Testing and Evaluation*, JTEVA, Vol 21, N° 4, pp. 322-325, 1993.
- [BOD89] Bodin P., "Etude et modélisation du comportement en fatigue flexion du composite unidirectionnel BEM10", *Rapport de stage de fin d'étude UTC*, 1989.
- [BOE89] Boehler J.P., El Aoufi L., "Problèmes expérimentaux pour la caractérisation mécanique des matériaux composites", *Caractérisation mécanique des composites : extensométrie appliquée aux composites*, Editions Pluralis, pp. 3-16, 1989.
- [BOR94] Bor Z.J., "Advanced polymer composites : Principles and applications", *AM International*, 1994.
- [BRY61] Bryan E.L., "Photoelastic evaluation of the panel shear test for plywood", *ASTM-STP 289*, pp. 90-94, 1961.
- [BUT88] Butler R.J., Barnard P.M., Curtis P.T., "The development of a satisfactory simple, shear fatigue test for unidirectional E-Glass epoxy", *Composite Materials : Testing and Design*, ASTM STP 972, pp. 227-240, 1988.
- [CET91a] Publications CETIM, "Les matériaux composites : Structure - Constituants - Fa-

- brication”, Volume 1, Editions de l'Usine Nouvelle, 1991.
- [CET91b] Publications CETIM, “Les matériaux composites : Calculs - Essais et Contrôles - Conception”, Volume 2, Editions de l'Usine Nouvelle, 1991.
- [CHA77] Chamis C.C., Sinclair J.H., “10° off-axis test for shear properties in fiber composites”, *Experimental Mech*, 17, N°9, pp. 339-346, September 1977.
- [CHA97] Chateauminois A., “Développements récents en fatigue des matériaux et des structures”, *Atelier : Fatigue des composites, Ecole d'été*, pp.1-11, Juin 1997.
- [CHE87] Chehab C., “Etude de la compression statique et en fatigue d'un composite verre epoxy unidirectionnel BSD921”, *Rapport de stage fin d'étude UTC-Renault*, 1987.
- [CHR86] Chretien G., Hatat D., “Initiation aux plastiques et aux composites”, Editions Technique et Documentation (Lavoisier), 1986.
- [CON95] Conan N.R., Odom E.M., “An improved Iosipescu shear test fixture”, *Journal of Composites Technology and Research, JCTRER*, Vol 17, N° 1, 1995, pp.50-55.
- [DEJ89] Djebbar A., “Contribution à l'étude de l'influence du cisaillement sur les propriétés d'usage des matériaux composites”, *Thèse, Ecole Centrale Lyon*, 1989.
- [DeR86] De Roo P., Paluch B., “Etude expérimentale et modélisation de l'endommagement en fatigue d'un composite unidirectionnel”, *5^e Journée Nationale des Composites(JNC5 - AMAC) Proceeding, Paris*, pp. 699-713, 9-11 Septembre 1986.
- [DeR88] De Roo P., Paluch B., “A fatigue damage model for unidirectionnal composites”, *Sixth Internationale conference on Composites Materails, ICCM and ECCM*, Vol. 4, pp. 4431-4442, 1988.
- [DIB88] Diboine A., De Roo P., “Endommagement et rupture des composites à matrice epoxy et thermoplastique”, *Rapport interne de la Régie Nationale des Usines Renault*, 1988.
- [DUG78] Duggan M.F., McGrath J.T. et Murphy M.A., “Shear testing of composite materials by a simple combined-loading technique”, *AIAA 78-508*, pp. 311-319, 1978.
- [EDW88] Edwards J.H., “The use of acoustic emission to detect the onset of interlaminar shear failure in short beam fatigue specimens”, *Composite Materials (conference)*, pp. 369-379, 1988.
- [FIO86] Fiore L., Frangville P., Vincent L., “Mise au point d'un essai de fatigue en flexion pour la caractérisation de matériaux composites”, *Matériaux et Techniques*, Jan-

vier-Février 1986.

- [FIO88] Fiore L., "Contribution à l'étude du comportement en fatigue de matériaux composites à renfort verre unidirectionnel", Thèse Ecole Centrale de Lyon, 1988.
- [FIO89] Fiore L., Vincent L., "Endommagement en fatigue de matériaux composites à renfort verre unidirectionnel et matrice organique", Mécanique Matériaux Electricité, N° 431, pp. 30 - 36, Septembre 1989.
- [FOU92] Fournier P., "Comportement sous sollicitation cyclique des composites unidirectionnels verre/époxy - Cas des résines à ténacité améliorée", Thèse, Ecole Centrale de Lyon, 1992.
- [GAY91] Gay D., "Matériaux composites", Editions Hermès, 3^e édition revue et augmentée, 1991.
- [HAD69] Hadcock R.N., Whiteside J.J., "Special problems associated with boron-epoxy mechanical test specimens", Composite materials : Testing and design, ASTM-STP 460, pp. 27-36, 1969.
- [HAH77] Hahn H.T., Erikson J., "Characterization of composite laminates using tubular specimens", Report AFML-TR-77-144 (Air Force Materials Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, OH, USA), 1977.
- [HAS94] Hassaïni D., "Eprouvtes entaillées", Rapport interne de l'Ecole Centrale de Lille, Septembre 1994.
- [HAS95] Hassaïni D., "L'essai cube", nouveau dispositif d'essai de cisaillement pour composites stratifiés", Actes du 12^e congrès Français de Mécanique, Strasbourg, pp. 373-376, 1995.
- [HAS98] Hassaïni D., "Etude numérique et expérimentale du comportement monotone et cyclique en cisaillement inter- et intralaminare de composite unidirectionnel verre/époxyde", Thèse Ecole Centrale de Lille, 7 Juillet 1998.
- [HEN94] Henaff-Gardin C., Lafarie-Frenot M.C., Amirault J.P., Lang D., "Influence sur l'endommagement de stratifiés carbone/époxyde d'un radio-opacifiant à base de iodure de zinc", Matériaux et Techniques, N° 8-9, pp. 20-24, 1994.
- [HO93] Ho H., Tsai MY., Morton J., Farlay G.L., "An experimental procedure for the Iosipescu specimen tested in the modified Wyoming fixture", Journal of Composites Technology and Research, JCTRER, Vol 15, N° 1, pp.52-58, 1993.
- [HUL81] Hull D., "An introduction to composite materials", Cambridge University Press,

- Cambridge, pp. 245, 1981.
- [IOS67] Iosipescu N., "New accurate procedure for single shear testing of metals", *Journal of Materials*, Vol 2, N° 3, pp. 537-566, 1967.
- [KAC93] Kaczmarek H., "Ultrasonic analysis of damage in CFRP resulting from static indentation and low velocity impact", *Advanced Composites Letters*, Vol 2, N° 3, pp. 101-106, 1993.
- [KHA96] Kharrat M., Salvia M., Chateauminois A., Vincent L., "Contribution à l'étude de la fatigue des matériaux composites SMC", *Matériaux et Techniques*, N° 3-4, pp.10-14, 1996.
- [KLI80] Kline R.A, Chang F.H, "Composites failures surface analysis", *Journal of Composites Materials*, Vol 14, pp. 315-324, 1980.
- [LAR94] Large-Toumi B. , "Etude du comportement en fatigue de composite carbon/époxy : rôle de l'interface", Thèse Ecole Centrale de Lyon, 1994.
- [LAU90] Lauvergnat F., Valentin D., Morel G., Faivre J.P., "Comportement en cisaillement de composites verre-résine : influence de l'ensimage", *Composites*, N° 3, pp. 109-113, Mai-Juin 1990.
- [LEE86] Lee S., Munro M., "Evaluation of in-plane shear test method for composite materials by decision analysis technique", *Composites*, N° 17, pp.13-22, 1986.
- [LEE90] Lee S., Munro M. et Scott R.F., " Evaluation of three in-plane shear test methods for advanced composite materials", *Composites*, Vol 21, N° 6, November 1990.
- [MAN82] Mandell J.F, "Fatigue behaviour of fibre-resin composites. Developments in reinforced plastics", *Applied Science Publishers, G. Pritchard Ed. London-New York*, pp. 67-107, 1982.
- [MIL90] Millot T., "Etude d'un essai original de flexion-torsion 4 points et application à la modélisation du comportement des matériaux composites en contraintes complexes", Thèse, Université de Franche-Comté, Besançon, 1990.
- [MOR78] Morris G., "Determining fracture directions and location of fracture origin on failed graphite. Epoxy surfaces", *ASTM symposium of composite materials*, Philadelphie, 1978.
- [PAL85] Paluch M., " Analyse fractographique : étude bibliographique", *Matériaux Mécanique Electricité*, N° 412, pp. 36-40, 1985.
- [PAL89] Paluch B., "Caractérisation des constantes élastiques et du comportement à rup-

- ture de matériaux composites à renforts unidirectionnels et tissés”, Institut Mécanique des Fluides de Lille, Rapport interne N° 89/46, 1989.
- [PER93] Perdijon J., “Le contrôle non destructif par ultrasons”, Traité des Nouvelles Technologies, série Matériaux, collection Hermès, Paris, 1993.
- [PIE94] Pierron F., Vautrin A., “Analyse de la rupture d’éprouvettes Iosipescu : Application à la mesure de la résistance au cisaillement”, 9^e Journée Nationale des Composites (JNC9 - AMAC), pp. 709-718, 22-24 Novembre 1994 à Saint-Etienne.
- [PIG97] Pigott M.R., “Experimental evidence indicating that shear failure in polymers is really tensile”, 4th International Conference on Deformation and Fracture of Composites, Manchester, pp. 351-359, 1997.
- [PRE87] Prel Y., “Etude du délaminage en mode II sous sollicitation statique et cyclique d’un composite verre-époxy unidirectionnel”, Thèse UTC, 1987.
- [PUG88] Puget P., “Etude des mécanismes de dégradation en fatigue de matériaux composites unidirectionnels : application au cumul de dommage”, Thèse Ecole Centrale de Lyon, 1988.
- [PUR86] Purslow D., “Matrix fractography of fibre-reinforced epoxy composites”, Composites, Vol 17, N° 4, pp.289 - 303, 1988.
- [REI83] Reifsneider K.L., Henneke E.G., Stinchcomb W.W., Duke J.C., “Damage mechanics and NDE of composite laminates”, in Mechanics of Composite Materials, Recent Advances, Hashin Z. and Herakovich C.T., eds., Pergamon Press, New York, pp. 399-420, 1983.
- [REY90] Reyne M., “Technologie des composites”, Editions Hermès, 1990.
- [SIM73] Sims D.F., “In-plane shear stress-strain response of unidirectional composite materials”, Journal of Composite Materials, N° 7, pp. 124-128, January 1973.
- [SUT74] Sutton S., “Fatigue crack propagation in an epoxy polymer”, Engineering Fracture Mechanic, N° 6, pp. 404-419, 1974.
- [TAL87] Talreja R., “Fatigue of composite materials”, Technomic Publishing Co., Inc., 1987.
- [TAM96] Tamboura S., Sidom H., Lieurade H.P., “Matériau composite à fibre de carbone et matrice époxy (T300-5208) : Etude du mécanisme d’endommagement cyclique”, Matériaux et Techniques, N° 3-4, pp. 15-20, 1996.
- [THE81] Theocaris P.S., Stassinakis C.A., “Crack propagation in fibrous composite mate-

rials studied by S.E.M”, Journal of Composite Materials, Vol 15, pp. 133-141, 1981.

- [VAU96] Vauthier E., “Durabilité et vieillissement hygrothermique de composites verre/epoxy soumis à des sollicitations de fatigue”, Thèse Ecole Centrale de Lyon, Octobre 1996.
- [WAN90] Wang S.J., “Etude de l’endommagement d’un composite unidirectionnel fibres de verre/matrice époxyde”, Thèse, Ecole Centrale Paris, 1990.
- [WHI71] Whitney J.M., Stansbarger D.L., Howell H.B., “Analysis of the rail shear test - applications and limitations”, Journal of Composite Materials, N° 5, pp. 24-34, January 1971.

CHAPITRE II

Etude expérimentale

SOMMAIRE Chapitre II :

Etude expérimentale

II.1 INTRODUCTION	II.1
II.2 CARACTERISATION DES COMPOSITES EM10 ET RM9.....	II.1
II.2.1 MATÉRIAU EM10.....	II.1
II.2.2 MATÉRIAU RM9	II.5
II.3 CONDITIONS EXPERIMENTALES	II.6
II.3.1 ENVIRONNEMENT EXPÉRIMENTAL.....	II.6
II.3.2 MONTAGE DE FLEXION TROIS POINTS	II.8
II.3.3 EPROUVETTES	II.8
II.3.4 CONDITIONS D'ESSAIS.....	II.9
II.4 RESULTATS EXPERIMENTAUX EN FATIGUE.....	II.11
II.4.1 COMPORTEMENT EN FATIGUE DU MATÉRIAU EM10	II.11
II.4.2 COMPORTEMENT EN FATIGUE DU MATÉRIAU RM9	II.45
II.5 DISCUSSION ET INTERPRETATION DES RÉSULTATS DE FATIGUE.....	II.52
II.5.1 PSEUDO-COURBE DE WÖHLER DU MATÉRIAU EM10 - TRACÉ "APPROCHÉ"	II.52
II.5.2 MATÉRIAUX EM10 ET RM9 SOLLICITÉS EN FLEXION DANS LE PLAN 13	II.61
II.5.3 COMPARAISON ENTRE LES CONFIGURATIONS RM9-12 ET RM9-13 - PROPRIÉTÉ D'ISOTROPIE TRANSVERSE DU MATÉRIAU RM9	II.63
II.5.4 COMPARAISON DES RÉSULTATS D'ESSAIS DE FATIGUE PAR CISAILLEMENT ET PAR FLEXION-CISAILLEMENT	II.69
II.6 ESSAIS MONOTONES	II.73
II.6.1 DÉTECTION D'ENDOMMAGEMENT PAR L'ÉMISSION ACOUSTIQUE.....	II.74
II.6.2 ESSAIS MONOTONES EN FLEXION TROIS POINTS AVEC CISAILLEMENT PRÉPONDÉRANT, ET ÉMISSION ACOUSTIQUE DÉTECTÉE	II.78
II.6.3 INTERPRÉTATIONS DES INFORMATIONS FOURNIES PAR L'E.A.....	II.80
II.7 CONCLUSION	II.81
II.8 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE II :.....	II.83

II.1. INTRODUCTION

Ce chapitre comprend 5 parties.

Les deux premières parties sont consacrées à la présentation des matériaux composites unidirectionnels verre/époxyde étudiés, appelés respectivement EM10 et RM9, ainsi qu'à l'environnement expérimental et aux conditions d'essais.

La troisième partie décrit le comportement en fatigue des composites EM10 et RM9 en flexion trois points avec cisaillement prépondérant. Cependant l'étude principale de la thèse concerne le matériau EM10, et ce sont les résultats sur ce matériau qui seront principalement interprétés et discutés. L'étude complémentaire menée sur le composite RM9 avait pour but de vérifier la propriété d'isotropie transverse généralement adoptée pour ce type de matériau.

Dans la quatrième partie, les discussions et les interprétations des essais de fatigue sont présentées pour les deux matériaux étudiés.

Enfin, la dernière partie présente les essais monotones effectués sur le composite EM10 afin d'identifier les différents mécanismes d'endommagement en flexion trois points monotone avec cisaillement prépondérant et leur évolution au cours de l'essai, par émission acoustique.

II.2. CARACTERISATION DES COMPOSITES EM10 ET RM9

II.2.1 Matériau EM10

II.2.1.1 Nature

Le matériau objet principal de cette étude est un composite verre/époxyde unidirectionnel commercialement désigné EM10, fabriqué par l'IMFL-ONERA. La matrice est une résine organique thermodurcissable (époxyde M10), les renforts sont des fibres longues de verre E. Le composite est obtenu par moulage au sac à vide en autoclave à partir de préimprégné (8 couches d'épaisseur théorique de 0,75 mm) sous forme de plaques rectangulaires de dimensions 500 x 500 x 6 mm³. Le cycle de cuisson est le suivant : montée en température à

raison de 2°C/minute jusqu'à 120°C, maintien à ce niveau de température pendant 2 heures, puis refroidissement à raison de 2°C/minute jusqu'à la température ambiante (Figure II.1).

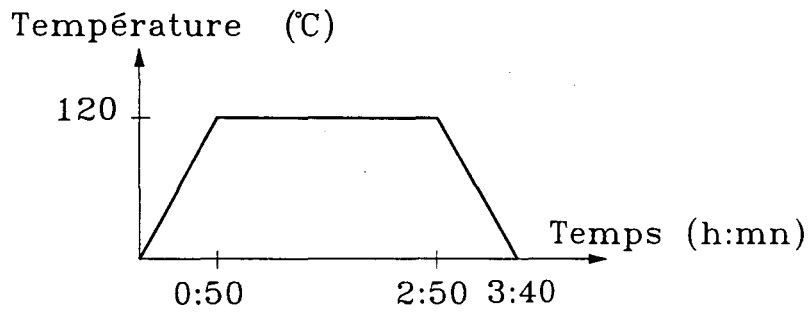


Figure II.1 : Cycle de cuisson du composite EM10 étudié

Le diamètre des fibres a été déterminé par analyse d'images à l'aide du logiciel VISILOG, à partir d'une série de clichés pris au microscope électronique à balayage (M.E.B) sur des coupes transversales d'une éprouvette vierge. Le dépouillement statistique a permis de définir un diamètre moyen de fibres de $16 \pm 1.4 \mu\text{m}$ [YVR94] (Figure II.2) et de définir une fraction volumique de fibres de verre de 60 %.

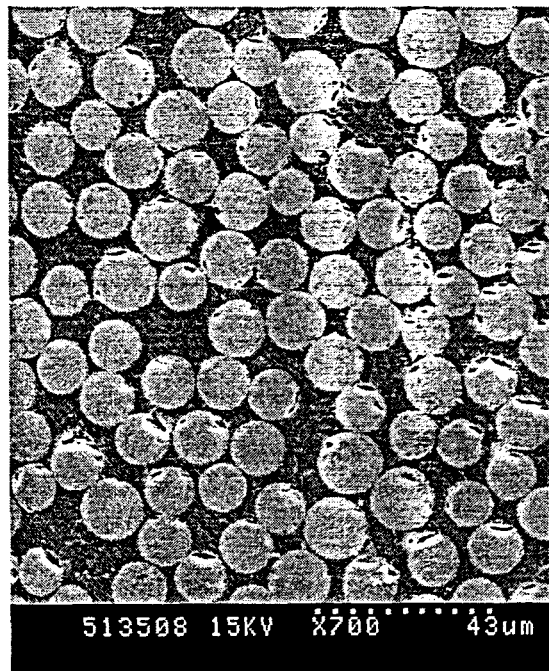


Figure II.2 : Coupe transversale d'une éprouvette vierge pour la détermination du diamètre moyen de fibre par analyse d'images

Plusieurs sections, dans les sens longitudinal et transversal, d'éprouvettes non sollicitées, ont été observées au M.E.B. L'observation des sections transversales a permis de mettre en évidence des ondulations dans la répartition fibres/matrice, caractérisées par une distance inter-ondulations (entre les zones riches en fibres et les zones riches en matrice) de l'ordre de 0,57 mm (Figure II.3). Cette distance correspond à un pli de préimprégné après polymérisation. Le même phénomène a été observé par Tamboura [TAM96] pour un carbone/époxyde élaboré à partir de préimprégné. D'autre part, les observations transversales montrent des porosités au sein du matériau, de forme circulaire ou elliptique, de dimension variant entre 20 μm^2 et 50 μm^2 (Figure II.4).



Figure II.3 : "Ondulations" dans la répartition fibres/matrice (EM10)

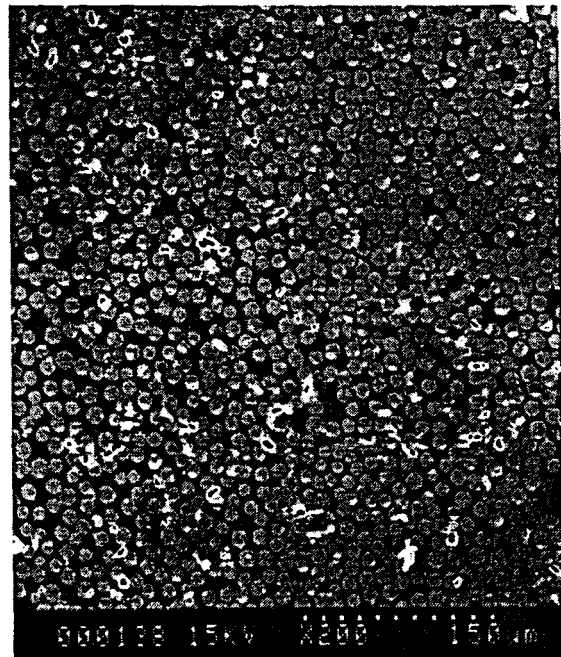


Figure II.4 : Coupe transversale d'une éprouvette EM10 permettant de visualiser la forme des vides

L'observation de sections longitudinales met en évidence que les porosités ont une forme complexe : elles sont soit très petites (environ 1 μm) et à peu près équiaxes, se localisant alors dans la matrice, soit allongées dans le sens des fibres (environ 100 μm), englobant parfois plusieurs fibres (Figure II.5), et se situant aux interfaces fibres/matrice.

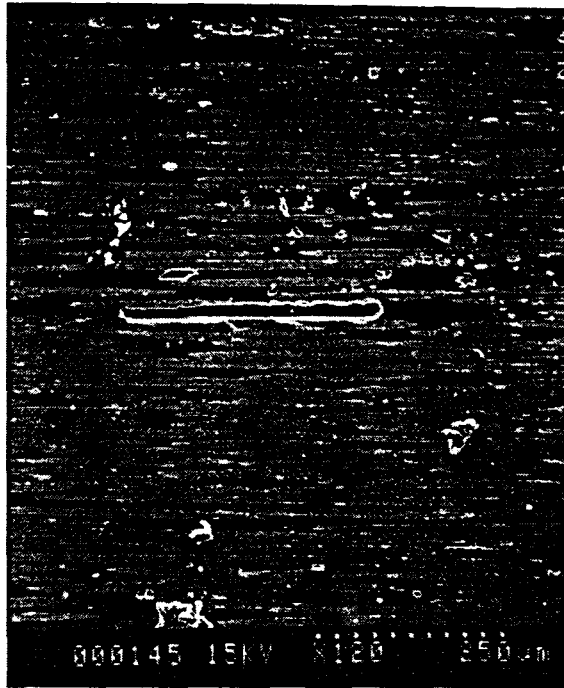


Figure II.5 : Coupe longitudinale d'une éprouvette EM10 permettant de visualiser la forme des vides (x 120)

II.2.1.2 Caractéristiques mécaniques

Les caractéristiques mécaniques du composite EM10 ont été définies à partir d'essais de traction réalisés sur plusieurs lots d'éprouvettes. La contrainte à rupture σ_{r1} , le module d'Young dans le sens longitudinal E_{11} , et le coefficient de Poisson ν_{12} ont été obtenus à partir d'essais de traction sur éprouvettes unidirectionnelles à 0° et la contrainte à rupture σ_{r2} et le module de Young E_{22} à partir d'essais sur éprouvettes unidirectionnelles à 90° . Le module de cisaillement G_{12} a été défini à partir d'un essai Rosen (cf. § I.3.3). Le tableau II.1 récapitule le nombre d'éprouvettes utilisées pour chaque type d'essai, ainsi que les caractéristiques moyennes obtenues, avec leur intervalle[TOL92].

Caractéristiques mécaniques	σ_{r1} (MPa)	σ_{r2} (MPa)	E_{11} (GPa)	E_{22} (GPa)	G_{12} (GPa)	ν_{12}
Nbre d'éprouvettes	3	7	4	2	3	7
Valeur moyenne	998 ± 30	$41,7 \pm 6$	38 ± 2	$10,3 \pm 0,3$	$5,3 \pm 0,2$	$0,29 \pm 0,02$

Tableau II.1 : Caractéristiques mécaniques du composite EM10

II.2.2 Matériau RM9

Ce matériau a été étudié dans le but de comparer les comportements en fatigue d'un composite unidirectionnel verre/époxyde par flexion trois points avec cisaillement prépondérant sous chargements dans les plans 13 et 12 respectivement, l'axe de chargement étant l'axe 3 dans le premier cas, l'axe 2 dans le second, et confirmer ou non l'hypothèse d'isotropie transverse souvent faite pour ce type de matériau.

Malheureusement nous ne disposons pas d'une plaque en matériau EM10 suffisamment épaisse pour découper des éprouvettes dans lesquelles la direction 3 aurait constitué la largeur de l'éprouvette. En revanche, nous disposons de deux plaques en matériau RM9 d'épaisseurs respectives 6 mm et 10 mm, pour lequel la matrice peut être considérée comme très voisine de celle du matériau EM10 [HEX97]. Nous avons donc effectué la comparaison entre les comportements du matériau RM9 sollicité dans les plans 13 et 12 successivement, configurations appelées par la suite RM9-13 et RM9-12 (Figure II.6).

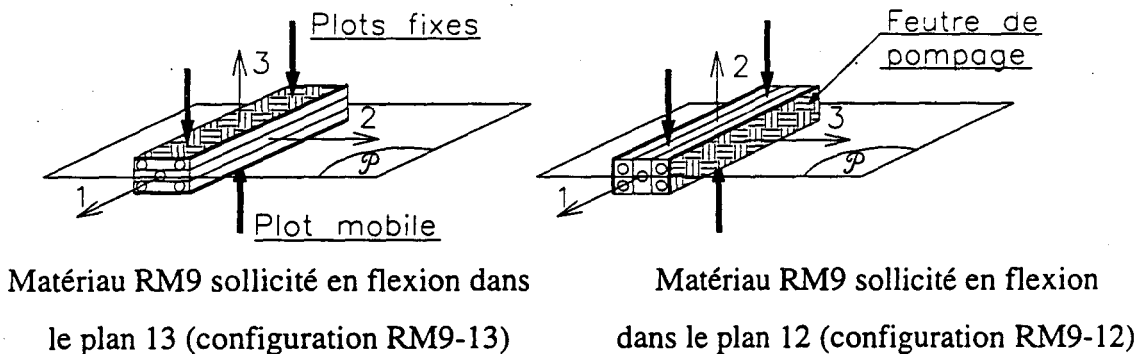


Figure II.6 : Modes de sollicitation du composite RM9

II.2.2.1 Nature

Le composite RM9 est composé de fibres de verre R unidirectionnelles et de matrice époxyde M9. Ce matériau a subi le même cycle de cuisson que le matériau EM10 (cf. § II.2.1.1). La fraction volumique des fibres ($V_f = 60\%$) et leur diamètre moyen ($\varnothing 16 \mu\text{m}$) sont les mêmes que pour le matériau EM10. Notons que, bien que très voisine de la matrice M9, la matrice M10 possède des caractéristiques très légèrement améliorées par rapport à celles de la matrice M9. Nous supposons néanmoins ces deux matrices de caractéristiques mécaniques identiques [HEX97].

II.2.2.2 Caractéristiques mécaniques

Même si Lee et al. [LEE97] font remarquer que l'application de la loi des mélanges, (basée sur la fraction volumique effective des fibres) ne donne pas une bonne prédiction de la résistance en traction dans un composite unidirectionnel, nous avons supposé que, puisque les matrices des matériaux RM9 et EM10 sont supposées identiques, leurs caractéristiques mécaniques σ_{r2} , E_{22} , G_{12} et ν_{12} , gouvernées préférentiellement par la matrice, sont égales ; elles n'ont en conséquence pas été mesurées sur le matériau RM9.

Pour le matériau RM9, une simple règle de trois a permis de définir la contrainte à rupture et le module de Young dans le sens longitudinal à partir des caractéristiques mécaniques connues des fibres de verre E et R ainsi que celles du matériau EM10. Les résultats sont consignés dans le tableau II.2 :

Matériau	Verre E	Verre R	EM10	RM9
σ_{r1} (GPa)	2 500	3 200	998	1270
E_{11} (MPa)	74	86	38	44

Tableau II.2 : Caractéristiques mécaniques du matériau RM9

II.3. CONDITIONS EXPERIMENTALES

Les essais de fatigue ont été réalisés à l'aide d'un montage de flexion trois points avec appuis rapprochés pour avoir du cisaillement prépondérant. La définition du rapport longueur entre appuis fixes L sur hauteur d'éprouvette h (noté L/h) fait l'objet de l'annexe A. Ce rapport a été choisi égal à 7,5 puisque pour ce type de matériau et sous une flèche de 1 mm, lorsque la contrainte de cisaillement $\tau_{12max} = \tau_{12,r}$ alors la contrainte normale dans le sens des fibres $\sigma_{11max} = 0,8 \cdot \sigma_{11,r}$.

II.3.1 Environnement expérimental

L'installation expérimentale (Figure II.7) sur laquelle ont été effectués les essais mécaniques de flexion 3 points, se compose de :

- une machine hydraulique ESH servocontrôlée équipée d'une cellule de charge de 10 kN d'une précision de ± 5 N, équipé d'un capteur de déplacement LVDT pour la mesure des déplacements du vérin, avec une précision de $\pm 0,0025$ mm, $\pm 0,005$ mm et $\pm 0,025$ mm pour une course de 5 mm, 10 mm et 50 mm respectivement. Les essais sont pilotés à flèche imposée, c'est-à-dire en déplacement du vérin,
- un pupitre de commande pour le pilotage dans le cas des essais de fatigue,
- un ordinateur pour le pilotage et l'acquisition,
- un montage de flexion 3 points.



Figure II.7: Installation expérimentale

Pour les essais monotones de flexion 3 points, les conditions expérimentales (cf. § II.3.4) peuvent être définies à partir du pupitre de commande ou du logiciel « ESH ». L'enregistrement des données (durée de l'essai, charge, déplacement, déformation) est réalisé à partir du logiciel ESH, tandis que leur visualisation peut se faire à l'aide du logiciel ESH ou à partir du pupitre de commande. L'arrêt de l'acquisition et de l'essai se fait à partir du logiciel ESH.

Pour les essais cycliques de flexion 3 points, les conditions expérimentales (cf. § II.3.4) sont imposées et visualisées à partir du pupitre de commande. L'acquisition des données se fait à l'aide du logiciel « MECADYN » développé au laboratoire [BOU95]. Ce logiciel permet d'acquérir entre 2 et 8 signaux, avec une fréquence d'acquisition de 3000 Hz pour 8 canaux enregistrés, soit 375 Hz par canal. Les arrêts simultanés de l'acquisition et de l'essai se font

manuellement par l'utilisateur si l'essai n'est pas mené jusqu'à la rupture, et automatiquement lorsqu'une perte de charge prédéfinie dans le logiciel d'acquisition est atteinte. Au cours de l'essai, l'utilisateur peut à tout moment visualiser sur l'écran de l'ordinateur, la charge en cours, la durée de l'essai et la charge à atteindre pour avoir l'arrêt simultané de l'essai et de l'acquisition.

II.3.2 Montage de flexion trois points

Le montage de flexion 3 points (Figure II.8) est constitué d'une partie inférieure (A) composée d'un plot mobile (2) vissé dans le vérin (1) de la machine et d'une partie supérieure (B) qui reçoit le support (3) sur lequel sont montés les plots fixes (4) à entre-axe variable. La cellule de charge (5) est montée en série entre la traverse de la machine et le support (3). Afin d'éviter le glissement horizontal de l'éprouvette lors des faibles amplitudes de flèches, un carter (6) est monté sur le support (3).

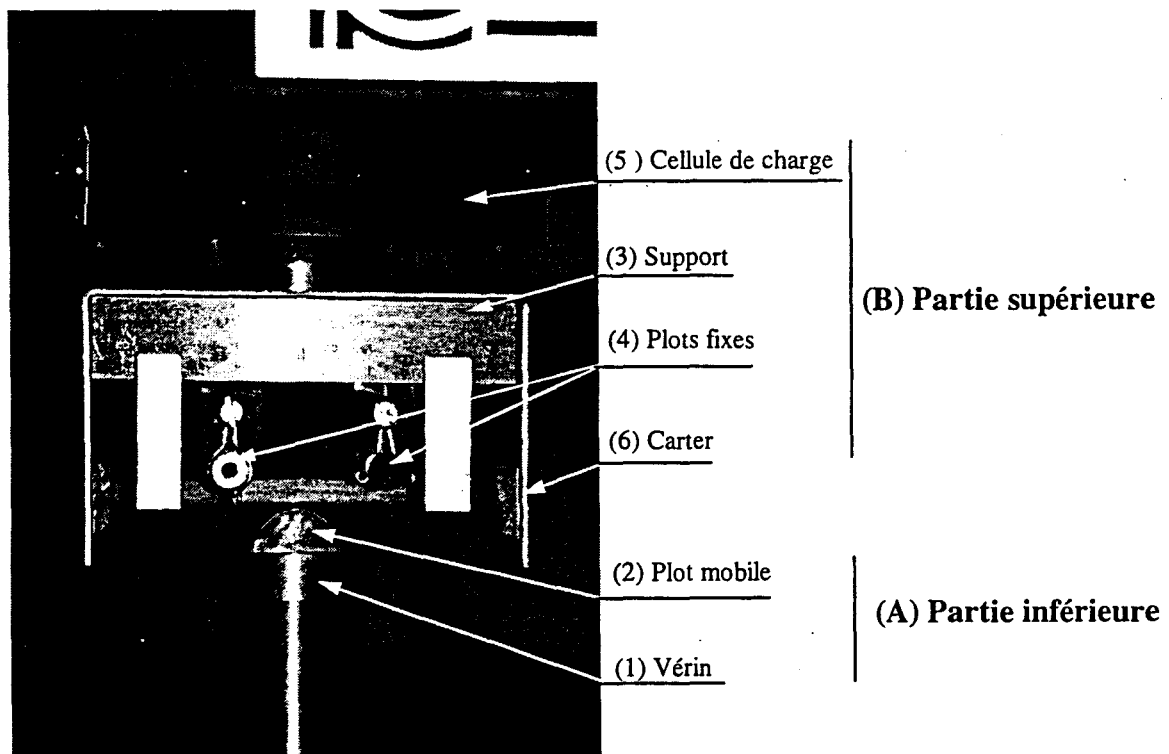


Figure II.8 : Montage de flexion 3 points utilisé pour les essais monotones et cycliques

II.3.3 Epreuves

Pour le matériau EM10 et le matériau RM9 dans la configuration RM9-13, les essais monotones ont été réalisés sur des éprouvettes tirées d'une plaque de $5,6 \pm 0,1$ mm d'épaisseur

et ceux de fatigue sur des éprouvettes tirées d'une plaque de $6^{\pm 0.1}$ mm d'épaisseur. Les éprouvettes ont été découpées, à l'aide d'un disque diamanté, aux dimensions $100 \times 10 \text{ mm}^2$ (l x b).

Pour le matériau RM9 dans la configuration RM9-12, les éprouvettes ont été tirées d'une plaque d'épaisseur $10^{\pm 0.1}$ mm, et ont été découpées à l'aide d'un disque diamanté, aux dimensions $100 \times 6 \text{ mm}^2$.

II.3.4 Conditions d'essais

II.3.4.1 Essais cycliques de flexion trois points

Pour les essais cycliques sur le matériau EM10, les conditions expérimentales adoptées étaient les suivantes :

Géométrie :

- dimensions des éprouvettes : $100 \times 10 \times 6 \text{ mm}^3$,
- rapport $L/h=7,5$ pour avoir du cisaillement prépondérant, c'est-à-dire une défaillance par fissuration en mode II dans le plan moyen de l'éprouvette (cf. Annexe A),
- $\varnothing 22 \text{ mm}$ pour le plot mobile et $\varnothing 10 \text{ mm}$ pour les plots fixes (cf. Annexe B).

Pilotage :

- pilotage en flèche imposée,
- rapport de flèche $R_f = \frac{f_{\min}}{f_{\max}} = 0.1$,
- plage de variation de l'amplitude de flèche : de 0,5 à 0,8 mm (cf. flèches mini et max présentées dans le tableau II.3),
- signal sinusoïdal alterné,
- fréquence de cyclage de 10 Hz, qui sera justifiée au § II.4.1.7.

f_a (mm)	0,50	0,55	0,60	0,65	0,70	0,80
f_{\max} (mm)	1,11	1,22	1,33	1,44	1,55	1,77
f_{\min} (mm)	0,111	0,122	0,133	0,144	0,155	0,177
f_{moy} (mm)	0,611	0,672	0,733	0,794	0,855	0,977

Tableau II.3 : Flèches théoriques visées

Acquisition :

- signaux acquis : deux types de fichiers sont enregistrés, appelés respectivement .MIN et .CMP. Dans le fichier .MIN, on trouve le nombre de cycles courant, les valeurs maximales et minimales de la charge et du déplacement (la déformation peut, elle aussi, être enregistrée) ; dans le fichier .CMP, on archive des cycles complets en termes de charge-déplacement (ou charge-déformation). Compte tenu de la durée des essais de fatigue, l'utilisateur peut choisir, dans le logiciel MECADYN, le nombre de cycles à enregistrer par "tranche" de cycles.
- fréquence d'acquisition de 1000 Hz par canal, dans les conditions suivantes :
 - ◇ entre les cycles 0 et 100, le logiciel enregistre 10 cycles,
 - ◇ entre les cycles 101 et 1 000, le logiciel enregistre 100 cycles,
 - ◇ entre les cycles 1 001 et 10 000, le logiciel enregistre 1 000 cycles,
 - ◇ entre les cycles 10 001 et 100 000, le logiciel enregistre 10 000 cycles,
 - ◇ entre les cycles 100 001 et 1 000 000, le logiciel enregistre 100 000 cycles,
 - ◇ entre les cycles 1 000 001 et 10 000 000, le logiciel enregistre 1 000 000 cycles.
- arrêt de l'essai à 40 % de perte de charge maximale.

Pour les essais cycliques sur le matériau RM9, les conditions expérimentales adoptées étaient quasiment les mêmes que pour le matériau EM10. Les seules différences étaient :

Géométrie :

- dimensions des éprouvettes pour la configuration RM9-13 : $100 \times 6 \times 10 \text{ mm}^3$,
- dimensions des éprouvettes pour la configuration RM9-12 : $100 \times 10 \times 6 \text{ mm}^3$,

Pilotage :

- amplitudes de flèche : 0.5, 0.6, 0.7 et 0,8 mm pour les deux configurations (cf. flèches mini et max correspondantes dans le tableau II.3),

II.3.4.2 Essais monotones de flexion trois points

Dans cette thèse, nous nous sommes intéressés essentiellement à étudier les comportements en fatigue. Cependant, quelques essais monotones de flexion trois points ont été menés sur le matériau EM10 : pour définir le rapport L/h (cf. Annexe A), pour étudier les poten-

tialités de l'émission acoustique (cf. § II.6), et dans le cadre de la modélisation du comportement à rupture du matériau (cf. Chapitre III).

Pour les essais monotones, les conditions expérimentales adoptées pour les différents essais étaient les suivantes :

Géométrie :

- dimensions des éprouvettes : $100 \times 10 \times 5,6 \text{ mm}^3$,
- rapport $L/h=7,5$ pour avoir du cisaillement prépondérant,
- mêmes diamètres de plots qu'en fatigue par flexion trois points .

Pilotage :

- pilotage en flèche,
- signal rampe, vitesse de chargement de $0,05\text{mm/mn}$ ou de 2mm/mn suivant les essais.

Acquisition :

- signaux acquis : dans le fichier .DAT, le temps, les valeurs de la charge et du déplacement,
- fréquence d'acquisition de 1000 Hz par canal,
- arrêt de l'essai lorsque l'éprouvette a fissuré.

II.4. RESULTATS EXPERIMENTAUX EN FATIGUE

II.4.1 Comportement en fatigue du matériau EM10

II.4.1.1 Essais préliminaires

Une première campagne d'essais cycliques d'une période d'une année a été menée sur un banc d'essai mécanique de flexion 3 points (Figure II.9). Il est constitué d'un arbre principal, de 2 paliers, d'un montage de flexion 3 points à entraxe variable, de 2 capteurs de force de capacité 5 kN (1 sous chaque appui fixe) et d'un capteur de déplacement LVDT de $\pm 5 \text{ mm}$.

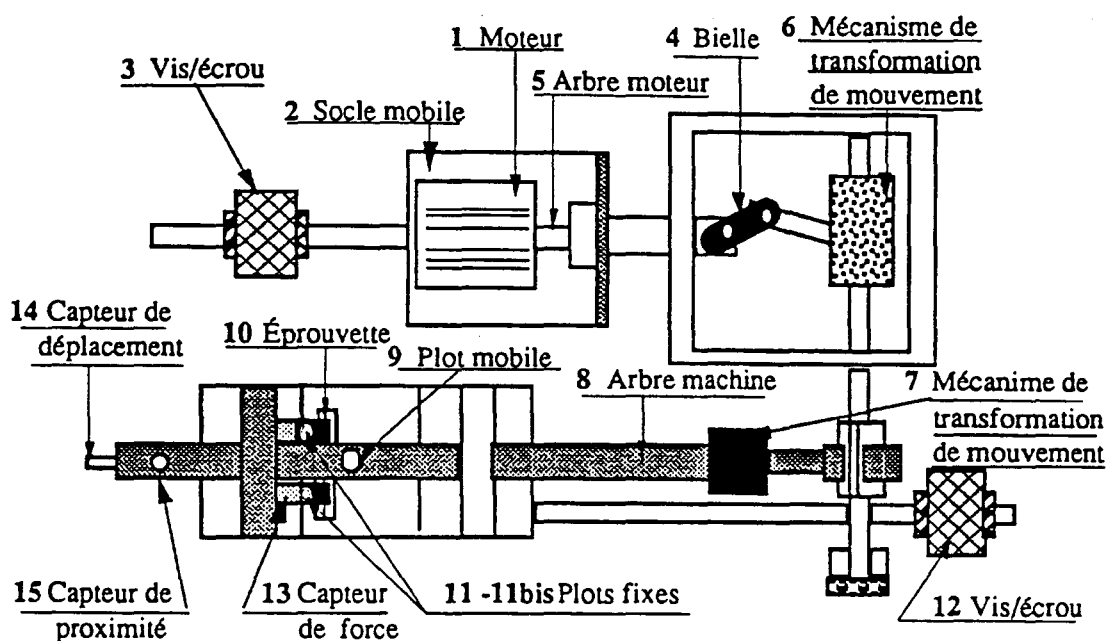


Figure II.9 : Schéma du banc d'essai mécanique de flexion 3 points (vue de dessus)

Différents problèmes ont été rencontrés avec ce banc durant les essais :

- une flexion du plot mobile due à un diamètre trop faible par rapport à l'effort imposé,
- une usure du plot mobile en cours d'essai, entraînant une modification de l'amplitude de la flèche au cours du cyclage,
- une usure prématurée des pièces mécaniques mobiles assurant la transmission du mouvement, conduisant à l'apparition de jeux croissants, entraînant une variation de l'amplitude de la flèche lors du fonctionnement,
- un grippage de l'arbre principal dans les 2 paliers, provenant d'un échauffement trop important dû à une absence de lubrification des paliers.

Pendant cette période, des modifications ont été apportées pour améliorer le fonctionnement de ce banc d'essai mécanique : par l'insertion de bagues en bronze dans les 2 paliers, la lubrification des paliers, l'augmentation du diamètre du plot mobile et le changement fréquent des pièces usées. Malgré cela, les essais ont dû être stoppés, à cause d'une non répétabilité des conditions d'essai (amplitude de la flèche, rapport de flèche R_f), pour s'orienter vers l'achat d'une machine hydraulique servocontrôlée ESH. Cette dernière a été réceptionnée en Novembre 94 avec un logiciel permettant de piloter des essais monotones et d'effectuer

leur acquisition. Ce qui a permis d'effectuer, à ce moment là, tous les essais monotones. Afin de réaliser des essais cycliques, un logiciel d'acquisition a été développé au laboratoire [BOU95]. Le pilotage des essais s'effectue à partir du pupitre de commande. A partir de mai 95, les essais cycliques ont pu être réalisés sous les conditions définitives, sur cette machine hydraulique. Cependant, les essais sur la machine mécanique ont donné une première indication sur les mécanismes d'endommagement des éprouvettes testées.

II.4.1.2 Résultats des essais de fatigue sur machine hydraulique

Une campagne d'essais cycliques de flexion 3 points avec cisaillement prépondérant, sur 30 éprouvettes, a été menée sur la machine ESH pour 6 niveaux d'amplitude de flèche, à raison de 4 à 6 essais par niveau.

Du au choix du rapport L/h de 7,5, les éprouvettes sollicitées se dégradent toutes par cisaillement interlaminaire en mode II. Lorsqu'il y a rupture de l'éprouvette, la fissure s'amorce au voisinage du plot mobile, pour évoluer presque instantanément vers l'une des extrémités de l'éprouvette. Néanmoins dans certains cas, d'autres fissures peuvent être générées dans un ou plusieurs plans parallèles au plan moyen (P) (Figure II.10). Afin de bien décrire le sens de propagation de la fissure interlaminaire (Tableau II.4), nous avons défini les conventions de vocabulaire rapportées en figure II.10.

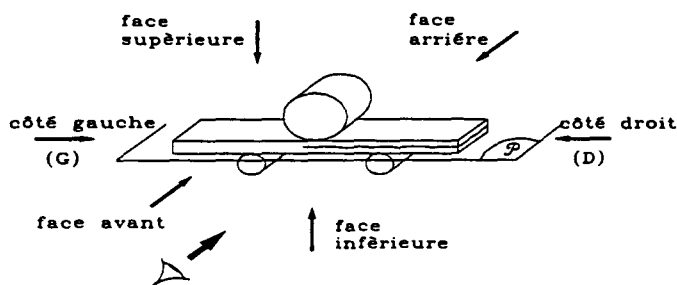


Figure II.10 : Dénomination des facettes de l'éprouvette

L'ensemble des résultats des essais de fatigue est donné dans le tableau II.3, dans lequel sont définis :

- le numéro de l'éprouvette, donc de l'essai,
- l'amplitude de la flèche réelle imposée, f_a ,
- la flèche moyenne réelle, f_{moy} ,

- le nombre de cycles au moment de la défaillance de l'éprouvette, défini à l'instant de la chute brutale de la charge, noté $N_{r \text{ final}}$. Si l'éprouvette n'a pas fissuré après 10^7 cycles, l'essai est arrêté par l'utilisateur, et le nombre de cycles enregistré est celui correspondant à l'instant d'interruption de l'essai,
- le pourcentage de perte de charge calculé entre la charge initiale (moyenne calculée sur les 10 premiers cycles après avoir atteint la charge maximale), et la charge enregistrée au moment de la défaillance ou de l'arrêt de l'essai, s'il n'y a pas eu de défaillance,
- la durée de vie à 10 % de perte de charge ($N_{10\%}$ sera défini dans le § II.4.1.3),
- la durée de vie à 5 % de perte de charge ($N_{5\%}$, sera défini dans le § II.4.1.3),
- des commentaires concernant la fin de l'essai :
 - ◇ "CC" indique qu'une coupure de courant a entraîné la destruction de l'éprouvette en 2 parties, provoquée par une montée très rapide du vérin contre la face inférieure de l'éprouvette. Ce problème fut résolu ultérieurement au moyen d'un composant hydraulique appelé "lock-up slice" interposé entre le groupe hydraulique et la servovalve de la machine ;
 - ◇ les symboles D et G désignent une évolution du délaminage partant du centre de l'éprouvette, vers la droite (D) ou vers la gauche (G) respectivement ; le chiffre qui suit la lettre (D ou G) définit le nombre de fissures existant après la défaillance de l'éprouvette ;
 - ◇ le symbole "NF" signifie éprouvette "Non-Fissurée" à l'arrêt de l'essai.

N° ép.	f_a (mm) $R_f = 0,1$	f_{moy} (mm)	N_r final	% de perte de charge	$N_{10\%}$	$N_{5\%}$	Remarques
T1	0,450	0,550	406 600*	6,56 %	/	162 000	CC
T2	0,470	0,575	3 560 000	13,49 %	3 190 000	569 001	G
T5	0,450	0,550	1 780 000 *	4,69 %	/	/	CC
T29	0,474	0,580	1 880 000*	9 %	/	68 601	CC
T30	0,476	0,582	519 000	9,37 %	519 000	952	G
T31	0,467	0,571	1 040 000	10,22 %	1 030 000	259 000	NF
T32	0,467	0,571	7 610 000*	18,01 %	1 920 000	34 501	CC
T33	0,461	0,563	8 190 000	12,44 %	4 740 000	16 701	NF
T6	0,498	0,608	76 702	13,84 %	76 650	24 201	G
T7	0,500	0,611	938 001	18,39 %	393 000	142 000	G
T8	0,503	0,615	3 940 000	13,21 %	3 220 000	2 330 000	D
T12	0,513	0,627	5 941 501	10,74 %	5 351 501	1 941 501	NF
T3	0,542	0,662	5 030	5,19 %	5 030	5 010	G
T4	0,541	0,661	7 320	12,97 %	7 320	3 180	G
T9	0,551	0,673	18 601	4,42 %	18 601	18 601	G
T10	0,554	0,677	15 301	11,53 %	14 901	9 180	G
T11	0,549	0,671	19 501	4,23 %	19 501	19 501	G
T13	0,589	0,720	4 710	8,31 %	4 710	2 380	G
T14	0,589	0,720	24 401	10,26 %	24 301	2 510	D
T15	0,578	0,706	10 801	7,81 %	10 801	3 840	D + G
T19	0,633	0,774	1 930	11,04 %	1 920	1 230	D
T20	0,637	0,779	1 503	18,69 %	1 410	1 348	G
T21	0,635	0,776	1 020	10,37 %	1 010	937	G.2
T27	0,638	0,780	1 600	6,64 %	1 600	1 240	D
T28	0,636	0,777	1 731	8,86 %	1 731	992	D
T22	0,718	0,877	61	12,57 %	60	52	D.2
T23	0,723	0,883	105	11,81 %	104	68	D
T24	0,721	0,882	158	12,00 %	157	153	D
T25	0,721	0,882	96	16,81 %	89	79	D.2
T26	0,718	0,877	68	15,86 %	64	49	D.2

* : essai interrompu avant la défaillance

Tableau II.4 : Résultats des essais de fatigue par flexion trois points
avec cisaillement prépondérant pour le composite EM10

Pour chacun des essais, la courbe d'évolution de la charge en fonction du nombre de cycles a été tracée à partir des données enregistrées dans le fichier d'acquisition. Dans l'annexe C, on trouvera, pour chaque amplitude de flèche, les courbes charge - nombre de cycles correspondant à tous les essais effectués, aussi bien ceux menés jusqu'à la défaillance que ceux arrêtés par l'utilisateur.

La figure II.11 donne un exemple de quatre courbes correspondant à des essais aux niveaux d'amplitude de flèche visées de : 0.5, 0.6, 0.7, et 0.8 mm*.

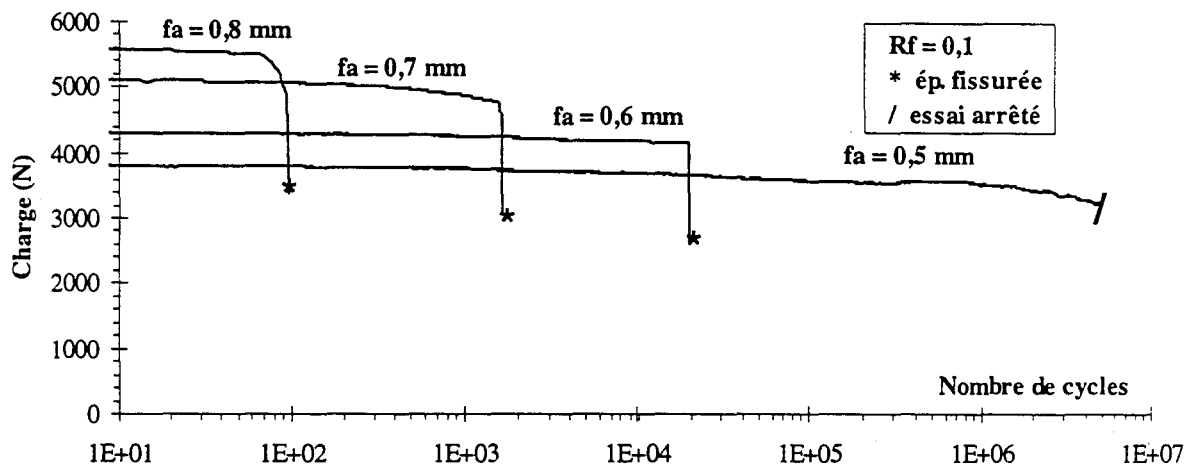


Figure II.11 : Evolution de la charge maximale au cours du cyclage pour le composite EM10, sous quatre amplitudes de flèche

Sur cette figure, deux phénomènes sont observables. Le premier est évident et logique : plus l'amplitude de la charge augmente, plus le nombre de cycles à rupture diminue et plus la charge initiale et le niveau courant de charge sont élevés. Pour toutes les amplitudes de flèche, la charge diminue lentement puis chute brutalement. Cette dernière phase de chute brutale correspond à l'apparition soudaine et la propagation rapide d'une fissure interlaminaire en mode II, que nous appelons la défaillance. Le second concerne le cas des petites amplitudes de flèche ($f_a < 0,6$ mm) où l'on constate une diminution progressive de la charge, sans chute brutale, car les essais ont été stoppés à 10^7 cycles, avant fissuration de l'éprouvette. En revanche, s'il y a eu rupture de l'éprouvette avant 10^7 cycles, le même type de courbe qu'à grande amplitude est observé [ROU96]. Ces premières observations constituent une analyse qualitative du comportement du matériau.

* On remarquera qu'expérimentalement, les flèches réelles appliquées sont globalement de l'ordre de 0,05 mm inférieures aux flèches visées.

II.4.1.3 Critères de durée de vie

Fiore et al. [DeR86, FIO86] ont proposé un critère d'endommagement macroscopique en terme de perte de charge. Sur un composite unidirectionnel verre/époxyde sollicité en flexion 3 points avec flexion prépondérante, ils ont proposé deux critères correspondant à des valeurs de perte de charge de 5 % et 10 % respectivement, justifiées de la manière suivante :

- “ - à ces niveaux de dégradation, l'endommagement du matériau est irréversible et il est encore possible d'identifier le mécanisme initial,
- au-delà de 10 %, trop de mécanismes entrent en jeu et leur description devient plus difficile. De plus, pour les taux élevés d'endommagement, on ne peut négliger l'effet d'échauffement local de l'éprouvette. ”

Dans notre cas, les essais de fatigue ont été, pour la plupart, menés jusqu'à rupture. L'endommagement microscopique intervient dès les premiers cycles de chargement, entraînant une dégradation irréversible de l'éprouvette bien avant 5 ou 10 % de perte de charge.

Sur les courbes charge-nombre de cycles, on définit les durées de vie, correspondant aux critères de 5 % et 10 % de perte de charge $\left(\frac{F_0 - F}{F_0} * 100 \right)$ respectivement, $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$, où F_0 est la charge initiale et F la charge au cycle N . Les nombres de cycles $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$ sont tirés du fichier .MIN. Lorsque l'éprouvette a fissuré avant 5 % ou 10 % de perte de charge, ces nombres de cycles sont ceux obtenus au moment de la défaillance. Les durées de vie $N_{r \text{ final}}$, $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$ obtenues expérimentalement sont données dans le tableau II.4.

Le bilan des endommagements macroscopiques est effectué sur 29 essais, car un problème d'enregistrement informatique des données est survenu pendant l'essai T5. Ce bilan est le suivant :

- 3 essais ont dépassé $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$ sans fissuration de l'éprouvette,
- 3 essais ont été stoppés par une coupure de courant, tous ayant atteint préalablement $N_{5\%}$, 1 ayant même atteint $N_{10\%}$,
- 23 essais ont été menés jusqu'à rupture, donc ont atteint la défaillance :
 - ◇ 15 d'entre eux ont permis de définir des durées de vie $N_{5\%}$, $N_{10\%}$ et $N_{r \text{ final}}$ différentes,

- ◇ 6 sont parvenus à $N_{5\%}$, nous considérons alors que $N_{10\%}$ correspond au stade de défaillance ($N_{10\%} = N_{r \text{ final}}$),
- ◇ 2 n'ont atteint ni $N_{5\%}$, ni $N_{10\%}$; nous considérons alors $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$ équivalents au nombre de cycles à la défaillance ($N_{5\%} = N_{10\%} = N_{r \text{ final}}$).

Les critères de durée de vie à 5 % et 10 % de perte de charge sont les plus utilisés dans la littérature [FIO86, VAU96, KHA96]. Néanmoins Fiore, dans le cas d'essais de fatigue sous flexion trois points avec flexion prépondérante, pour un matériau verre/époxyde unidirectionnel, observait une dégradation progressive allant bien au delà d'une perte de charge de $N_{10\%}$. Dans le cas de la flexion 3 points avec cisaillement prépondérant, on constate que la durée de vie à 5 % de perte de charge correspond à un critère de sécurité vis-à-vis du concepteur ; même si le matériau s'endommage de façon microscopique et irréversible, aucun endommagement macroscopique n'est observable, hors le matage sous les plots. En revanche, une durée de vie à 10 % de perte de charge se rapproche et est même parfois postérieure à la défaillance. La figure II.12 correspond aux courbes de perte de charge pour 4 amplitudes de flèches enregistrées au cours des essais de fatigue. Elles confirment l'endommagement lent mais progressif que subit la structure au cours de l'essai.

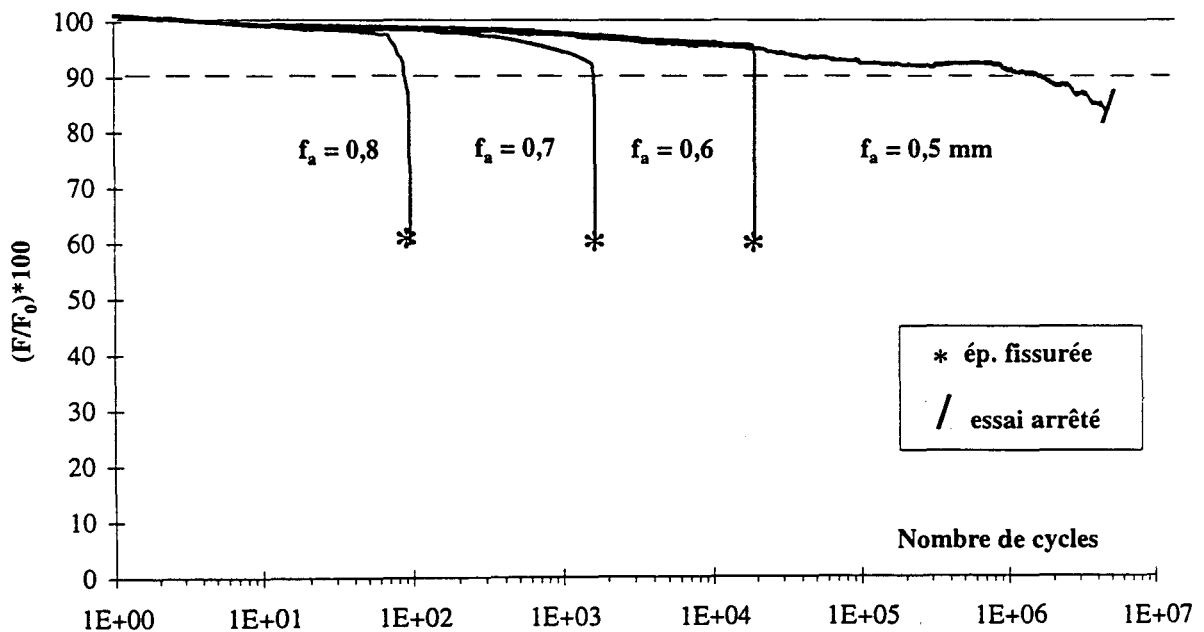


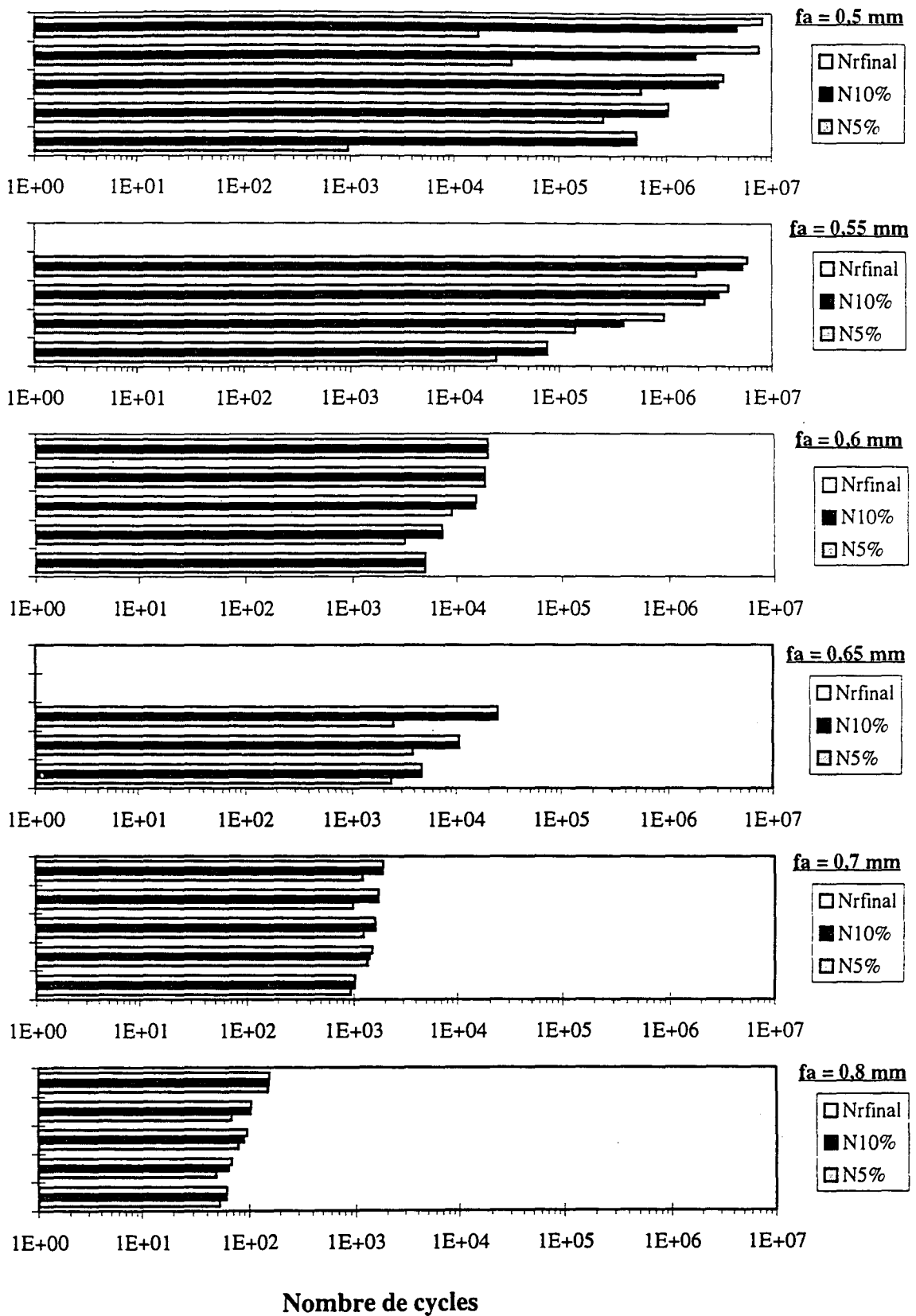
Figure II.12 : Courbes de perte de charge au cours du cyclage pour le composite EM10, pour quatre niveaux d'amplitudes de flèche

La figure II.13 représente, pour tous les essais effectués, les nombres de cycles à la défaillance et les nombres de cycles à 5 % et 10 % de perte de charge respectivement, pour tous les niveaux d'amplitude de flèche appliqués. L'intérêt de cette figure est de pouvoir visualiser rapidement où se situent $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$ par rapport à $N_{r\ final}$, afin de pouvoir choisir le critère de perte de charge à adopter pour la suite de la thèse.

Le tableau II.5 définit, pour chaque essai, les proportions (en %) de $N_{r\ final}$ que représentent $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$ respectivement, et leur valeur moyenne pour tous les essais réalisés à une même amplitude de flèche. Les essais ayant été arrêtés par une coupure de courant et n'ayant pas dépassé les 10% de perte de charge ne sont pas repris dans ce tableau. On constate alors, tant sur le graphique que dans le tableau, que le critère à 5% de perte de charge est souvent éloigné du nombre de cycles à la défaillance et ce d'autant plus que le niveau d'amplitude de flèche imposée est faible, alors que le critère à 10 % de perte de charge se confond souvent avec $N_{r\ final}$. C'est ce critère $N_{10\%}$ qui sera retenu pour la suite de l'étude, car dans la majorité des cas, la défaillance de l'éprouvette survient peu de temps avant ou après ce nombre de cycles.

Du tableau II.5, on peut distinguer deux domaines d'amplitudes de flèche : le domaine des faibles amplitudes de flèche ($f_a = 0,5\text{ mm}$ et $0,55\text{ mm}$) où $N_{10\%}$ est de l'ordre de 75 % de $N_{r\ final}$; et le domaine à hautes amplitudes de flèche ($f_a = 0,8\text{ mm}$, $0,7\text{ mm}$ et $0,6\text{ mm}$) où $N_{10\%}$ est quasiment égal à $N_{r\ final}$ ($N_{10\%} \approx 98\%$ de $N_{r\ final}$) ; la défaillance de l'éprouvette y intervient très peu de temps après 10 % de perte de charge.

Les résultats obtenus sous l'amplitude de flèche $f_a = 0,65\text{ mm}$ sont un peu marginaux, mais le plus faible nombre d'essais réalisés sous cette amplitude nous amène à rester prudents quant à l'interprétation de leurs résultats.



Nombre de cycles

Figure II.13 : Durées de vie à la défaillance, à 10% et à 5% de perte de charge respectivement, pour les différentes amplitudes de flèche visées

N° ép.	f_a (mm)	$N_{r \text{ final}}$	$N_{10\%}$	$N_{5\%}$	$(N_{10\%}/N_{r \text{ final}})*100$	$(N_{5\%}/N_{r \text{ final}})*100$
T32	0,467	7610000	1920000	34501	25,23 %	0,45 %
T2	0,470	3560000	3190000	569001	89,61 %	15,98 %
T30	0,476	519000	519000	952	100,00 %	0,18 %
T31	0,467	1040000	1030000	259000	99,04 %	24,90 %
T33	0,461	8190000	4740000	16701	57,88 %	0,20 %
Moyenne					≈ 74 %	≈ 8 %
T6	0,498	76702	76650	24201	99,93 %	31,55 %
T7	0,500	938001	393000	142000	41,90 %	15,14 %
T8	0,503	3940000	3220000	2330000	81,73 %	59,14 %
T12	0,513	5941501	5351501	1941501	90,07 %	32,68 %
Moyenne	/	/	/	/	≈ 78 %	≈ 34 %
T15	0,578	10801	10801	3840	100,00 %	35,55 %
T13	0,589	4700	4710	2380	100,21 %	50,64 %
T14	0,589	24401	24301	2510	99,59 %	10,29 %
Moyenne	/	/	/	/	≈ 100 %	≈ 32 %
T9	0,551	18601	18601	18601	100,00 %	100,00 %
T11	0,549	19501	19501	19501	100,00 %	100,00 %
T3	0,542	5030	5030	5010	100,00 %	99,60 %
T10	0,554	15301	14901	9180	97,39 %	60,00 %
T4	0,541	7320	7320	3180	100,00 %	43,44 %
Moyenne	/	/	/	/	≈ 99 %	≈ 81 %
T27	0,638	1600	1600	1240	100,00 %	77,50 %
T28	0,636	1731	1731	992	100,00 %	57,31 %
T19	0,633	1930	1920	1230	99,48 %	63,73 %
T20	0,637	1503	1410	1348	93,81 %	89,69 %
T21	0,635	1020	1010	937	99,02 %	91,86 %
Moyenne	/	/	/	/	≈ 98 %	≈ 76 %
T22	0,718	61	60	52	98,36 %	85,25 %
T23	0,723	105	104	68	99,05 %	64,76 %
T24	0,721	158	157	153	99,37 %	96,84 %
T25	0,721	96	89	79	92,71 %	82,29 %
T26	0,718	68	64	49	94,12 %	72,06 %
Moyenne	/	/	/	/	≈ 97 %	≈ 80 %

 Tableau II.5 : Proportions de $N_{r \text{ final}}$ représentées par $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$ pour tous les essais réalisés

II.4.1.4 Courbe de résistance à la fatigue ou Pseudo-courbe de Wöhler

Le tracé de la courbe de Wöhler permet de définir la durée de vie d'un matériau en terme d'amplitude en contrainte (ou déformation) appliquée en fonction du nombre de cycles à rupture, ainsi que la limite d'endurance en terme de contrainte (ou déformation). On parlera de "pseudo-courbe de Wöhler" dans le cas d'un pilotage en amplitude de flèche appliquée, et de "flèche limite d'endurance".

Les résultats des essais de fatigue, en terme de résistance à la fatigue, ont été reportés dans un diagramme semi-logarithmique f_a - $\text{Log}N_{10\%}$ pour 29 éprouvettes (Figure II.14) afin de définir la pseudo-courbe de Wöhler correspondante. Les durées de vie sont définies à 10% de perte de charge ($N_{10\%}$, cf. § II.4.1.3). Les points expérimentaux correspondant aux essais menés jusqu'à rupture ont été lissés par une droite par la méthode des moindres carrés. La droite de résistance à la fatigue ainsi obtenue s'exprime sous la forme :

$$f_a = 0,8118 - 0,0247 \cdot \text{Log}N_{10\%} \tag{II.1}$$

ou en terme de déformation maximale , ϵ_{Max} :

$$\epsilon_{\text{Max}} = 3,207 - 0,0974 \cdot \text{Log}N_{10\%} \tag{II.2}$$

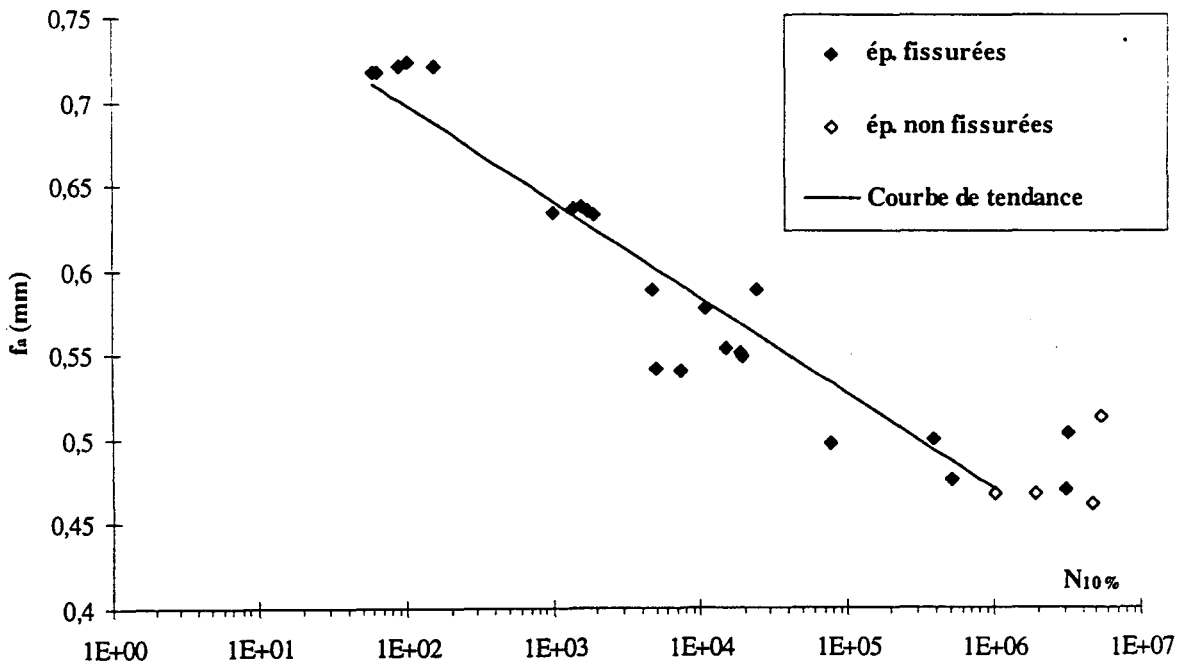


Figure II.14 : Pseudo-courbe de Wöhler f_a - $\text{Log}N_{10\%}$

Les résultats en terme de durées de vie relatives à une même amplitude de flèche imposée sont relativement dispersés. Il convient alors de déterminer un intervalle où il y a 90% de chance que l'éprouvette casse entre 5% et 95% de probabilité de la durée de vie $N_{10\%}$ que nous appellerons ici durée de vie à rupture. Cet intervalle entre 5% et 95% de probabilité de rupture est obtenu à l'aide d'un dépouillement statistique. Dans le cas des composites à matrice organique, plusieurs lois de distribution des durées de vie peuvent être employées (loi normale, loi log-normale...). La fonction de distribution de Weibull à 3 paramètres étant la plus utilisée, c'est celle que nous avons employée ici. Elle est de la forme :

$$P(N) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{N - N_s}{B}\right)^c\right] \quad (\text{II.3})$$

- avec $P(N)$: probabilité de rupture
 N : variable aléatoire (ici : nombre de cycles à rupture)
 N_s : nombre de cycles seuil, au dessous duquel il n'y a pas rupture
 c : module de Weibull, décrivant le degré de dispersion des essais expérimentaux
 B : facteur de normalisation

D'un point de vue pratique, le nombre de cycles seuil est souvent supposé nul, ce qui donne la loi de distribution à deux paramètres (c, B) :

$$P(N) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{N}{B}\right)^c\right] \quad (\text{II.4})$$

Les paramètres B et c ont été obtenus par la méthode du minimum de vraisemblance, dans le cas d'une analyse à niveaux multiples. On adopte comme hypothèses que chaque amplitude de flèche visée possède sa propre durée de vie moyenne B_i , et que le paramètre c est identique pour toutes les amplitudes de flèche car la dispersion est supposée identique quelque soit le niveau d'amplitude de flèche. Les résultats du calcul des paramètres B et c , pour les durées de vie à 10 % de perte de charge, sont consignés dans le tableau II.6.

f_a (mm)	0,5	0,55	0,6	0,65	0,7	0,8
B	2 742 476	2 881 547	13 922	14 813	1 554	99
c	1,64					

Tableau II.6 : Valeurs de B et c obtenues pour $N_{10\%}$

Plus le module de Weibull c est faible, plus grande est la dispersion des résultats, et inversement. Par exemple, la dispersion des résultats à 5% de perte de charge ($c = 1,21$) est plus grande que celle à la défaillance ($c = 1,596$), elle même plus grande que celle obtenue pour $N_{10\%}$ ($c = 1,64$).

Connaissant les valeurs de B et c pour chaque amplitude de flèche, les durées de vie à 5%, 63% et 95% de probabilité de rupture sont obtenues en résolvant l'équation II.4, ce qui donne :

$$N = \exp \left\{ \frac{\text{Ln} \left[\text{Ln} \left(\frac{1}{1 - P(N)} \right) \right] + c \cdot \text{Ln}(B)}{c} \right\} \quad (\text{II.5})$$

Ces durées de vie à 5%, 63% et 95% de probabilité de rupture sont consignées dans le tableau II.7, pour chaque niveau d'amplitude de flèche imposée.

f_a (mm)	0,5	0,55	0,6	0,65	0,7	0,8
N pour P(5%)	448 327	474 061	2 278	2 421	254	16
N pour P(63%)	2 732 853	2 871 436	13 873	14 761	1548	99
N pour P(95%)	5 3354 185	5 625 696	27 180	28 920	3033	193

Tableau II.7 : Nombres de cycles à 5%, 63% et 95% de probabilité de rupture

Les courbes de distribution de Weibull correspondantes sont tracées pour chaque niveau d'amplitude de flèche imposée, sur la figure II.15.

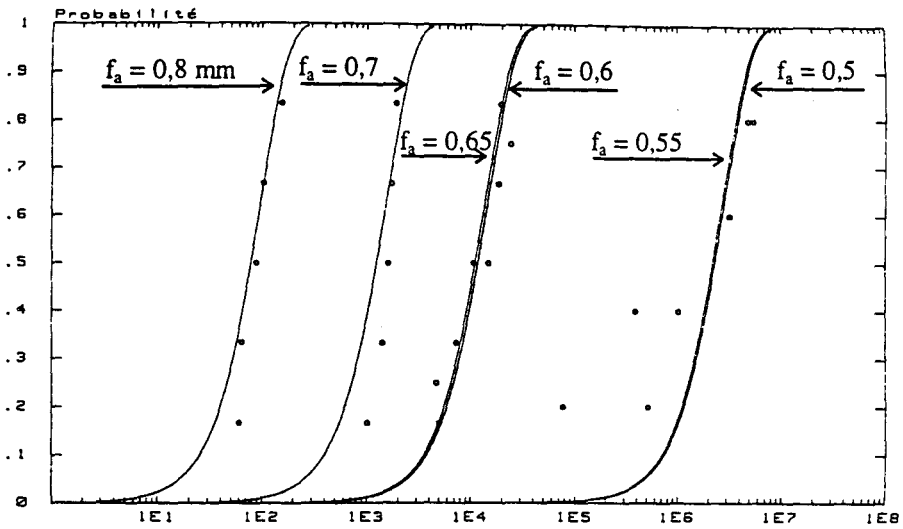


Figure II.15 : Courbes de probabilité de rupture cumulée, en fonction du nombre de cycles

L'intervalle dans lequel 90% des ruptures sont obtenues pour une probabilité de rupture comprise entre 5% et 95% est représenté sur la figure II.16.

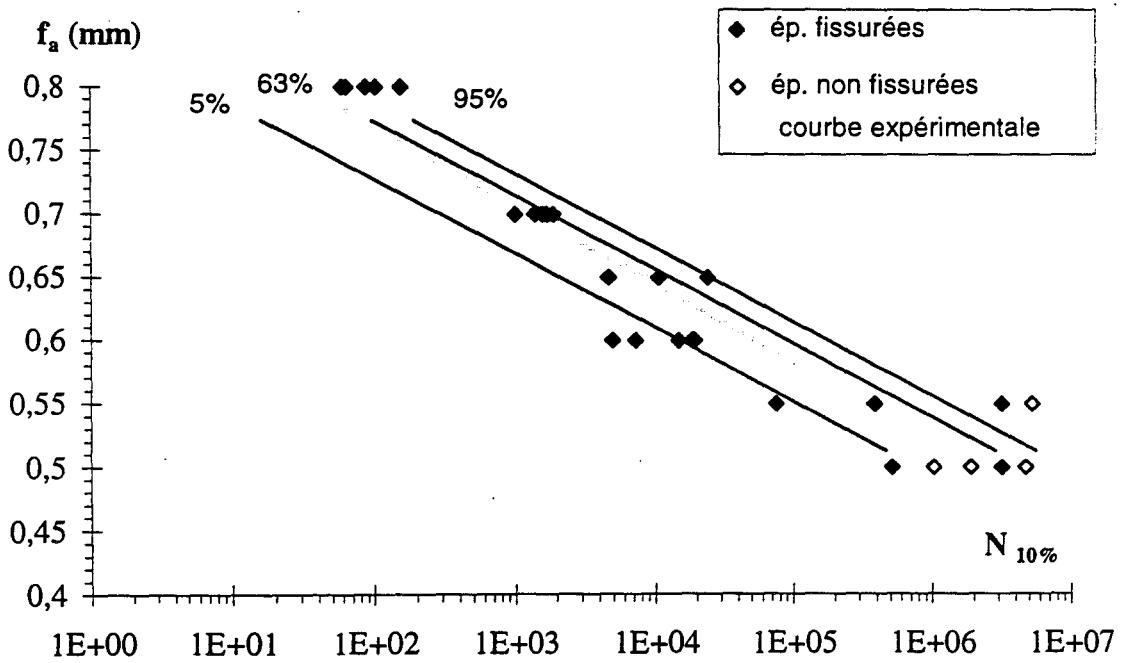


Figure II.16 : Intervalle compris entre 5 et 95 % de probabilité de rupture

Sur cette dernière figure, on observe que la courbe à 63% de probabilité de rupture obtenue par l'analyse statistique de Weibull est voisine, mais non confondue, avec celle (en grise) obtenue par régression linéaire (méthode des moindres carrés).

L'équation de la droite à 63 % de probabilité de rupture, d'équation :

$$f_a = 0,8901 - 0,0254 \cdot \text{Log}N_{10\%},$$

permet de calculer les flèches limites d'endurance pour un nombre de cycles égal à 10^7 cycles et $5 \cdot 10^6$ cycles. Les amplitudes de flèche ainsi calculées sont respectivement de 0,443 mm et 0,463 mm. Les essais expérimentaux réalisés à 0,5 mm d'amplitude de flèche théorique, en réalité comprise entre 0,461 et 0,476 mm, confirment cette valeur, puisque sur 8 essais effectués, seules 2 éprouvettes ont fissuré avant 10^7 cycles ; les 6 autres n'ont jamais fissuré, même lors d'essais arrêtés au delà de 10^7 cycles.

II.4.1.5 Endommagements et faciès de rupture

Nous avons réalisé une analyse optique de l'endommagement macroscopique, puis une analyse des faciès de rupture des éprouvettes testées au Microscope Electronique à Balayage (M.E.B). Pour ces deux types d'observations, la description des différentes faces utilise la convention de vocabulaire définie à la figure II.10.

II.4.1.5.1 Endommagements macroscopiques

Nous pouvons dire que sous flexion trois points avec cisaillement prépondérant, l'endommagement macroscopique des éprouvettes sollicitées procède en deux phases.

La première phase se manifeste par un matage au droit des plots fixes et mobile, dont l'intensité augmente avec l'amplitude de flèche imposée (cf. § II.4.1.6). Parallèlement, un endommagement microscopique diffus, non observable à l'œil, se manifeste par une perte de charge progressive (cf. § II.4.1.3).

La seconde phase se caractérise par la fissuration de l'éprouvette, quasi-instantanée, provoquant alors une perte de charge très importante. L'éprouvette s'endommage alors brutalement par fissuration interlaminaire en mode II, dans un plan très voisin du plan moyen ; amorcée au voisinage du plot mobile, la fissure évolue vers l'une ou l'autre des extrémités de l'éprouvette

(Figure II.17), et plus rarement vers les deux extrémités à la fois. Cette seconde phase correspond à la défaillance de l'éprouvette.

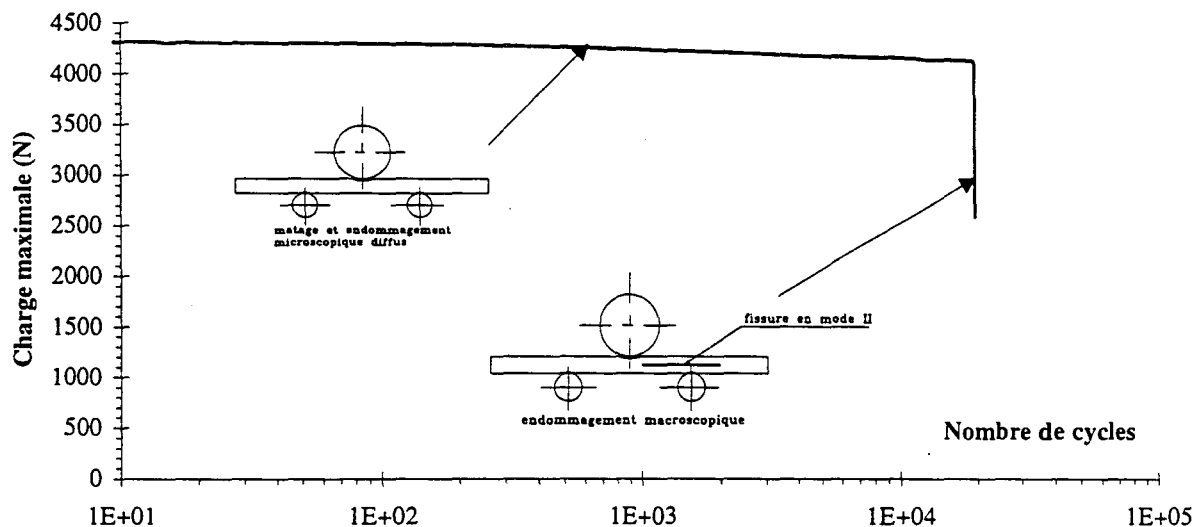


Figure II.17 : Schématisation des deux phases d'endommagement pour un composite EM10 sollicité en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant (essai T3, $f_a = 0,6$ mm)

Pour toutes les amplitudes de flèche, la fissuration interlaminaire émet un bruit audible sec et rapide. Dans le cadre d'essais statique en flexion trois points, destinés à caractériser la contrainte à rupture en cisaillement, Adams [ADA95] a également constaté que les éprouvettes unidirectionnelles en carbone/époxyde et verre/époxyde se fissuraient en émettant un bruit audible pour des rapports $1,5 \leq L/h \leq 7$. En revanche pour un rapport L/h de $\cdot 1$, il n'entend aucun bruit émis par la rupture, bien qu'elle ait lieu là aussi par cisaillement interlaminaire.

Pour nos essais (rapport L/h de 7,5), sur 30 éprouvettes sollicitées, 23 éprouvettes ont fissuré. Pour 10 d'entre elles, la fissure a évolué vers la droite, pour 12 autres vers la gauche ; seule 1 éprouvette a fissuré des deux côtés (cf. Tableau II.4).

Pour toutes les amplitudes de flèche, lorsqu'il y a fissuration de l'éprouvette, la fissure interlaminaire n'est en réalité pas parfaitement plane ; en fait on observe des "marches" dans le sens de la profondeur b de l'éprouvette (Figure II.18), aussi bien pour les fissures débouchant à l'une des extrémités de l'éprouvette que pour celles n'ayant pas débouché.

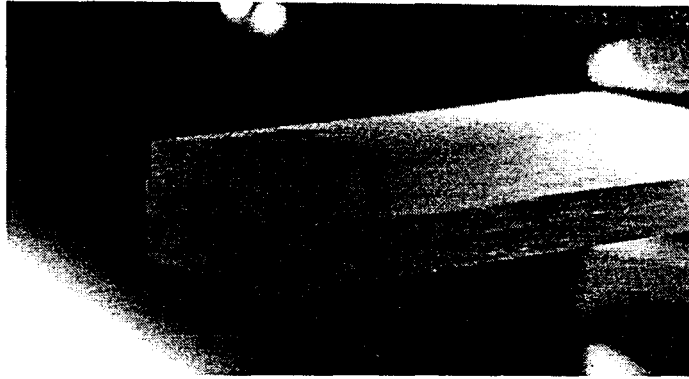


Figure II.18 : Exemple de changement de plan de fissuration observé à l'extrémité de l'éprouvette T14 ($f_a = 0,65$ mm) avec fissure débouchante

On observe en fait que la fissure est débouchante pour des amplitudes de flèches comprises entre 0,5 et 0,65 mm (4 éprouvettes sur 17), alors qu'elle reste toujours localisée entre l'un des deux plots fixes et le plot mobile pour les amplitudes de flèche plus importantes. En revanche, plus l'amplitude de flèche est élevée, plus souvent une double fissure interlaminaire située entre le plot mobile et l'un des deux plots fixes de l'éprouvette est observée, évoluant dans deux plans quasiment parallèles (Figure II.19). Par exemple, pour une amplitude de flèche de 0,7 mm, une seule éprouvette sur 5 testées présente une double fissure, alors que pour $f_a = 0,8$ mm, 3 éprouvettes sur 5 contiennent une double fissure.

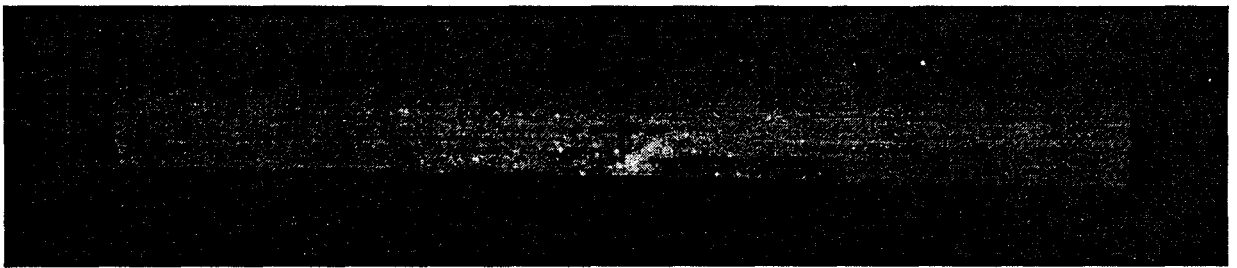


Figure II.19 : Double fissuration de l'éprouvette T25 ($f_a = 0,8$ mm)

II.4.1.5.2 Endommagements microscopiques

L'observation des faciès de rupture permet de faire un constat post mortem des différents mécanismes d'endommagement microscopiques mis en jeu au cours du cyclage ou au moment de la rupture.

Afin de pouvoir observer les faciès de rupture, les éprouvettes sont découpées à l'aide d'un disque diamanté. Des premières observations ont montré de nombreux débris microscopiques sur les faciès, qui gênaient parfois l'observation. Aussi, d'autres observations microscopiques ont été effectuées sur des faciès de rupture nettoyés à l'air comprimé, sur d'autres nettoyés dans l'eau aux ultrasons et sur des faciès de rupture non nettoyés. Aucune amélioration notable n'était constatée après nettoyage. Aussi par la suite, les faciès de rupture n'ont plus été nettoyés avant métallisation à l'or. Nous décrivons ci-dessous les différents micromécanismes observés.

Extrémité d'une éprouvette sollicitée

L'observation au M.E.B d'une fissure non débouchante, dans une section normale aux fibres, dans une éprouvette sollicitée sous $f_a = 0,8$ mm, montre que la fissure se localise à l'intérieur d'un pli de préimprégné (Figure II.20), quasiment dans le plan moyen de l'éprouvette ; elle s'amorce probablement à partir d'un défaut de surface sur la face avant et/ou arrière de l'éprouvette, pour se propager d'une part latéralement vers le centre de l'éprouvette en traversant plutôt des zones riches en fibres, où une plus faible énergie est nécessaire pour l'évolution de la fissure (Figure II.21), et d'autre part longitudinalement dans un plan voisin du plan moyen, grâce aux contraintes de cisaillement, maximales dans ce plan. Sur la figure II.21, on observe que la propagation de la fissure entraîne une rupture tantôt cohésive, dans la matrice ou dans la fibre, et tantôt adhésive. Au contraire, Cui [CUI92] a observé dans un composite verre/époxyde unidirectionnel, pour un rapport $L/h < 5$, que la fissure interlaminaire profite des zones riches en résine pour évoluer. Cela peut être attribué à un ensimage différent des fibres, donc à une meilleure cohésion fibre/matrice dans le matériau de Cui.

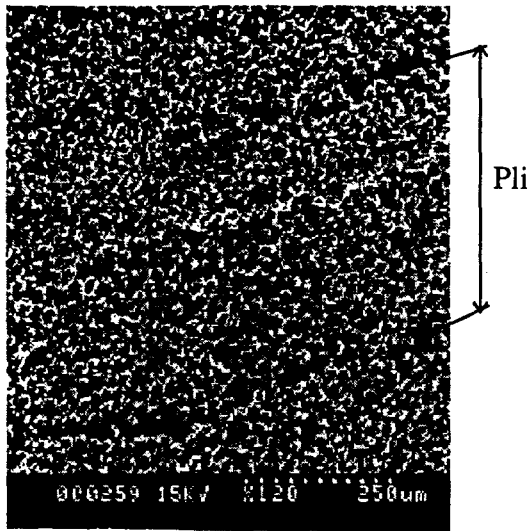


Figure II.20 : Section normale aux fibres, fissure localisée à l'intérieur d'un pli

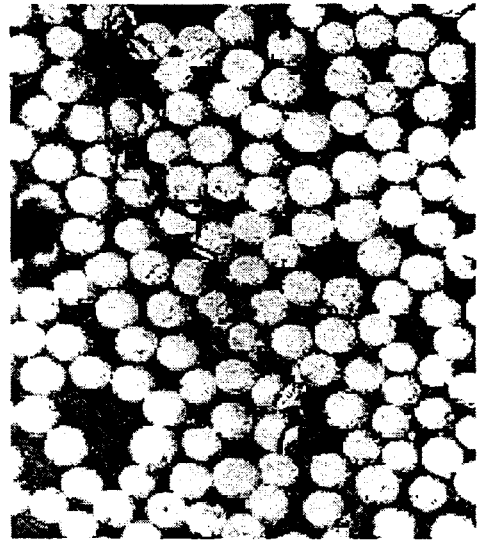


Figure II.21 : Section normale aux fibres, ruptures de fibres dans le sens longitudinal, générées par la fissuration

Parfois, l'observation d'une fissure quasiment située dans le plan moyen de l'éprouvette, au voisinage du fond de fissure (Figure II. 22), montre qu'en fait 2 demi-fissures se sont propagées en mode II dans des plans parallèles proches du plan moyen, pour se rejoindre finalement.

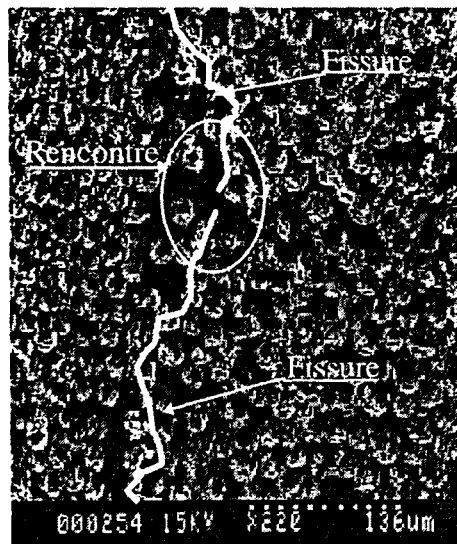


Figure II.22 : Rencontre de 2 fissures amorcées sur les faces avant et arrière vers le centre de l'éprouvette

Dents de scies

Les faciès en dents de scies sont de loin les plus couramment rencontrés sur les faciès de rupture observés ; dans la littérature, ils sont généralement dits représentatifs d'un endommagement induit par du cisaillement [PUR88, YE89]. Sur les faciès étudiés, la quantité de dents de scie évolue avec la zone observée : peu de dents de scie apparaissent au voisinage des bords des surfaces avant et arrière de l'éprouvette, alors qu'elles sont très nombreuses au centre de l'éprouvette. On peut aussi supposer que les débris au voisinage des faces avant et arrière sont évacués au voisinage du contact au cours du cyclage ou de la rupture, tandis que ceux au centre de l'éprouvette restent piégés dans le contact. De plus ces dents de scie peuvent être allongées, prenant alors la forme de "larmes" ou de "lamelles" (Figure II.23). Ye [YE89] fait remarquer que plus les dents de scie sont longues, plus la matrice est résistante, et plus d'énergie est nécessaire pour créer la surface délaminiée. Dans la littérature, aucune information n'est donnée sur la largeur des dents de scies à la base. Cependant, nous avons observé qu'elle dépendait de la quantité de matrice existant entre les fibres : plus les fibres sont proches, plus les dents de scies sont élancées et prennent l'allure de "larmes" ou de "lamelles".



Figure II.23 : Dents de scies en forme de "larmes"

Dans les zones riches en matrice, plusieurs séries de dents de scie sont observées au voisinage d'une même fibre, dans plusieurs plans radiaux d'orientations différentes (Figure II.24). Les dents de scie appartenant aux différents plans sont toujours inclinées dans le même

sens (Figure II.25). Cette inclinaison permet de définir le sens de propagation de la fissure de cisaillement (cf. § I.4.2.1).

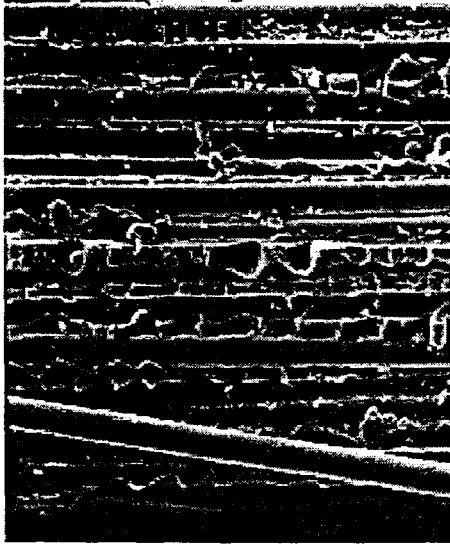


Figure II.24 : Dents de scie dans différents plans (x 300)



Figure II.25 : Direction des dents de scie (x 700)

La chronologie de formation des dents de scie est montrée à la figure II.26-a à f ; elle procède en 3 stades :

- la rupture s'amorce à partir d'une série de microfissures de traction (a),
- ces microfissures se rejoignent pour former des dents de scie (b),
- le frottement des deux faces de la fissure entraîne un retournement des dents de scie (c). On remarque néanmoins que ce retournement des dents de scie décolle en fait la matrice de la fibre (d, e, f), conduisant alors à un émiettement de ces dents de scie.



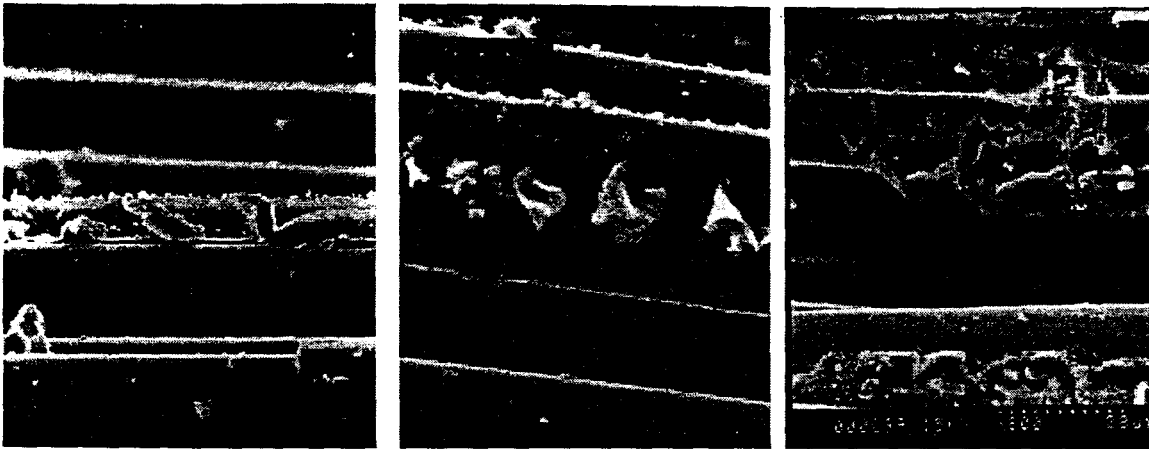
(a) (x 1490)



(b) (x 1000)



(c) (x 1200)



(d) (x 1200)

(e) (x 1200)

(f) (x 800)

Figure II.26 : Chronologie de la formation des dents de scie :

- (a) Dents de scie en formation, (b) Coalescence de microfissures existant dans la matrice, (c) Découpage des dents de scie, (d) Arrachement de la matrice par formation de dents de scie (tilt : 15°), (e) Arrachement de la matrice par formation de dents de scie, (tilt: 75°), (f) Découpage de la matrice et dents de scie résultantes.

Ces photos confirment le processus de formation des dents de scie décrit par Purslow [PUR88] (cf. § I.4.2.1 Pour ce dernier, la rupture par dents de scies s'effectue souvent dans un plan "faible", lequel pourrait provenir par exemple d'un défaut du pli ou d'une discontinuité dans la structure. La rupture pourrait alors ne pas s'amorcer à partir d'une concentration de contrainte particulière, mais s'amorcer et se propager à partir de ces défauts comme dans le cas d'une rupture par traction. Dans notre cas, les contraintes de cisaillement maximales, dans le plan moyen de l'éprouvette, viennent s'ajouter à l'existence de défauts éventuels préexistants dans la structure. L'orientation des dents de scie permet de confirmer le sens de propagation des fissures, du plot mobile vers l'une des extrémités de l'éprouvette (cf. Figure II.25).

Stries dans les lits de fibre

Des traces en forme de demi-ellipses ont été observées dans la matrice, aux creux de lits de fibres, là où la cohésion à l'interface fibre/matrice était faible (Figure II.27) ; nous les supposons résulter de la sollicitation en fatigue, comme proposé par Wang [WAN90], parce qu'elles n'ont pas été observées sur les faciès de rupture d'essais monotones. Ces stries sont présentes pour toutes les amplitudes de flèche étudiées. La plupart du temps, ces demi-ellipses

ont la même orientation par rapport à l'orientation des dents de scie, donc au sens de propagation de la fissure (Figure II.28).

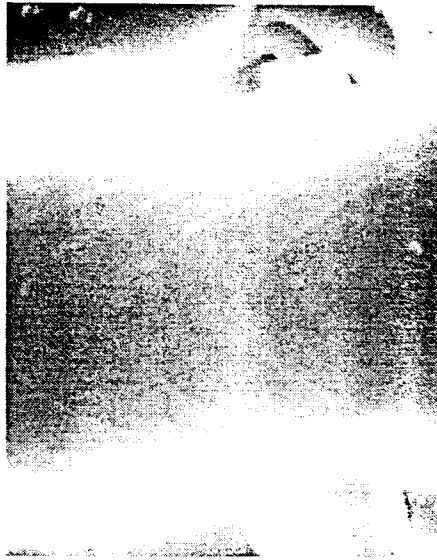


Figure II.27 : Stries et dents de scie (x 4000)

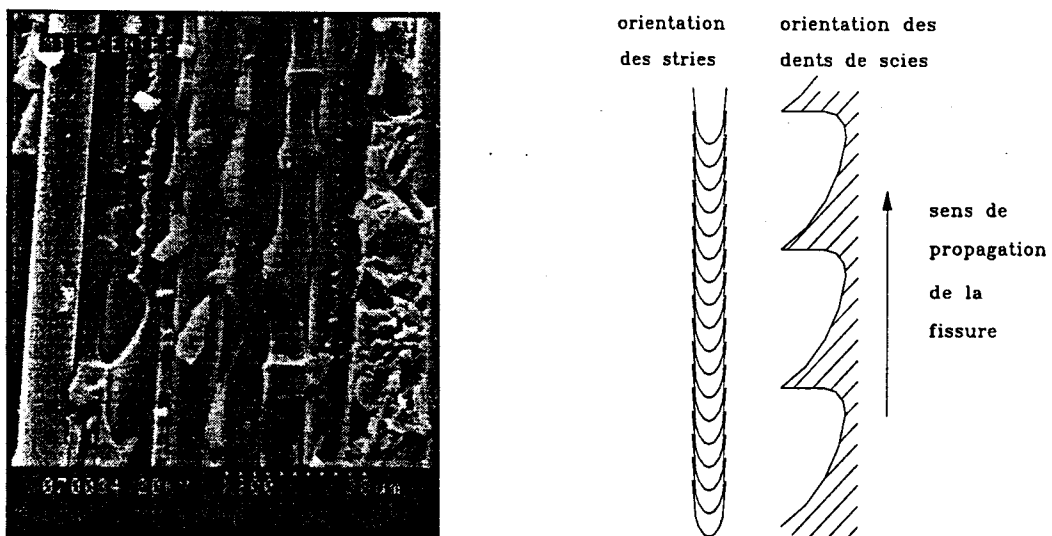


Figure II.28 : Sens de propagation des stries (x 800)

Wang [WAN90], dans un composite verre/époxyde unidirectionnel sollicité en fatigue sous traction-traction, et Odorico [ODO85], dans un carbone/époxyde tissé sollicité en traction cyclique, corrélaient la distance entre deux stries de fatigue à un cycle de chargement, et remontent ainsi aux vitesses de propagation de fissure, il est impossible en ce qui nous concerne d'effectuer la même corrélation, puisque la fissure macroscopique se crée et se propage de façon instantanée.

Fibres et matrice broyées

Des fibres propres, rompues soit dans le sens longitudinal soit dans le sens transversal (Figure II.29) sont observables sur les faciès de rupture, sous le plot mobile et entre les plots fixes. Ceci montre la relativement faible résistance de l'interface fibre/matrice d'une part, et la fragilité des fibres d'autre part. De plus, un multifractionnement de fibres et/ou de matrice a été observé (Figure II.30), en particulier au voisinage des plots fixes et mobile, c'est-à-dire là où les contraintes de compression et les phénomènes de matage se superposent aux contraintes de cisaillement. Richard-Frandsen [RIC83] ont observé sur un composite carbone/époxyde sollicité en fatigue par flexion trois points que les débris de matrice semblaient aplatis suite à une élévation de température.

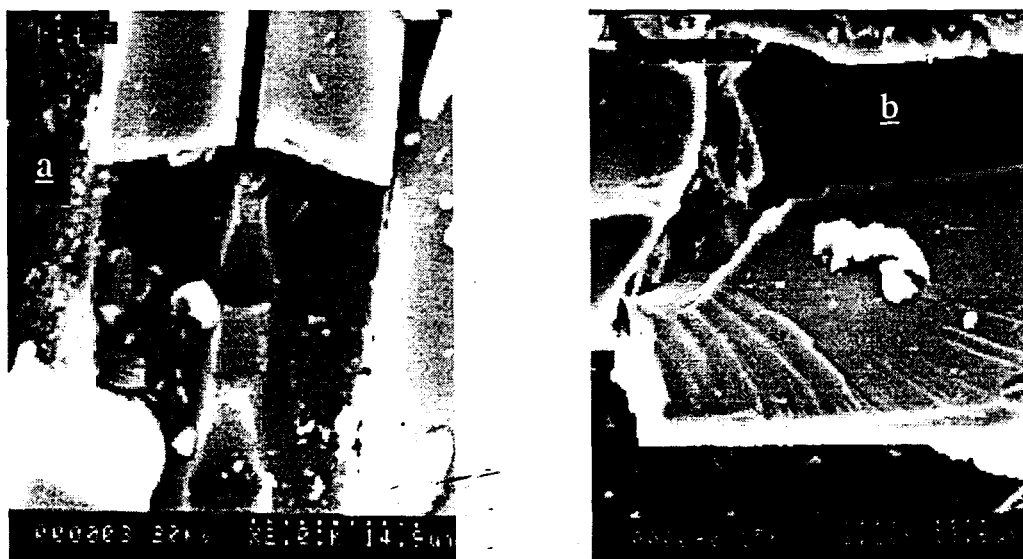


Figure II.29 : Rupture des fibres dans le sens longitudinal (a) et transversal (b)

Figure II.30 : Multifractionnement de fibres ou de matrice



II.4.1.6 Influence du matage

L'observation visuelle des éprouvettes après leur sollicitation en fatigue révèle un marquage de celles-ci au droit des appuis fixes et mobile. Cet endommagement se caractérise par un écrasement du matériau, d'une largeur sous le plot mobile quasiment double de celles sous les plots fixes (4 mm contre 2 mm), et ce, quelle que soit l'amplitude de flèche appliquée (cf. Tableau II.8). Ceci s'explique bien sûr par l'effort exercé par le plot mobile, double de ceux exercés par les plots fixes.

Sur les éprouvettes sollicitées sous faible amplitude de flèche ($f_a = 0,5$ mm), dont la durée de vie est supérieure à 3.10^6 cycles, des dépôts noirs au droit des appuis sont observés ; pour des durées de vie plus faibles, seules des traces marron clair apparaissent. Cette dégradation locale du matériau sous charge, appelée "matage", est inévitable en flexion 3 ou 4 points (Figure II.31), et entraîne une non constance du rapport $R_f = 0,1$ au cours du cyclage sous flèche imposée. Pourtant, aucun auteur ne traite de ce problème, soit parce qu'il le considère comme négligeable, soit parce qu'il préfère le passer sous silence pour plus de commodité. Nous nous proposons ici d'analyser son influence sur les résultats de nos essais.



Figure II.31 : Largeur du matage sous le plot mobile pour un essai sous l'amplitude de flèche de 0,5 mm, après 10^7 cycles

La plupart de nos éprouvettes présentant une déformation permanente de flexion après essai, il n'était pas possible de mesurer les profondeurs de matage à l'aide de la colonne

de mesure Roch disponible à l'Ecole Centrale de Lille (nécessité d'une surface de référence). Nous avons donc mesuré ces profondeurs à l'aide d'un projecteur de profil ORAMA 330, sous un grossissement de 20. La zone à observer est grossie par un jeu de loupes et projetée sur un écran. Le déplacement de l'éprouvette se fait à l'aide d'une vis micrométrique. La lecture du déplacement s'effectue sur un afficheur digital (Figure II.32).

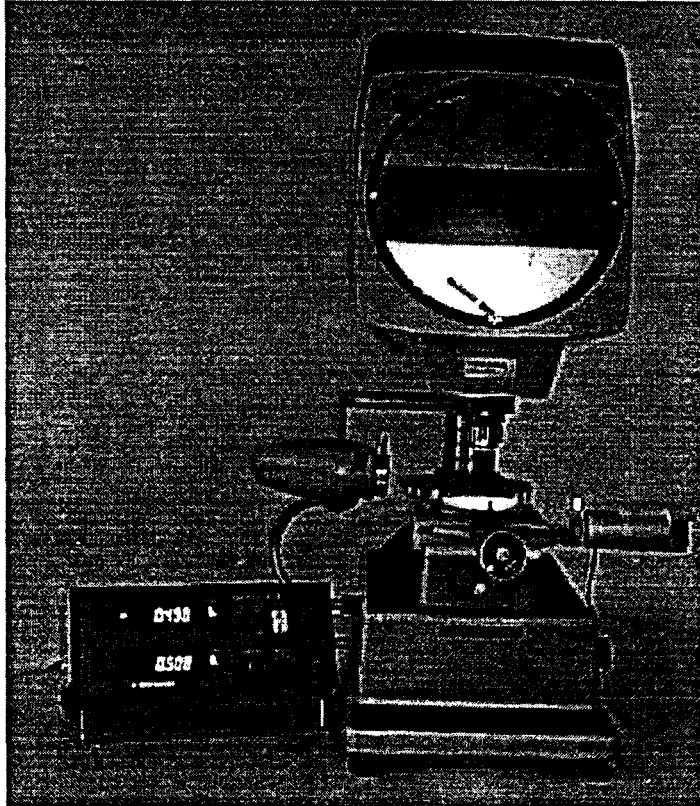


Figure II.32 : Projecteur de profil et son environnement

Les résultats de ces mesures de profondeur de matage sont consignés dans le tableau II.8 pour des amplitudes de flèche de 0,5 et 0,8 mm. On y trouve le numéro de l'éprouvette, l'amplitude de la flèche imposée f_a , la charge initiale F_0 , les profondeurs de matage en fin d'essai, sous les plots fixes et mobile, M_{pfixes} et $M_{pmobile}$ respectivement, le matage total somme des matages précédents, M_{total} , f_{min} , et le nombre de cycles à la défaillance, N_r final. Le matage total permet de savoir si il y a eu décollement (O) ou non (N) de l'éprouvette relativement au plot de chargement au cours du cyclage.

N° ép.	T2	T1	T5	T30	T33	T31	T26	T22	T25	T24	T23
f_a (mm)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,8	0,8	0,8	0,8	0,8
F_0 (N)	3877	3820	3760	3706	3691	3535	5820	5668	5617	5604	5437
M_{pfixes} (mm)	0,045	0,036	0,050	0,030	0,047	0,025	0,045	0,047	0,042	0,047	0,056
$M_{pmobile}$ (mm)	0,091	0,073	0,102	0,068	0,094	0,052	0,092	0,097	0,087	0,094	0,113
M_{total} (mm)	0,136	0,109	0,152	0,098	0,141	0,077	0,137	0,144	0,129	0,141	0,169
$f_{min\ réelle}$ (mm)	0,104	0,102	0,101	0,106	0,102	0,104	0,157	0,157	0,160	0,160	0,161
Décollement	O	O	O	N	O	N	N	N	N	N	O
$N_r\ final$	$3,5 \cdot 10^6$	$4 \cdot 10^5$	$1,7 \cdot 10^6$	$5,2 \cdot 10^5$	$8,2 \cdot 10^6$	$1 \cdot 10^6$	68	61	96	158	105

Tableau II.8 : Mesure des profondeurs de matage sous les plots fixes et mobile pour deux amplitudes de flèche ($f_a = 0,5$ mm et $0,8$ mm)

Deux facteurs expérimentaux jouent probablement sur la profondeur de matage : l'amplitude de flèche appliquée, donc la charge initiale, et le nombre de cycles supportés par l'éprouvette sollicitée.

La figure II.33 représente la charge initiale, F_0 , et le nombre de cycles à la défaillance, $N_{r\ final}$, en fonction de l'amplitude de flèche imposée. Pour les essais sous $f_a = 0,5$ mm, la faible charge initiale entraîne une durée de vie importante. Pour les essais sous $f_a = 0,8$ mm, la charge initiale est bien sûr plus importante et la durée de vie plus faible.

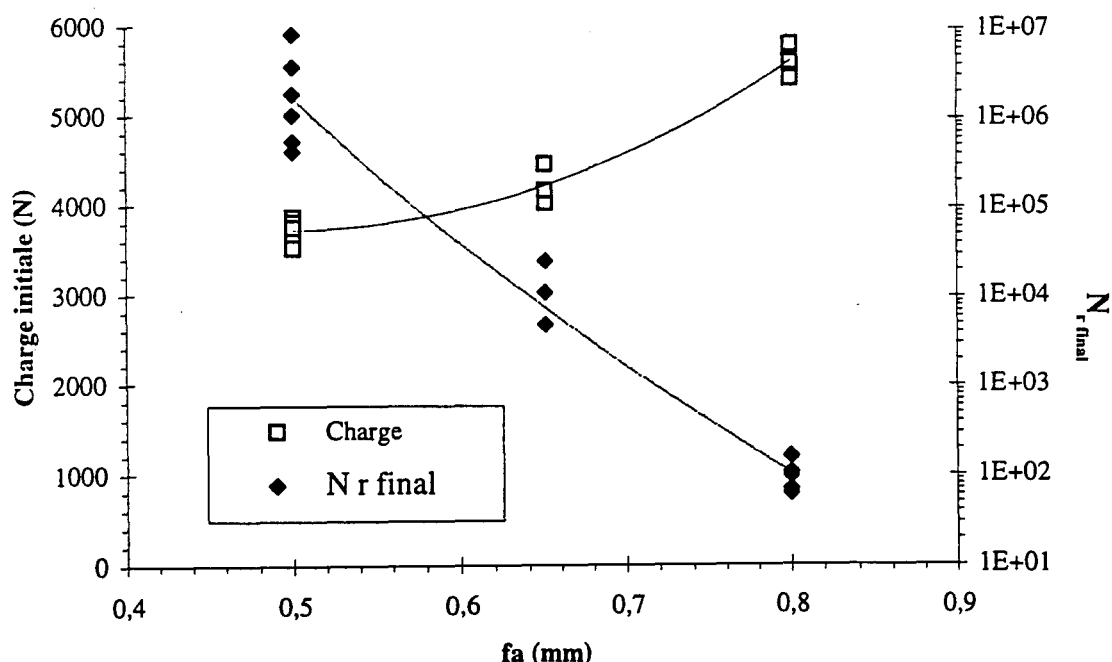


Figure II.33 : Evolution de $N_{r\ final}$ et de la charge initiale en fonction de l'amplitude de flèche

La figure II.34 définit la profondeur totale de matage en fonction de $N_{r \text{ final}}$. Les symboles utilisés ont la signification suivante : les carrés et losanges représentent les points expérimentaux profondeur de matage total - nombre de cycles à la défaillance, pour tous les essais réalisés sous $f_a = 0,8$ mm et 0,5 mm respectivement. Chaque point est repéré par un chiffre (de 1 à 5 pour les essais sous $f_a = 0,8$ mm, de 1 à 6 pour ceux sous $f_a = 0,5$ mm), repris pour repérer, par un trait horizontal, la valeur de la flèche minimale réelle relative à chaque essai. La profondeur totale moyenne de matage est de $0,119^{\pm 0,034}_{\pm 0,042}$ mm et $0,144^{\pm 0,025}_{\pm 0,015}$ mm pour les amplitudes de flèche de 0,5 mm et 0,8 mm respectivement. L'écart type calculé pour $f_a = 0,5$ mm est presque deux fois plus grand que celui de $f_a = 0,8$ mm (0,029 contre 0,015), montrant alors une dispersion de profondeur de matage d'autant plus importante que l'amplitude de flèche est faible.

Aucune formulation mathématique ne peut être trouvée pour relier la profondeur de matage au nombre de cycles à rupture, compte tenu de la dispersion des nombres de cycles à rupture relevés pour une même amplitude de flèche.

Les données de la profondeur totale de matage et de la flèche minimale relatives à un essai permettent d'affirmer la présence ou non de décollement de l'éprouvette des plots au cours du cyclage ou en fin d'essai (Figure II.34) : lorsque M_{total} reste inférieur à la flèche minimale réelle, il n'y a pas décollement de l'éprouvette au cours de l'essai ; en revanche, un décollement est observé dès que M_{total} dépasse la flèche minimale réelle. La flèche minimale réelle vue par l'éprouvette est alors nulle pendant un petit intervalle de temps à chaque cycle, ce qui correspond à un rapport de flèche R_f nul. Un tel décollement contribue à la décharge partielle de l'éprouvette.

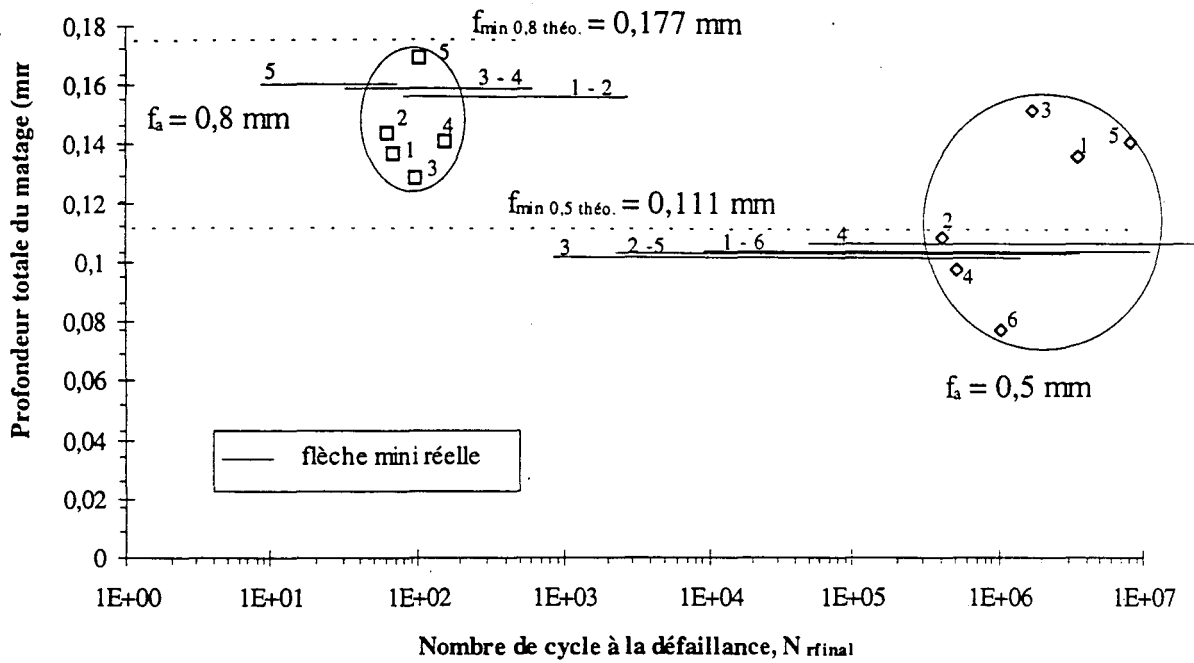


Figure II.34 : Evolution du matage total en fonction de $N_{r\text{ final}}$,
aux amplitudes de flèche de 0,5 et 0,8 mm

L'exploitation des fichiers .CMP (enregistrement d'un cycle complet sur 120 points) permet de définir l'instant où l'éprouvette commence à décoller d'une part, et de comparer l'évolution du matage, pour différentes amplitudes de flèches, à une même perte de rigidité.

La figure II.35 représente des cycles de charge enregistrés pour 2 essais sous les amplitudes de flèche de 0,5 et 0,8 mm respectivement, à 5 et 10% de perte de charge. Pour l'éprouvette T32, correspondant à $f_a = 0,5$ mm, les cycles de charge relevés sont à $3 \cdot 10^4$ et $2 \cdot 10^6$ cycles (début et milieu d'essai), alors que pour l'éprouvette T22 ($f_a = 0,8$ mm) ces cycles sont à 51 et 60 cycles (fin d'essai).

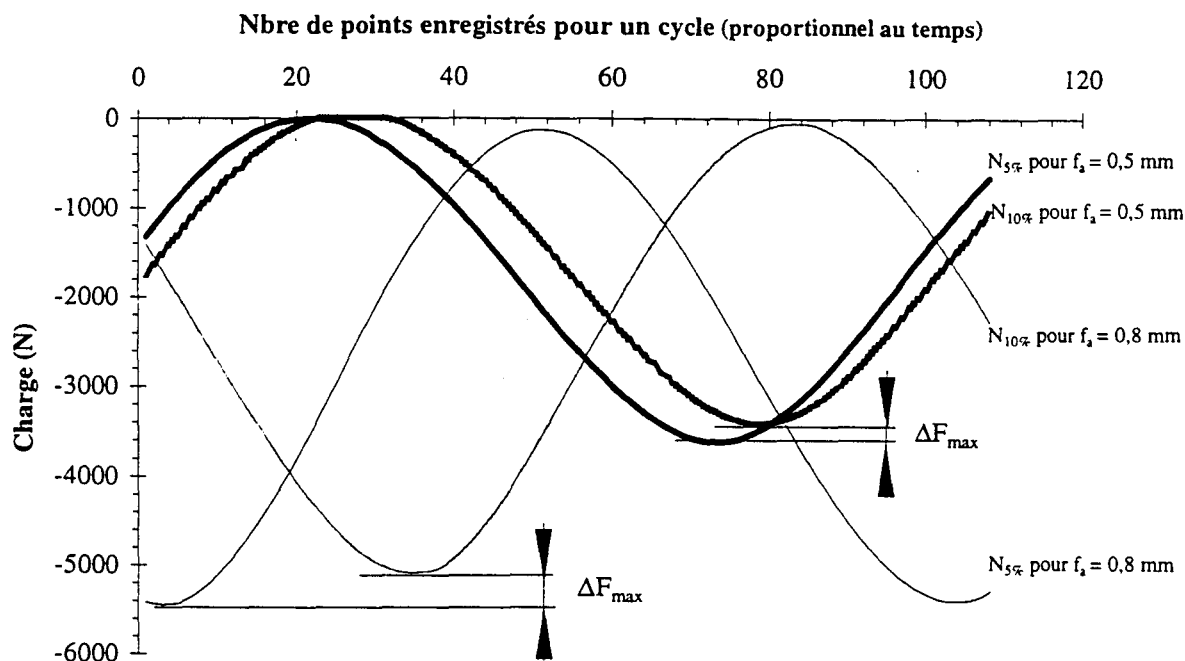


Figure II.35 : Courbes charge-nombre de points enregistrés pour 5 % et 10 % de perte de rigidité pour les amplitudes de flèche de 0,5 mm (T32) et 0,8 mm (T22)

On observe sur cette figure une diminution de la charge maximale (ΔF_{max}) entre $N_{5\%}$ et $N_{10\%}$. Elle résulte de la perte de rigidité du matériau par endommagement interne, mais aussi de l'apparition et de l'évolution du matage.

Une analyse plus approfondie de tels enregistrements montre que pour tous les essais sous l'amplitude de flèche de 0,5 mm, la charge minimale devient nulle vers la fin de la durée de vie de l'éprouvette (4 essais sur 6). En revanche, pour les amplitudes de flèche de 0,8 mm, il est rare que la charge minimale atteigne 0 kN (1 essai sur 5).

Afin de minimiser le matage, nous avons tenté de coller des talons en époxyde sur l'éprouvette au droit des différents plots, à l'aide d'une colle cyanoacrylate. Toutefois, cette solution ne s'est pas révélée satisfaisante : durant l'essai, l'interface talon/éprouvette se cisailait rapidement.

Conclusion

Pour les essais menés en flexion trois points avec cisaillement prépondérant, le matage est un endommagement macroscopique observé sur toutes les éprouvettes sollicitées, fissurées ou non. A la différence des auteurs comme Fiore [FIO88], Wang [WAN90] et Vauthier [VAU96] qui ont travaillé en flexion trois points avec appuis éloignés, le matage ne peut être passé sous silence dans notre cas, car les efforts exercés par les différents plots sont très importants.

Les mesures de profondeur de matage réalisées en fin d'essai ont montré que la profondeur de matage est plus importante pour les hauts niveaux d'amplitude de flèche, pourtant on observe un décollement de l'éprouvette pour les bas niveaux, lorsque la profondeur de matage est supérieure à la flèche minimale réelle appliquée à l'éprouvette. Dans la mesure où le matage conduit à une diminution de la flèche appliquée à l'éprouvette, il s'en suit une décharge progressive de l'éprouvette, et donc un moindre endommagement de celle-ci, c'est-à-dire une perte de rigidité moindre que ce qu'elle serait en l'absence de matage. Cependant, la perte de rigidité résulte de deux endommagements difficiles à découpler : le premier concerne la dégradation du matériau lors du cyclage, qui se manifeste par une perte de charge, correspondant à un endommagement de la structure ; le second concerne le matage, qui provoque une décharge de l'éprouvette, induisant une diminution de l'endommagement. Ces deux phénomènes jouent de manière antagoniste tout au long des essais de fatigue.

Le matage ne peut malheureusement être évité et nous devons "faire avec" dans cette étude. Nous verrons néanmoins plus loin (cf. § II.5.1) comment en tenir compte dans l'évaluation de la résistance à la fatigue.

II.4.1.7 Influence de la fréquence de sollicitation

Pabiot [PAB], Mandell [MAN82], Diboine et De Roo [DIB89] ont montré que lors d'essais de fatigue à long terme, effectués à une fréquence supérieure à 10 Hz sur composites verre/époxyde, une dégradation par "fusion" c'est-à-dire lorsque la température de transition vitreuse est atteinte, ou ramollissement du matériau au niveau des zones de contraintes maximales peut apparaître. Ceci résulte de la non dissipation de la chaleur dégagée dans le maté-

riau visqueux, qui entraîne une dégradation, et donc une réduction de sa durée de vie. Au dessous d'une fréquence de 10 Hz, le phénomène d'échauffement est considéré comme négligeable. Sims et Gladman [SIM82], pour leur part, estiment que la fréquence de sollicitation est bien choisie si elle n'entraîne pas une augmentation de température supérieure à 10 °C.

La variation de température de l'éprouvette au cours d'un essai à fréquence imposée est fonction des niveaux de sollicitation et du temps (ou du nombre de cycles appliqués). A priori, nous avons supposé que l'effet du temps est plus pénalisant que celui du niveau de contrainte. C'est pourquoi nous avons effectué des relevés de température sur deux éprouvettes sollicitées sous l'amplitude de flèche de 0,5 mm, qui ont eu des durées de vie respectives de $7,6 \cdot 10^6$ et $8 \cdot 10^3$ cycles, provenant sûrement des perçages. Afin de voir la variation de la température après fissuration de l'éprouvette, ce dernier essai a été arrêté à $6,2 \cdot 10^4$ cycles.

Un premier relevé de température, juste avant l'arrêt de l'essai, a été effectué par l'utilisateur à $7,6 \cdot 10^6$ cycles à l'aide d'une sonde de température digitale d'une précision de 0,1 °C. La température superficielle relevée sur la face supérieure de l'éprouvette, au droit du plot mobile, est de 25°C, alors que celle mesurée sur le corps du vérin, à 1 cm au dessous du plot mobile, est de 27,5 °C ; la température ambiante était de 20 °C. Cette échauffement de l'éprouvette résulte de l'échauffement de l'huile du circuit hydraulique au cours de l'essai, et de la conduction de la chaleur jusqu'à l'éprouvette.

Afin de connaître la température interne du matériau sollicité, nous avons procédé à un second relevé de température. Pour cela, deux trous non débouchants, de profondeur 3 mm et de diamètre 1,5 mm, ont été percés sur la face supérieure de l'éprouvette, à mi-distance du plot mobile et des plots fixes ; ceci permet de mesurer la température en un point du plan moyen de l'éprouvette, là où les contraintes de cisaillement sont maximales, et théoriquement les moins perturbées par les concentrations de contraintes de compression engendrées par les différents plots (cf. Annexe B). Un thermocouple relié à un convertisseur analogique/numérique de type Gultan WEST 3300 a permis de mesurer l'élévation de température, avec une précision de l'ordre du degré, pour l'essai sous $f_a = 0,5$ mm dont l'éprouvette a fissuré

à $8 \cdot 10^3$ cycles, dont il vient d'être question plus haut (essai arrêté à $6,2 \cdot 10^4$ cycles). La figure II.36 montre les relevés de température de part et d'autre du plot mobile.

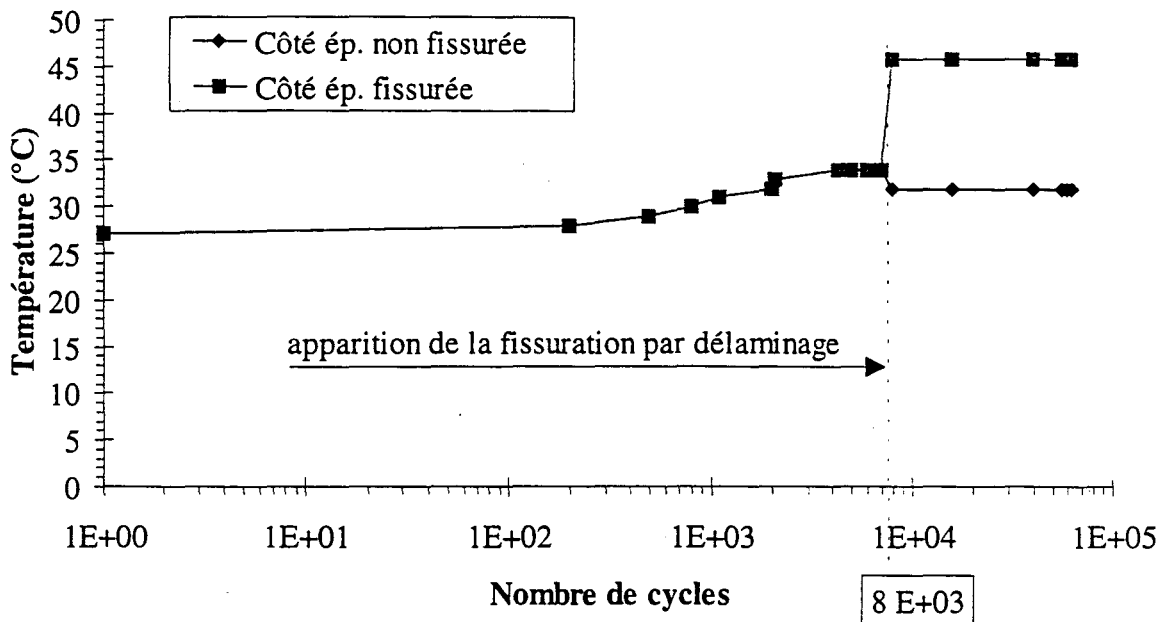


Figure II.36 : Evolution des températures de part et d'autre du plot mobile en fonction du nombre de cycles ($f_a = 0,5$ mm, essai T36)

La température initiale était de 28 °C. Elle augmente très légèrement et très régulièrement, jusqu'à atteindre 34 °C au $4 500^{\text{ème}}$ cycle. Au delà, la température reste constante tant qu'il n'y a pas fissuration de l'éprouvette. Mais dès que la fissuration apparaît unilatéralement, la température relevée du côté fissuré atteint 46 °C, tandis qu'elle diminue très légèrement du côté non fissuré ($- 2$ °C). Cette élévation s'explique par le frottement mutuel des parties supérieure et inférieure de l'éprouvette au cours du cyclage, du côté fissuré.

Conclusion

Une légère élévation de température des éprouvettes est observée pendant les essais de fatigue. La fréquence d'essai de 10 Hz adoptée ici conduit à une élévation de température de 6 °C, pour un essai sous $f_a = 0,5$ mm, considérée comme négligeable et ne perturbant pas le comportement des matériaux composites, puisqu'elle ne dépasse pas les 10 °C [SIM82].

II.4.2 Comportement en fatigue du matériau RM9

Rappelons que le but ici est de vérifier qu'un matériau verre/époxyde peut être considéré comme isotrope transverse vis-à-vis de son comportement en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant. Dans ce but, le matériau RM9 a été sollicité dans le plan 13 d'une part (configuration que nous appellerons RM9-13), et dans le plan 12 d'autre part (configuration RM9-12) (cf. Figure II.6 p. II.5)[INO97].

II.4.2.1 Résultats des essais de fatigue

Pour les 2 configurations, les essais ont été effectués à l'aide d'une nouvelle version du logiciel de pilotage ESH. Entre autre, la fonction "inner limit" permet de définir un intervalle, dans lequel devra rester l'amplitude de flèche. Cela permet de rattraper une amplitude de flèche à peu près constante et très proche de la consigne.

Une campagne de 13 essais pour la configuration RM9-12 et 17 essais pour la configuration RM9-13 a été menée pour les 4 mêmes niveaux d'amplitudes de flèche, à raison de 3 ou 4 essais par niveau. Les résultats de tous ces essais sont rapportés dans les tableaux II.9 et II.10, à savoir le numéro de l'essai, l'amplitude de flèche imposée f_a , la flèche moyenne f_{moy} , le nombre de cycles à rupture $N_{r\ final}$, le pourcentage de perte de charge, et s'il y a eu fissuration interlaminaire, le sens de propagation de celle-ci (D ou G, cf. Figure II.10 § II.4.1.2), ou la mention NF s'il n'y a pas eu fissuration.

N° ép.	f_a (mm) $R_f = 0,1$	f_{moy} (mm)	$N_{r\ final}$	% de perte de charge	$N_{10\%}$	Remarques
R4	0,50	0,611	1 810 892*	18,51	886 000	NF
R5	0,50	0,611	3 919 705*	23,66	1 797 000	NF
R6	0,50	0,611	2 106 373*	21,47	996 000	NF
R7	0,49	0,608	6 040 001*	14,94	2 140 001	NF
R3	0,60	0,733	738 110*	7,24	738 110	NF
R8	0,60	0,733	1 173	17,27	869	D
R9	0,60	0,733	4 080	27,00	2 531	D
R2	0,70	0,855	308	19,21	308	D

R10	0,70	0,855	482	19,35	259	G
R11	0,70	0,855	1 997	17,40	1 070	G
R1	0,83	1,020	2 918	65,00	162	G
R12	0,80	0,977	111	25,71	93	D
R13	0,80	0,977	120	23,41	106	D

* : *essai interrompu avant la défaillance*

Tableau II.9 : Résultats des essais de fatigue sur le composite RM9 dans la configuration RM9-12

N° ép.	f_a (mm) $R_f = 0,1$	f_{moy} (mm)	N_r final	% de perte de charge	$N_{10\%}$	Remarques
A16	0,50	0,611	628 742	13,60	200 000	D
A18	0,50	0,611	135 641	5,70	135 001	G
A14	0,50	0,611	384 928	10,30	383 000	D
A13	0,49	0,608	1 486 992	/	400 000	NF
A12	0,60	0,733	4 087	14,20	3 250	D
A11	0,60	0,733	2 272	12,40	1 780	D
A10	0,60	0,733	10 828	11,80	6 240	G
A9	0,60	0,733	1 440	18,00	958	NF
A8	0,70	0,855	151	19,70	85	G
A7	0,70	0,855	100	24,90	39	G
A6	0,70	0,855	129	21,00	61	D
A5	0,70	0,855	108	19,20	77	G
A19	0,80	0,977	16	13,10	11	D
A4	0,81	0,989	22	19,20	12	D
A3	0,83	1,014	21	16,80	8	D
A2	0,804	0,982	26	15,60	20	G
A1	0,80	0,977	402	14,10	353	G

* : *essai interrompu avant la défaillance*

Tableau II.10 : Résultats des essais de fatigue sur le composite RM9 dans la configuration RM9-13

La figure II.37 donne les évolutions de la charge maximale en fonction du nombre de cycles pour les configurations RM9-12 et RM9-13. Pour chacune des 4 amplitudes de flèche adoptées*, un seul essai est présenté. La totalité des courbes peut être consultée en annexe C.

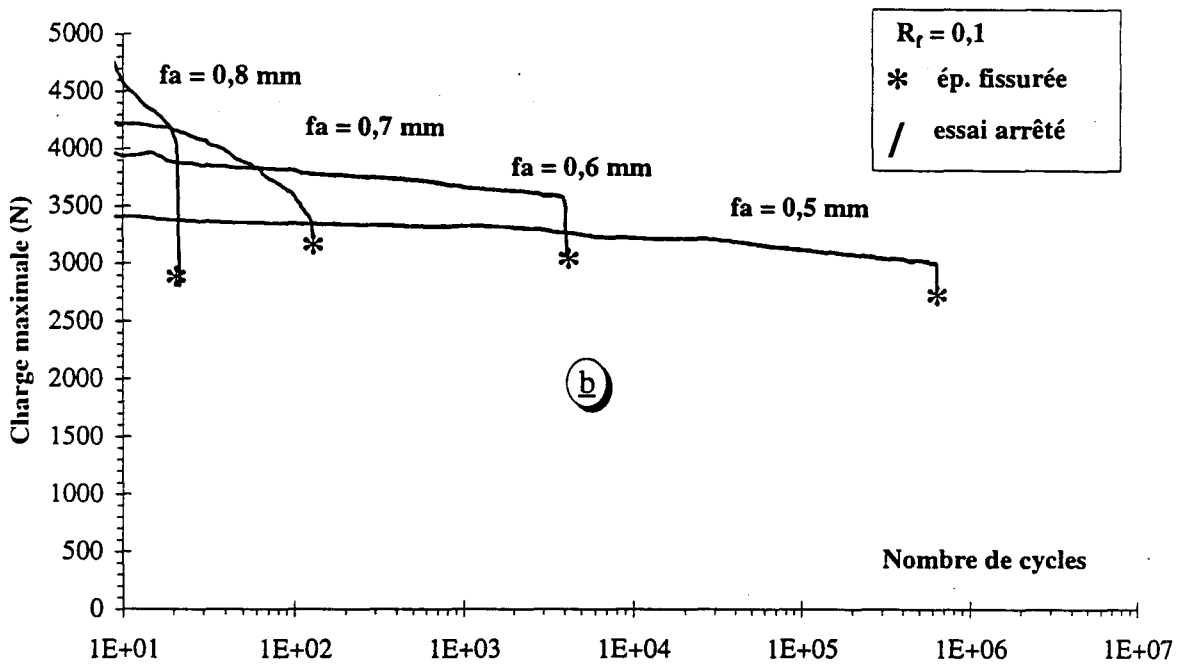
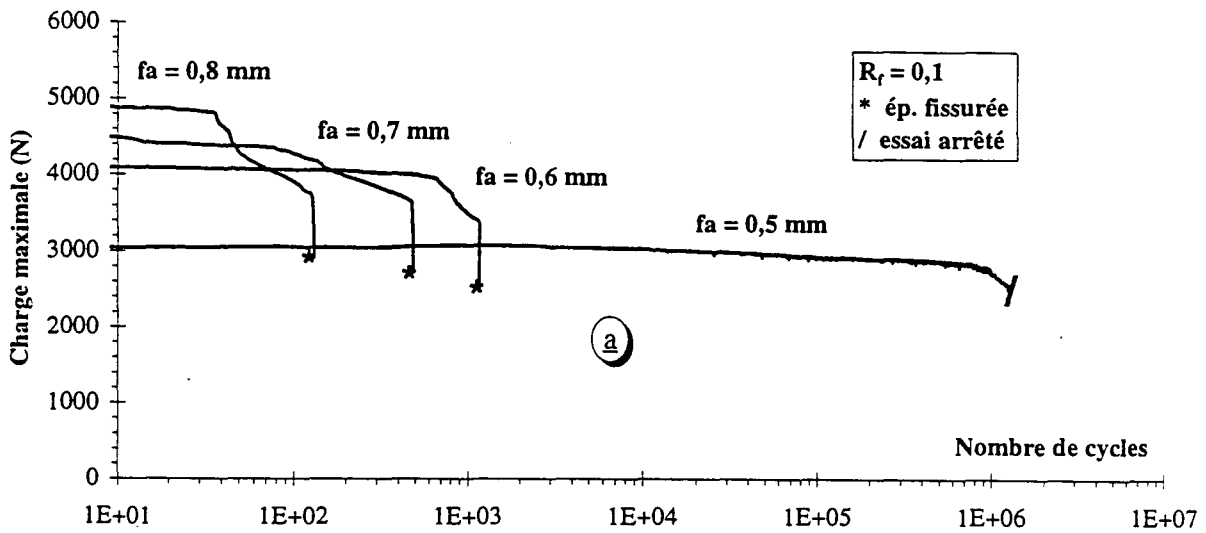


Figure II.37 : Evolutions de la charge maximale au cours du cyclage :

a : configuration RM9-12, b : configuration RM9-13

* On notera qu'ici, contrairement aux essais sur le matériau EM10, les flèches imposées sont quasiment égales aux flèches visées, grâce à la fonction "inner limit" du logiciel de pilotage de la machine ESH.

Pour les 2 configurations RM9-12 et RM9-13, pour une amplitude de flèche supérieure ou égale à 0,6 mm, les courbes charge maximale - nombre de cycles en diagramme semi - logarithmique présentent 3 phases, et 2 seulement à faible flèche imposée (cf. Figure II.38, attention on raisonne en diagramme semi - logarithmique) :

- au début du cyclage, la charge diminue avec une faible pente, sans qu'aucun endommagement ne soit observable à l'œil,
- dans une seconde phase, la charge diminue avec une pente d'autant plus importante que la flèche imposée est élevée ; cette phase n'existe pas aux niveaux $f_a = 0,5$ mm pour les deux configurations et $f_a = 0,6$ mm pour la configuration RM9-13 compte tenu de la dégradation progressive en charge au cours du temps ; néanmoins cette phase ne s'accompagne toujours pas d'un endommagement macroscopique observable à l'œil,
- enfin dans la troisième phase, le délaminage apparaît de façon soudaine près du plot mobile dans le plan moyen de l'éprouvette, pour se propager vers l'une des extrémités de l'éprouvette ; dans les deux configurations, le délaminage entraîne une perte de charge brutale.

La figure II.38 exprime les mêmes évolutions de la charge maximale en pourcentage de perte de charge en fonction du nombre de cycles. L'intérêt de ces courbes est de montrer que le critère de 10 % de perte de charge, choisi pour définir la durée de vie à la défaillance pour le matériau EM10, se situe bien avant la rupture de l'éprouvette par délaminage dans les deux configurations pour le matériau RM9. Ce matériau manifeste en effet un endommagement progressif qui se poursuit nettement au delà de 10% de perte de charge, pour se rompre plutôt vers 20% de perte de charge dans la configuration RM9-12, et dans la configuration RM9-13, vers 12% pour des amplitude de flèche 0,5-0,6 mm, et 20% pour 0,7-0,8 mm respectivement. L'utilisation du critère de durée de vie à 10 % de perte de charge est néanmoins ici encore retenu afin de rester cohérents avec les résultats sur le composite EM10.

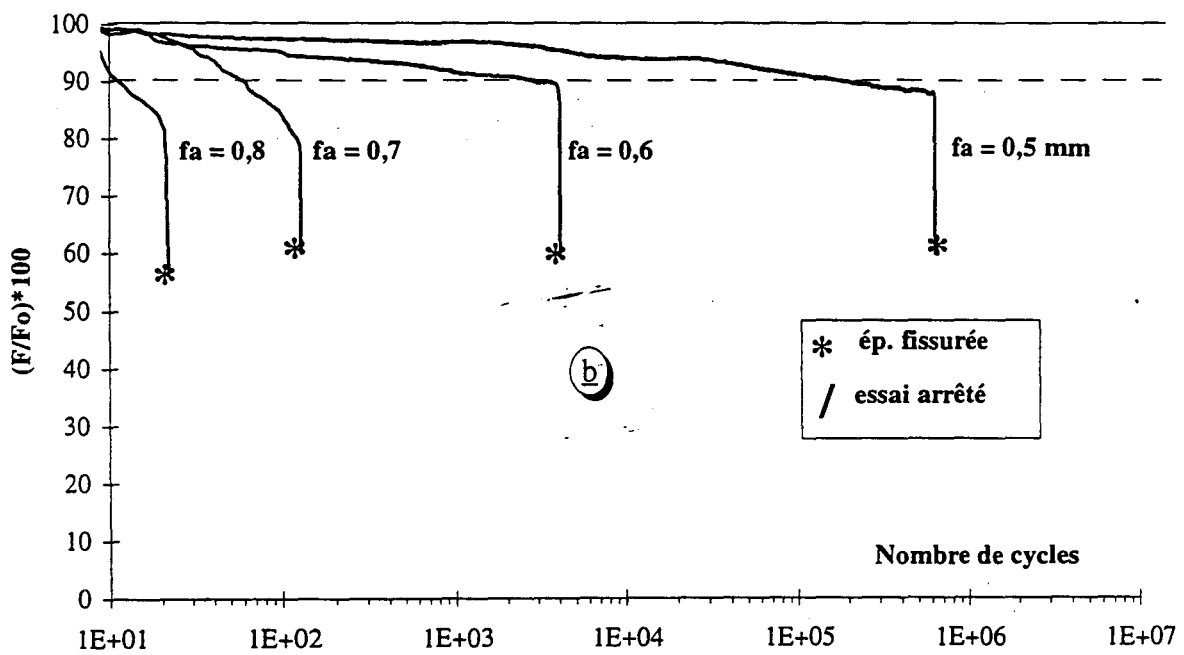
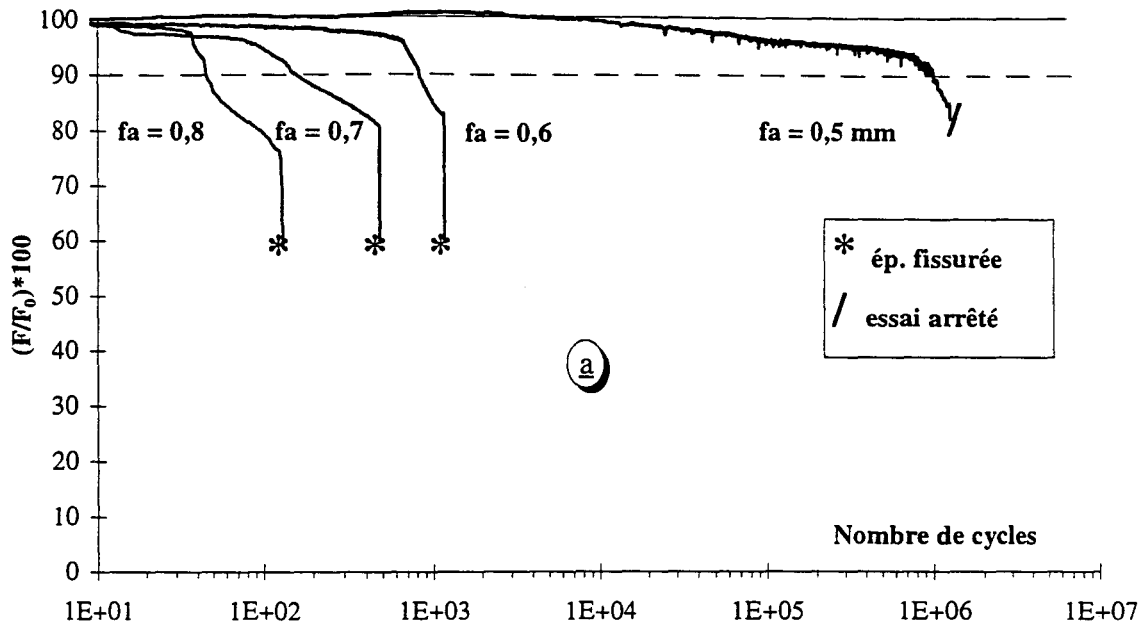


Figure II.38 : Evolution du pourcentage de perte de charge au cours du cyclage pour quatre niveaux d'amplitude de flèche : **a** : configuration RM9-12, **b** : configuration RM9-13

II.4.2.2 Courbes de résistance à la fatigue ou Pseudo-courbes de Wöhler

Malgré le relativement faible nombre d'essais réalisés, une pseudo-courbe de Wöhler a été tracée pour chaque configuration à partir des résultats expérimentaux, utilisant le critère de durée de vie à 10% de perte de charge (Figure II.39). Les équations des droites de résistance à la fatigue obtenues par la méthode des moindres carrés en diagramme semi-logarithmique sur les éprouvettes rompues sont définies par :

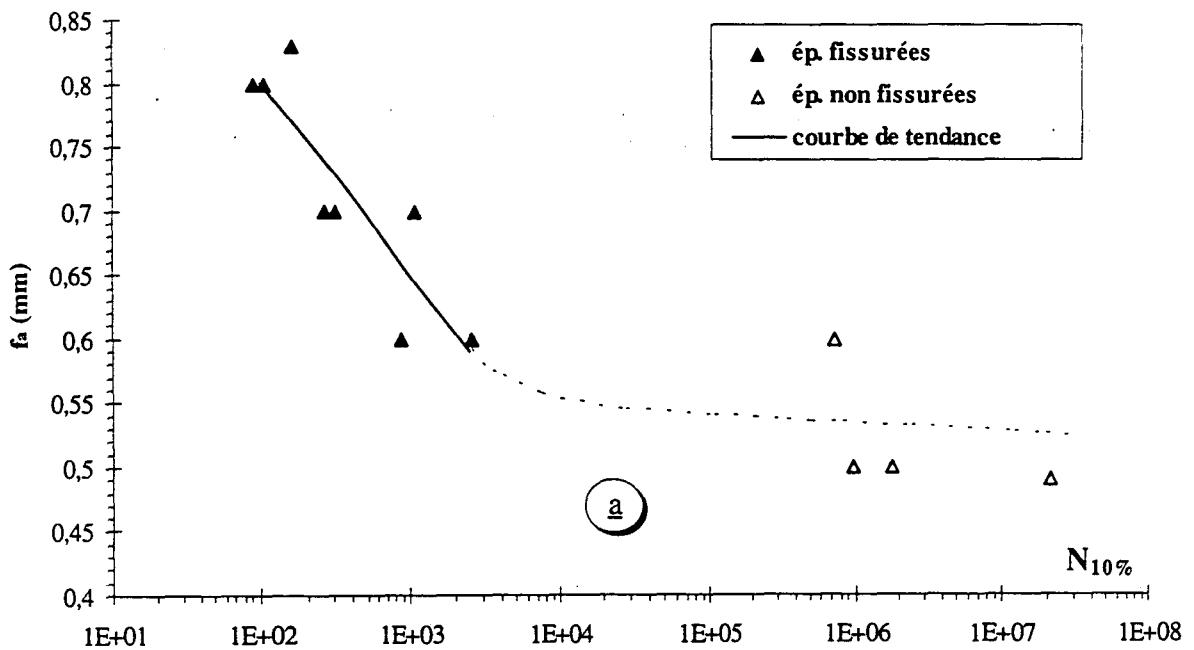
$$f_a = 1,102 - 0,0645 \cdot \text{Log}N_{10\%} \quad (\text{II.6}) \quad \text{pour la configuration RM9-12}$$

$$f_a = 0,8371 - 0,0284 \cdot \text{Log}N_{10\%} \quad (\text{II.7}) \quad \text{pour la configuration RM9-13}$$

ou en terme de déformation maximale :

$$\varepsilon_{\text{Max}} = 4,353 - 0,2586 \cdot \text{Log}N_{10\%} \quad (\text{II.8}) \quad \text{pour la configuration RM9-12}$$

$$\varepsilon_{\text{Max}} = 3,30 - 0,1122 \cdot \text{Log}N_{10\%} \quad (\text{II.9}) \quad \text{pour la configuration RM9-13}$$



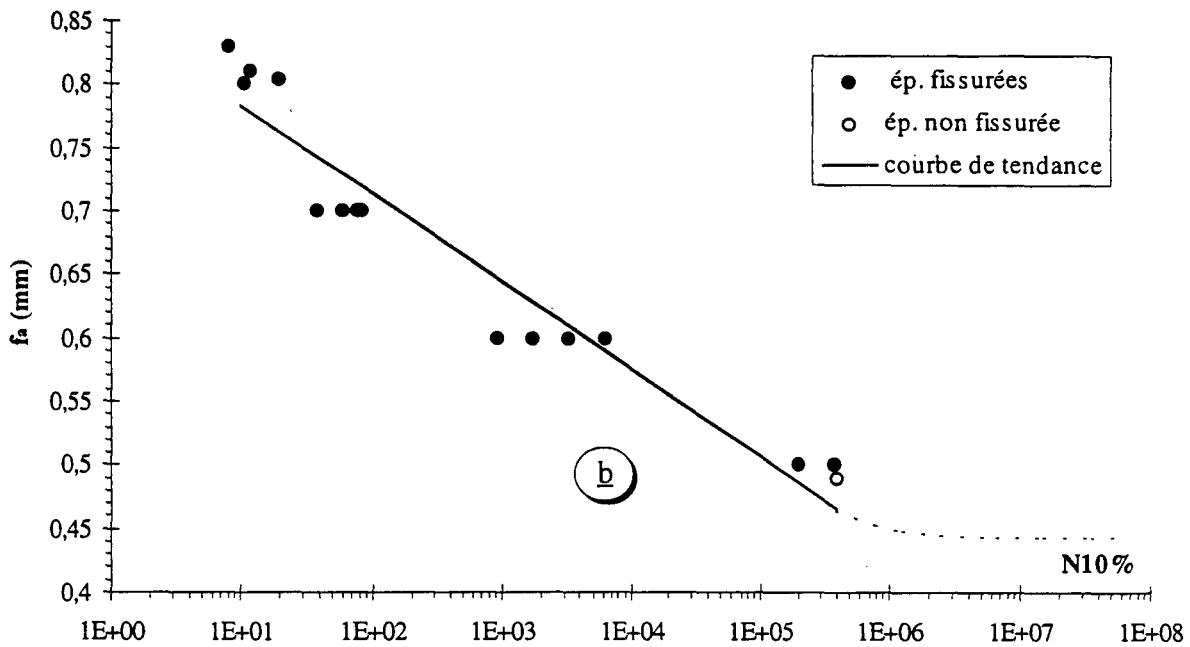


Figure II.39 : Pseudo-courbes de Wöhler : a : configuration RM9-12 ; b : configuration RM9-13

Le tracé des pseudo-courbes de Wöhler a été effectué, mais en raison du faible nombre d'essais, les dépouillements statistiques de type Weibull n'ont pas été entrepris.

II.4.2.3 Endommagement et faciès de rupture

Les types de faciès de rupture observés sur les éprouvettes rompues dans les configurations RM9-12 et RM-13 sont des dents de scie, des fibres rompues dans le sens longitudinal et/ou transversal, des stries en forme de demi-ellipses dans les lits de fibres et des débris de fibres et/ou de matrice. Quelques différences sont néanmoins observées entre le matériau EM10 et la configuration RM9-13 d'une part, et entre les configurations RM9-13 et RM9-12 d'autre part. Elles seront discutées aux § II.5.2. et II.5.3 respectivement.

Macroscopiquement, on observe des traces de matage dans les deux configurations. Leur comparaison est reportée au § II.5.3.

II.5. DISCUSSION ET INTERPRETATION DES RESULTATS DE FATIGUE

II.5.1 Pseudo-courbe de Wöhler du matériau EM10 - Tracé "approché"

La pseudo-courbe de Wöhler amplitude de déformation - nombre de cycles à rupture $N_{10\%}$ du matériau EM10 a été tracée à partir des essais expérimentaux au § II.4.1.2. Nous nous proposons d'en définir ici un tracé "approché" inspiré des travaux de Fournier [FOU92] menés sur un composite unidirectionnel verre/époxyde sollicité en fatigue par flexion trois points avec flexion prépondérante, à flèche imposée. Celui-ci propose de modéliser la pseudo-courbe de Wöhler ϵ_{\max} - $N_{10\%}$ entre 10^3 et 10^7 cycles par la relation de Wöhler :

$$\epsilon_{\max} = A - B \cdot \text{Log}(N_{10}) \quad (\text{II.10})$$

où ϵ_{\max} = déformation maximale appliquée exprimée en %

et A et B sont définis par :

$$A = \epsilon_0 + \frac{2,3}{\alpha} * \text{Log}(N_{10})_{\epsilon_0} \quad (\text{II.11})$$

$$B = \frac{2,3}{\alpha} \quad (\text{II.12})$$

avec ϵ_0 = niveau maximum de déformation le plus faible appliqué en fatigue

α = constante caractéristique du matériau

N_{10} = Nombre de cycles à 10% de perte de charge

Fournier montre par ailleurs que A et B sont caractéristiques du composite, des cycles de cuisson et post-cuisson et de la fraction volumique de fibres de verre, et liés par une relation linéaire, en première approximation indépendante des constituants du matériau et des conditions de sollicitation (R_f , L/h , fréquence ...), mais fonction du procédé d'élaboration (cf. § I.4.1.2).

L'intérêt de son approche est de permettre la prédiction de durée de vie d'un composite à partir d'un nombre relativement réduit d'essais de fatigue.

La relation de Wöhler (II.10) et les relations (II.11) et (II.12) découlent de la définition suivante de l'endommagement :

$$D = \frac{F - F_0}{F_0} \quad (\text{II.13})$$

de la variation linéaire décroissante de l'endommagement avec le nombre de cycles, qui évolue ici entre 1 cycle et $8 \cdot 10^6$ cycles, observée expérimentalement :

$$\frac{dD}{dN} = \left[\frac{dF/F_0}{dN} \right]_{\epsilon} = \left[\frac{0,1}{N_{10\%}} \right]_{\epsilon} \quad (\text{II.14})$$

et enfin de la variation exponentielle de la vitesse d'endommagement avec la vitesse de déformation, également observée expérimentalement [REI87] :

$$\left[\frac{dF/F_0}{dN} \right]_{\epsilon} = \left[\frac{dF/F_0}{dN} \right]_{\epsilon_0} \cdot \exp[\alpha(\epsilon - \epsilon_0)] \quad (\text{II.15})$$

$$\text{ou en posant } \left[\frac{dF/F_0}{dN} \right]_{\epsilon} = a_{\epsilon} \text{ et } \left[\frac{dF/F_0}{dN} \right]_{\epsilon_0} = a_{\epsilon_0}$$

L'équation (II.15) devient alors :

$$a_{\epsilon} = a_{\epsilon_0} \cdot \exp[\alpha(\epsilon - \epsilon_0)] \quad (\text{II.15})$$

Pour les différents essais de fatigue effectués sur le matériau EM10, nous avons tracé et analysé les courbes de perte de charge au cours du cyclage (diagramme linéaire). Toutes les courbes obtenues ont la forme de celle présentée à la figure II.40, sur laquelle on observe :

- a) une perte de charge relative très rapide (courbe quasiment verticale) en tout début du cyclage (du point ① au point ②), associée au matage de l'éprouvette sous les plots fixes et mobile,
- b) une chute de charge relative quasiment linéaire en fonction du nombre de cycles appliqués (du point ② au point ③),
- c) une chute de charge brutale au delà du point ③, correspondant à l'apparition et à la propagation brutale d'une fissure interlaminaire, caractéristique de la défaillance du matériau.

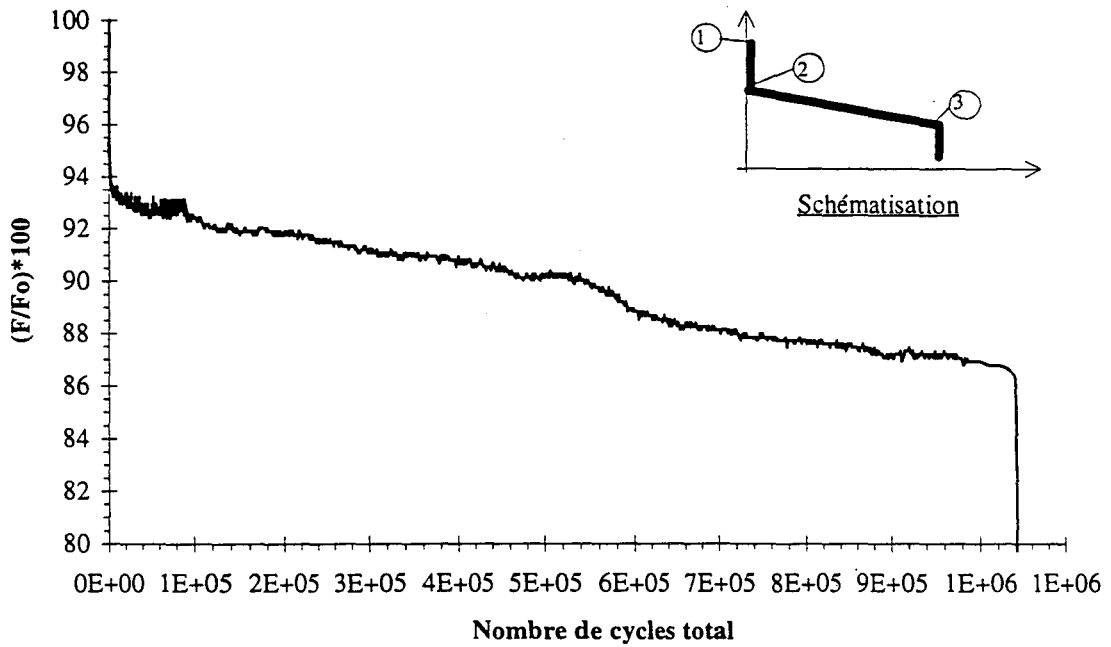


Figure II.40 : Courbe typique de perte de charge au cours du cyclage exprimée dans un diagramme linéaire, pour $f_a = 0,5$ mm (essai T31)

L'association de la chute de charge initiale (de ① à ②) au phénomène de matage est confirmée par la figure II.41 qui représente, au début du cyclage sous $f_a = 0,5$ mm, la courbe de perte de charge superposée à celle de variation de la flèche minimale réelle. On distingue bien un premier domaine de pente relativement importante de ces deux courbes, suivi d'une stabilisation de la flèche minimale correspondant à une variation quasiment linéaire de la perte de charge relative.

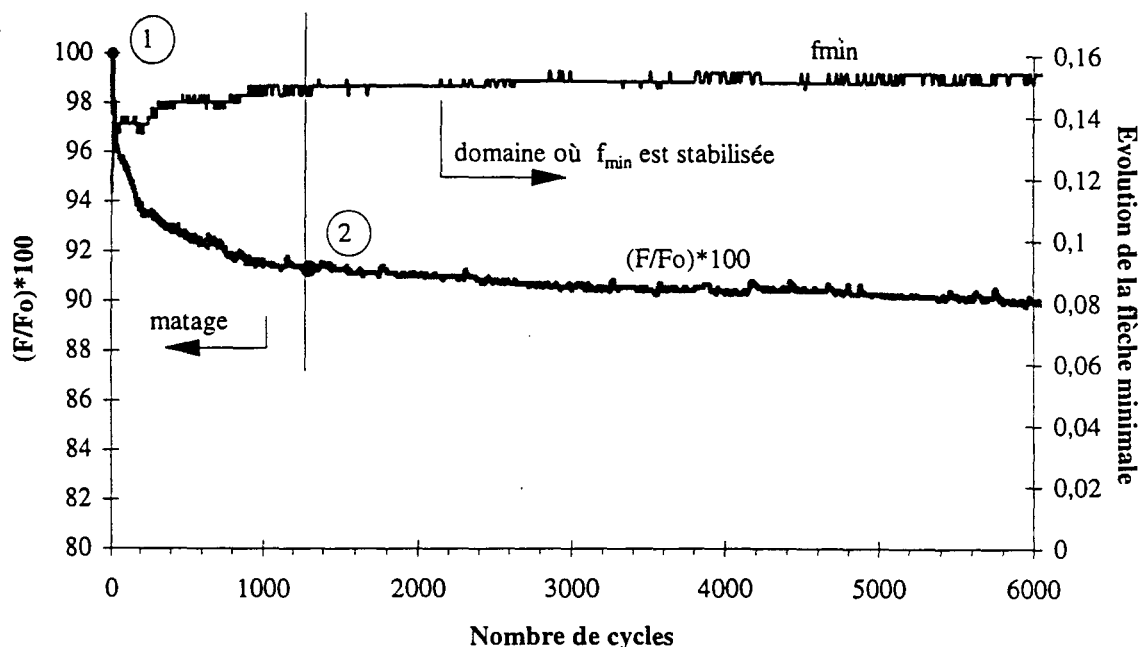


Figure II.41 : Courbes perte de charge relative et flèche minimale réelle en fonction du nombre de cycles, pour $f_a = 0,5$ mm (essai T30)

Le tableau II.11 définit, pour tous les essais réalisés sur le matériau EM10, l'ordre de grandeur de la durée de la 1^{ère} phase de matage intense, en pourcentage de la durée de vie totale $N_{r\ final}$, pour les différentes amplitudes de flèche visées.

f_a (mm)	0,5	0,6	0,7	0,8
% / $N_{r\ final}$	$\leq 0,5$ %	≈ 2 %	≈ 4 %	entre 7 % et 15 %

Tableau II.11 : Durées du matage en pourcentage de $N_{r\ final}$

Ce tableau montre que la perte de charge correspondant au matage se produit dans le plus mauvais cas ($f_a = 0,8$ mm) pendant les premiers 15 % de $N_{r\ final}$. Nous admettrons alors qu'en fait, l'éprouvette est sollicitée sous une flèche imposée correspondant non pas à la charge initiale associée au point ①, mais à la charge associée au point ②. Nous définissons alors, dans le tableau II.12, les charges aux points ② et ③ en pourcentage de la charge initiale correspondant au point ①. Mais la charge au point ② est celle réellement supportée par le matériau durant la plus grande partie de la durée de vie ; elle sera appelée la charge initiale effective ②, et sera prise comme référence pour définir les pertes de charge ultérieures et leur

pente a (Figure II.42.b). On trouvera alors dans le tableau II.12 la définition du point ③ en pourcentage de la charge initiale effective ② (Figure II.42).

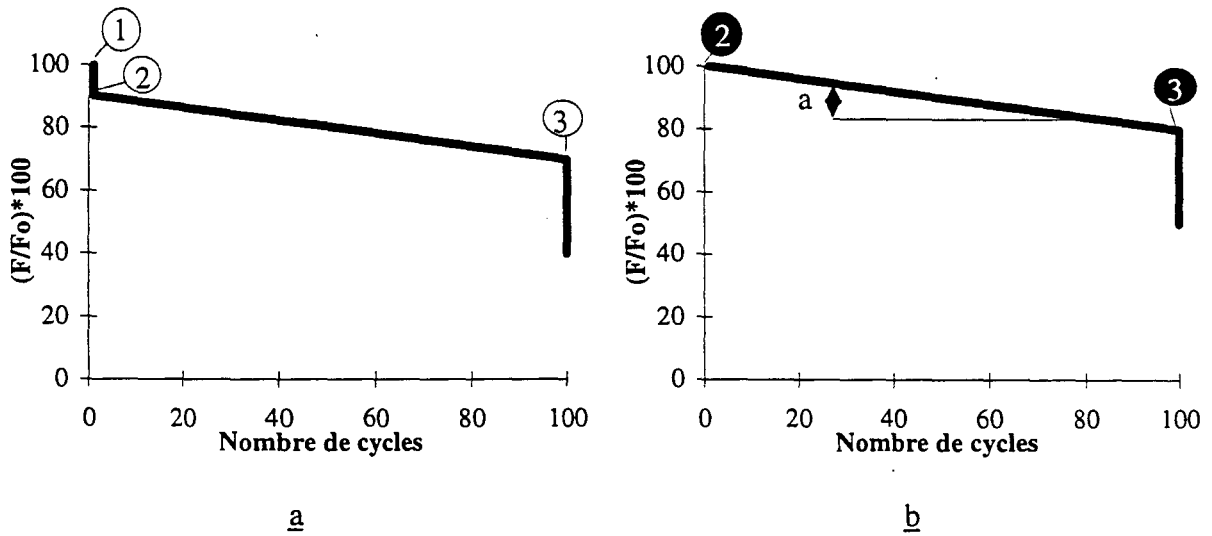


Figure II.42 : Schématisation de la perte de charge au cours du cyclage sur une échelle linéaire : a - sans prise en compte du matage ; b - avec prise en compte du matage

N° ép.	f _a (mm)	ε _{max} (%)		(F/F ₀)*100 (F ₀ charge initiale réelle)		(F/F ₀)*100 (F ₀ charge initiale effective)		② - ③	Pente a	N _{10%} de ③
		R _f = 0,1	R _f = 0,1	②	③	②	③			
T5	0,455	1,797	96,5 %	94 %	100 %	97,4 %	2,6%	-1,45 e-6	1 780 000	
T29	0,474	1,872	92 %	90 % *	100 %	97,8 %	2,2 %	-1,48 e-6 (*)	1 880 000	
T30	0,476	1,880	91 %	88 %	100 %	96,7 %	3,3%	-9,59 e-6	519 000	
T31	0,467	1,845	93,5 %	87 %	100 %	93 %	7,0 %	-7,24 e-6	1 040 000	
T32	0,467	1,845	93 %	80 % *	100 %	86 %	14 %	-1,88 e-6 (*)	6 900 000	
T33	0,461	1,821	91 %	85 % *	100 %	93,4 %	6,6 %	-8,24 e-7	8 190 000	
T6	0,498	1,967	96 %	91 %	100 %	94,8 %	5,2 %	-7,44 e-5	76 601	
T7	0,500	1,975	97 %	81 %	100 %	83,5 %	16,5 %	-1,755 e-5	566 000	
T8	0,503	1,987	98,5 %	85 %	100 %	86,3 %	13,7 %	-3,47 e-6	3 120 000	
T12	0,513	2,026	97 %	87 % *	100 %	89,7 %	10,3 %	-1,74 e-7	5 941 501	
T3	0,542	2,141	96,5 %	93 %	100 %	96,4 %	3,6 %	-7,40 e-4	5 030	
T9	0,551	2,177	96 %	93 %	100 %	96,9 %	3,1 %	-5,21 e-4	18 601	
T10	0,554	2,188	96 %	92 %	100 %	95,8 %	4,2 %	-3,65 e-4	15 301	
T11	0,549	2,169	97 %	96 %	100 %	98,9 %	1,1 %	-6,13 e-5	19 501	
T13	0,589	2,327	96,5 %	93,5 %	100 %	96,9 %	3,1 %	-1,38 e-3	4 710	
T14	0,589	2,327	92 %	88,5 %	100 %	96,2 %	3,8 %	-1,59 e-4	24 401	

T15	0,578	2,283	94 %	92 %	100 %	97,9 %	2,1 %	-2,26 e-4	10 800
T19	0,635	2,501	97 %	90 %	100 %	92,8 %	7,2 %	-4,01 e-4	1 930
T20	0,637	2,516	97,5 %	91 %	100 %	93,3 %	6,7 %	-5,38 e-3	1 380
T21	0,635	2,508	98,5 %	94 %	100 %	95,5 %	4,5 %	-5,38 e-3	1 000
T27	0,638	2,520	99 %	91%	100 %	92 %	8 %	-5,554 e-3	1 600
T28	0,636	2,512	98 %	90 %	100 %	92,8 %	7,2 %	-5,105 e-2	1 730
T22	0,718	2,836	98 %	95 %	100 %	96,9 %	3,1 %	-6,37 e-2	60
T23	0,723	2,856	99 %	88 %	100 %	88,9 %	11,1 %	-1,07 e-1	98
T24	0,721	2,848	97,5 %	94,5	100 %	96,9 %	3,1 %	-2,44 e-2	157
T25	0,721	2,848	98 %	96,5 %	100 %	98,5 %	1,5 %	-2,13 e-2	90
T26	0,718	2,836	98 %	97%	100 %	99 %	1 %	-3,40 e-2	64

(*) : valeur prise au moment où l'essai a été stoppé, éprouvette non fissurée

Tableau II.12 : Caractéristiques des courbes de pourcentage de perte de charge au cours du cyclage pour les différents essais effectués sur le matériau EM10 (cf. figure II.42 pour la définition des différents paramètres)

Le coefficient α de sensibilité à la vitesse de déformation (les essais étant effectués à fréquence constante sous différentes amplitudes de flèche, donc à des vitesses de déformation

maximale différentes) est défini par la pente de la droite $\ln \left[\frac{(a)_{\epsilon_{\max}}}{(a)_{\bar{\epsilon}_0}} \right]$ en fonction de

$(\epsilon_{\max} - \bar{\epsilon}_0)$, où $\bar{\epsilon}_0$ représente la valeur moyenne de la déformation maximale pour le plus faible niveau de sollicitation ($f_a = 0,5$ mm) et vaut 1,845 %. Cette droite est obtenue par régression linéaire à partir des points expérimentaux de la figure II.43.

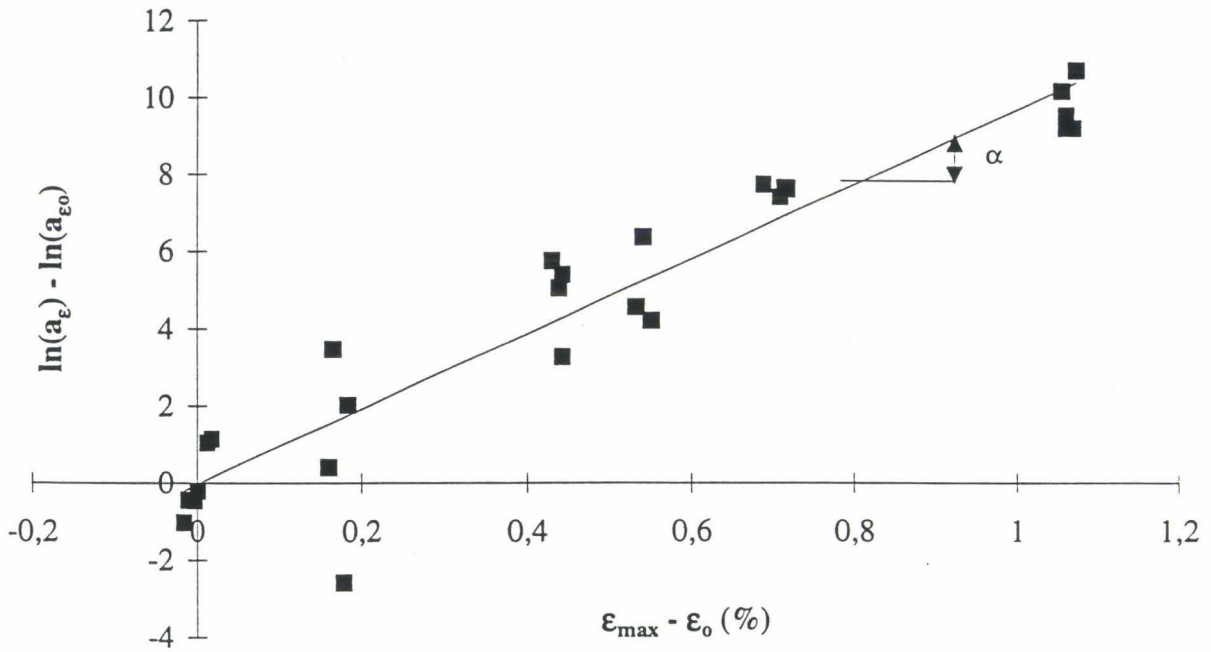


Figure II.43 : Détermination du coefficient α

On obtient :

$$\alpha = 9,78$$

soit
$$B = \frac{2,3}{\alpha} \approx 0,24$$

et
$$A = \bar{\epsilon}_0 + B \cdot \text{Log}(N_{10})_{\bar{\epsilon}_0} = 3,38$$

où $(N_{10})_{\bar{\epsilon}_0}$ est la moyenne des nombre de cycles à 10 % de perte de charge au plus faible niveau de déformation maximale (dernière colonne du tableau II.12), ce nombre de cycles correspondant le plus souvent à la défaillance (cf. § II.4.3.1).

La loi de résistance à la fatigue s'écrit alors :

$$\epsilon_{\max} = 3,38 - 0,24 \cdot \text{Log}(N_{10})$$

La figure II.44 compare la pseudo-courbe de Wöhler ainsi obtenue à la pseudo-courbe de Wöhler obtenue expérimentalement.

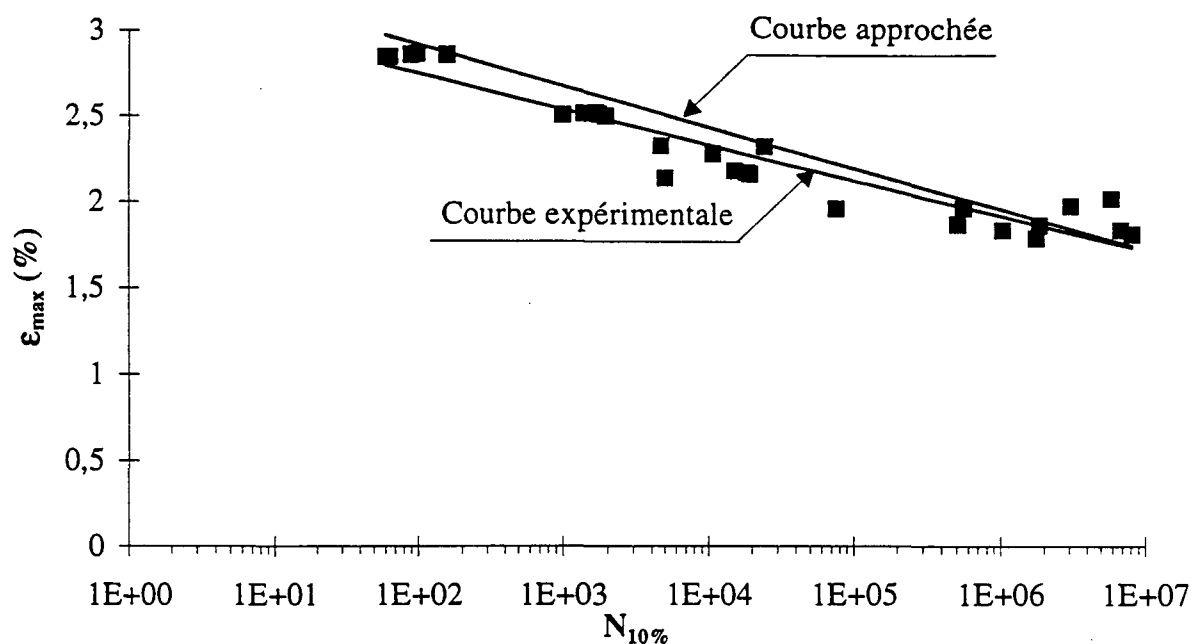


Figure II.44 : Comparaison entre la pseudo-courbe de Wöhler expérimentale et son tracé "approché"

On observe à l'œil que la courbe "approchée" est très voisine de la courbe expérimentale et se situe bien dans la bande de dispersion expérimentale.

Nous avons défini également un tracé "approché" utilisant cette fois comme référence les déformations maximales les plus fortes (correspondant à $\epsilon_{\max} = 2,85 \%$ ou $f_a = 0,8 \text{ mm}$).

On obtient alors :

$$\epsilon_{\max} = 3,38 - 0,24 \cdot \text{Log}(N_{10}) \text{ avec pour référence la plus petite déformation maximale,}$$

$$\epsilon_{\max} = 3,31 - 0,24 \cdot \text{Log}(N_{10}) \text{ avec pour référence la plus grande déformation maximale.}$$

La figure II.45 compare les courbes "approchées" obtenues dans les deux cas. On observe qu'elles sont parallèles (α est le même) et à peine décalées suivant l'axe des déformations. La courbe "approchée" peut donc sans problème être définie à partir d'un niveau quelconque de déformation appliquée.

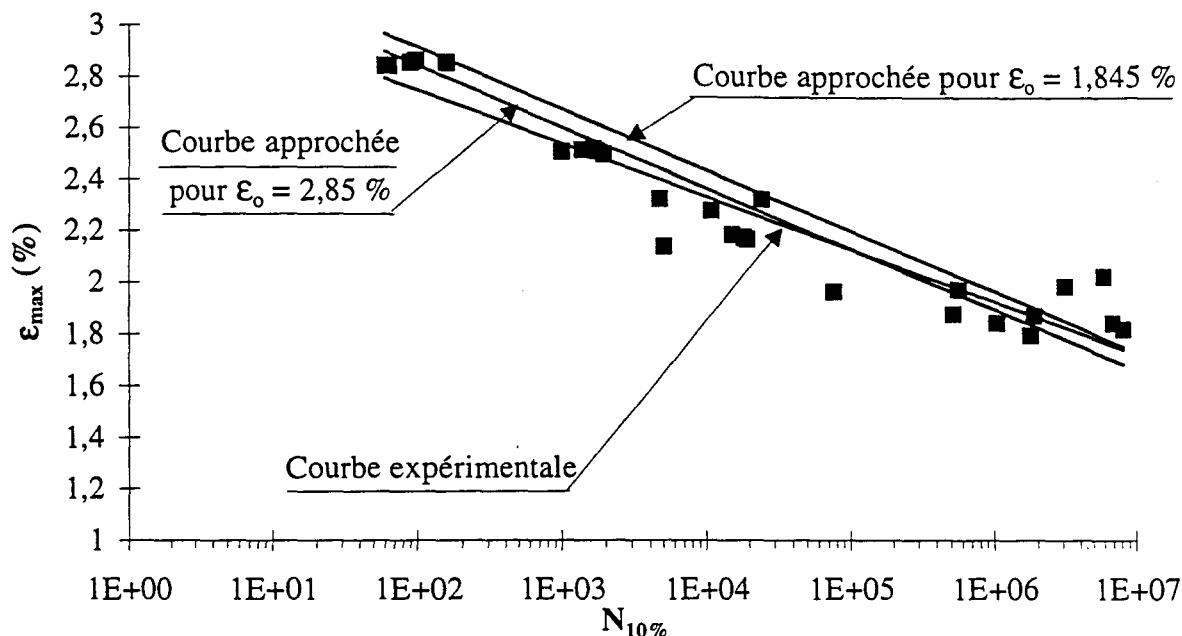


Figure II.45 : Superposition des courbes théoriques pour des déformations maximales de référence extrêmes

La bonne concordance entre le tracé expérimental et le tracé approché nous permet de situer le point correspondant aux valeurs de A et B dans le diagramme proposé par Müller [MÜL90]. On observe que ce point se situe dans le nuage de points correspondant aux éprouvettes élaborées à partir de préimprégnés moulés par compression, ce qui correspond bien à la nature de notre matériau (Figure II.46).

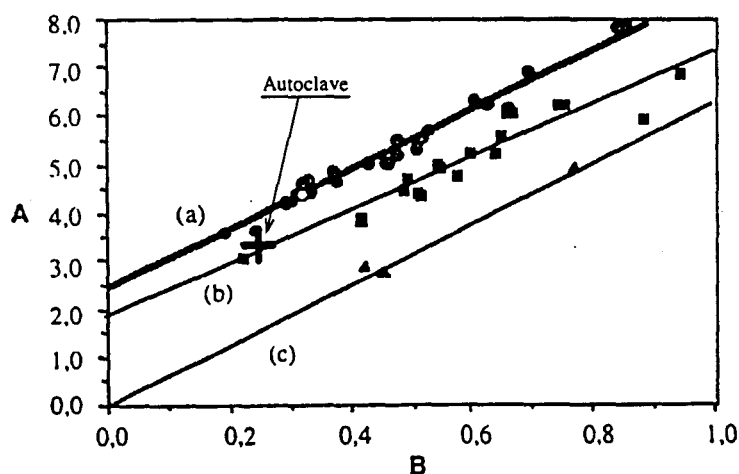


Figure II.46 : Relation A-B en fonction des procédés de mise en œuvre : (a) : Enroulement filamentaire ; (b) : Préimprégné moulés par compression ; (c) : Pultrusion [MÜL90]

II.5.2 Matériaux EM10 et RM9 sollicités en flexion dans le plan 13

La figure II.47 permet de comparer les courbes charge - nombre de cycles obtenues pour les deux matériaux étudiés, dans la même configuration 13 ; ici, seule une courbe par niveau d'amplitude de flèche par matériau est présentée. Néanmoins, la comparaison de l'ensemble des courbes charge-nombre de cycles (cf. Annexe C) laisse apparaître une différence de charge initiale de 8 à 18 % plus élevée pour le matériau EM10, toutes amplitudes de flèche confondues, par rapport au matériau RM9-13. Cet écart provient de la différence de rigidité entre les fibres de verre E et celles de verre R. En effet, le module d'élasticité de la fibre de verre E est de 74 GPa tandis qu'il est de 86 GPa pour la fibre de verre R. Ces courbes diffèrent également de par leur forme : 2 phases seulement sont observées pour le matériau EM10 alors qu'on en observe jusqu'à 3 pour le matériau RM9-13 pour des amplitudes de flèche suffisamment importantes.

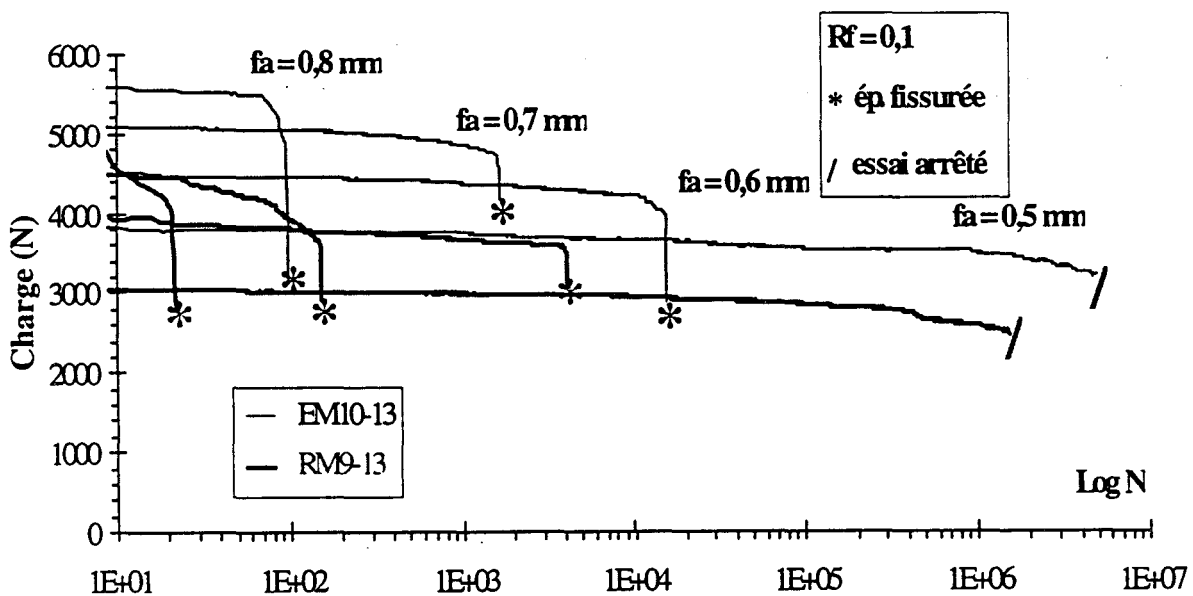


Figure II.47 : Comparaison des courbes charge-nombre de cycles pour les composites EM10 et RM9 sollicités en flexion dans le plan 13

Chacune de ces phases occupe le pourcentage de durée de vie totale défini dans le tableau II.13.

Différentes phases	EM10	RM9-13
Phase 1	99%	60 à 95 %
Phase 2	inexistante	4 à 39 %
Phase 3	Rupture brutale	Rupture brutale

Tableau II.13 : Pourcentages de durée de vie totale couverts par les différentes phases d'évolution de la charge pour les matériaux EM10 et RM9 sollicités dans la configuration 13

La phase intermédiaire observée pour le composite RM9-13 semble correspondre à la rupture des fibres situées sous le plot mobile (cf. § II.5.3), observée dans le matériau EM10. Lors de la dernière phase, la rupture émet un bruit audible dans les composites EM10 et RM9-13.

Par ailleurs, la prédominance des contraintes de cisaillement dans nos essais se caractérise par une chute brutale de la charge due à un délaminage brutal en mode II. Prel [PRE87] a observé la même chose, pour un composite unidirectionnel verre/époxyde sollicité en fatigue par flexion encastree avec cisaillement interlaminaire prépondérant ($R = -1$ avec une fréquence de 5 Hz). Remarquons que Wang [WAN90] et Fiore [FIO86] (cf. Figure I.33 § I.4.3.2) observent chacun aussi 3 stades d'endommagement pour un composite verre/époxyde unidirectionnel, en fatigue sous traction ondulée à charge imposée ($R_\sigma = 0,1$) pour Wang, en fatigue par flexion trois points avec flexion prépondérante pour Fiore. Leurs 3 stades sont différents des nôtres. En effet, pour ces deux auteurs, le 3^{ème} stade se caractérise par une perte de raideur accélérée correspondant à la rupture de l'éprouvette au-delà de 10% de perte de raideur.

Enfin d'un point de vue macroscopique, dans la configuration RM9-13, les profondeurs de matage sont les mêmes que celles mesurées sur le matériau EM10. Néanmoins, le point commun essentiel est la rupture finale, gouvernée par les contraintes de cisaillement, maximales dans le plan moyen de l'éprouvette ; ces contraintes entraînent une rupture par délaminage en mode II, dans le matériau EM10 comme dans le matériau RM9.

Les observations microscopiques montrent les mêmes types de faciès de rupture, à savoir des dents de scies, des stries en forme d'arc de cercles, des fibres rompues... Dans le cas des matériaux EM10 et RM9 sollicités dans le plan 13, les plis de préimprégnés sont parallèles au plan de propagation de la fissure, et les ruptures de fibres ou les arrachements de matrice observés se localisent essentiellement sous les différents plots ; ils semblent essentiellement dus à la rupture fragile des fibres les plus tendues, dans le sens longitudinal ou dans le sens transversal.

II.5.3 Comparaison entre les configurations RM9-12 et RM9-13 - Propriété d'isotropie transverse du matériau RM9

D'un point de vue théorique, un composite unidirectionnel est considéré comme isotrope transverse lorsque les axes perpendiculaires aux fibres, en l'occurrence les axes 2 et 3, sont équivalents du point de vue des propriétés mécaniques.

D'un point de vue pratique, la propriété d'isotropie transverse, relativement à la traction monotone, est difficile à vérifier compte tenu entre autres des problèmes de conception et d'amarrage des éprouvettes pour une traction dans la direction 3. En revanche, la propriété d'isotropie transverse relativement aux propriétés de cisaillement a été étudiée par Hassaini [HAS96]. Grâce à l'essai cube, il vérifie que les comportements monotones en cisaillement dans les plans 12 et 13 sont quasiment identiques, et obtient les caractéristiques suivantes :

- module de cisaillement : $G_{12} = G_{13} = 4100$ MPa,
- contrainte de cisaillement à rupture : $\tau_{12r} = \tau_{13r} = 68$ MPa,
- déformation à rupture $\epsilon_r = 1,4$ %.

Un composite unidirectionnel isotrope transverse a des comportements mécaniques en flexion-cisaillement dans les configurations 12 et 13 identiques, de part la définition même de la propriété d'isotropie transverse. La comparaison des courbes charge-nombre de cycles des deux configurations étudiées ici sur le matériau RM9 (Figure II.48) suggère que la propriété d'isotropie transverse est peut-être vérifiée, puisque la même forme de courbes de perte de rigidité est observée et que les charges initiales sont du même ordre de grandeur à chaque amplitude de flèche, impliquant des caractéristiques de rigidité initiale quasiment identiques.

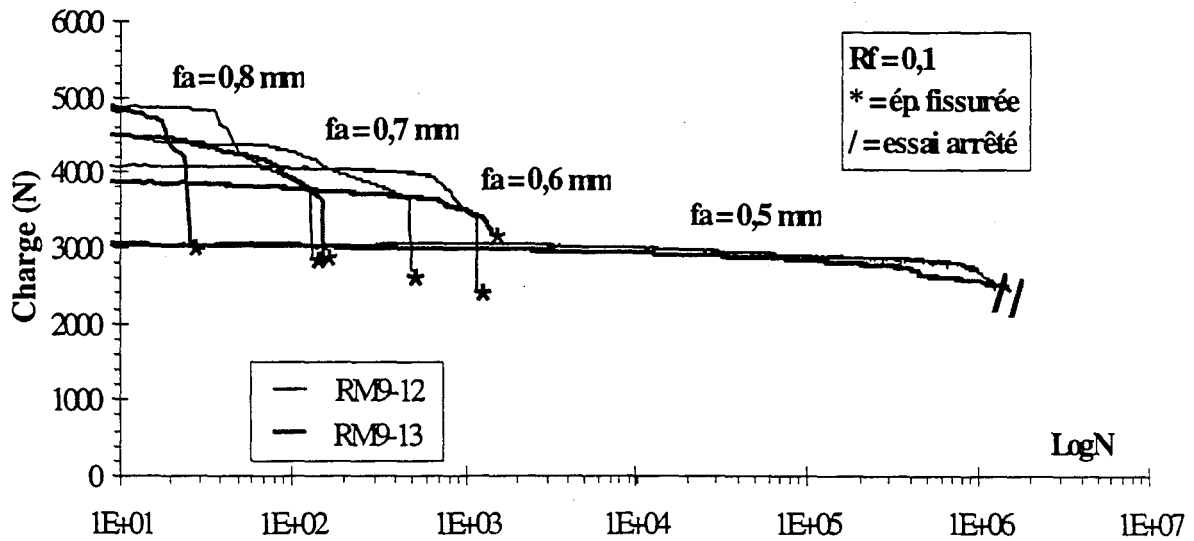


Figure II.48 : Comparaison des courbes charge-nombre de cycles du matériau RM9 dans les deux configurations

Deux essais de flexion trois points monotone avec le même rapport L/h (7,5) ont été effectués sur chaque configuration (cf. Annexe C). Les résultats présentent une très bonne répétabilité. La rigidité dans la configuration RM9-13 n'est que légèrement plus faible que celle dans la configuration RM9-12. La défaillance apparaît exactement pour la même flèche sur les deux matériaux dans le plan moyen de l'éprouvette, avec une fissuration interlaminaire pour la configuration RM9-13 et une fissuration intralaminaire pour la configuration RM9-12. L'isotropie transverse semble donc être confirmée. En revanche, la superposition des pseudo-courbes de Wöhler pour les configurations RM9-12 et 13 (Figure II.49) montre à l'évidence que dans le domaine $10 < N_{r \text{ final}} < 5.10^5$ cycles les deux configurations n'ont pas les mêmes durées de vie. En particulier, celles-ci semblent très voisines pour une amplitude de flèche de 0,6 mm. En revanche, on observe un facteur 10 pour $f_a = 0,8$ mm, en faveur de la configuration RM9-12, et une limite d'endurance qui semble nettement plus élevée pour cette même configuration.

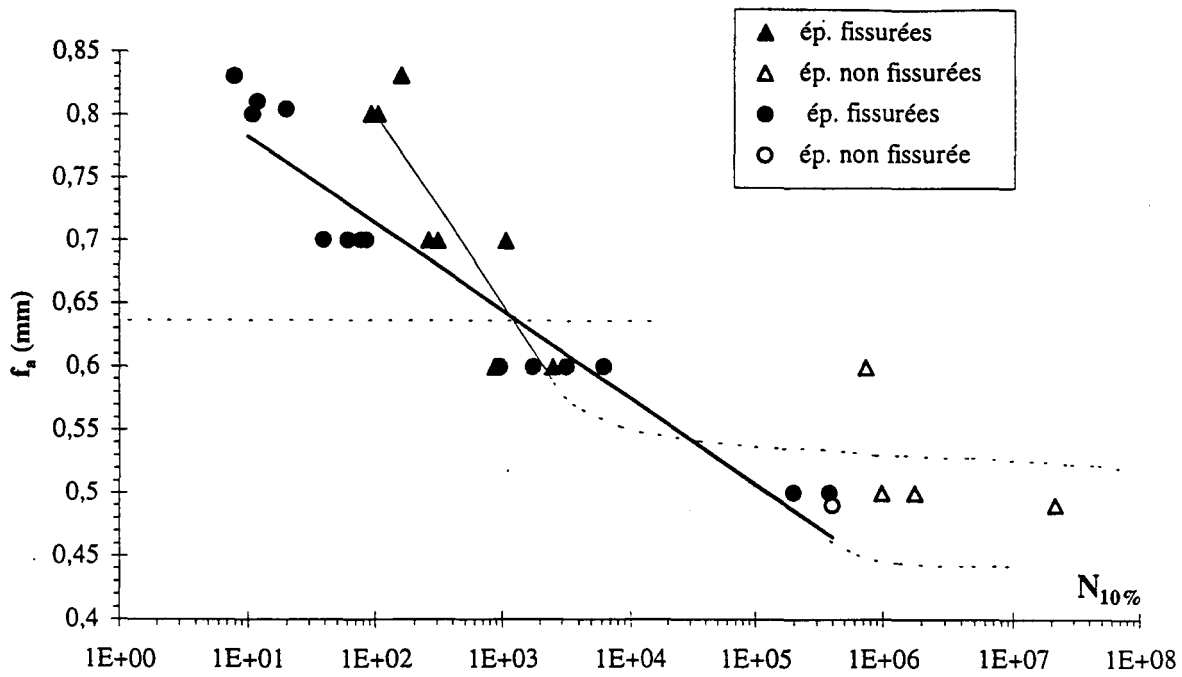


Figure II.49 : Comparaison des pseudo-courbes de Wöhler pour le matériau RM9 dans les configurations 12 (triangle) et 13 (rond)

De plus, les observations à l'œil et au projecteur de profil des éprouvettes RM9-12 fatiguées montrent un matage au droit des différents appuis très peu marqué en profondeur sous les plots fixes (à peine perceptible au toucher). En revanche, dans la configuration RM9-13, la profondeur de matage est du même ordre de grandeur que pour le matériau EM10 ($\approx 0,065$ à $0,104$ mm). Pourtant, les largeurs de matage sont nettement visibles à l'œil dans les deux configurations. Le tableau II.14 définit l'ordre de grandeur de ces largeurs de matage.

Localisation	RM9-12	RM9-13
Sous les plots fixes	3 mm	1 mm pour $f_a \geq 0,6$ mm 1,5 mm pour $f_a = 0,5$ mm
Sous le plot mobile	4 mm	2 mm pour $f_a \geq 0,6$ mm 2,5 mm pour $f_a = 0,5$ mm

Tableau II.14 : Largeurs de matage relevées sous les différents plots pour le matériau RM9

Dans la configuration RM9-12, on observe sous le plot mobile une fissure transversale dans l'épaisseur de l'éprouvette (sur plusieurs dixièmes de millimètre de profondeur) provoquée par la rupture de fibres, et un élargissement de l'éprouvette au droit du plot mobile (Figure II.50). Le même type de rupture est observé dans la configuration RM9-13, avec en plus un délaminage de forme parabolique situé en sous-couche de la face supérieure, juste sous le plot mobile (Figure II.51).

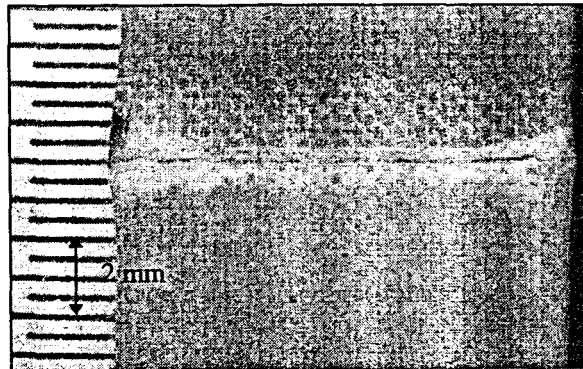


Figure II.50 : Rupture transversale sous le plot mobile, entraînant un élargissement local de l'éprouvette dans la configuration RM9-12

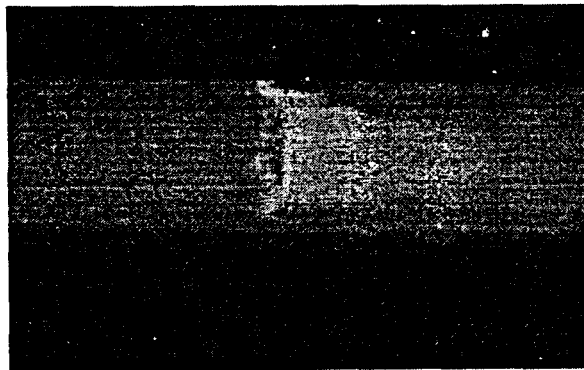


Figure II.51 : Ruptures de fibres et délaminage localisés sous le plot mobile dans la configuration RM9-13

Pour la configuration RM9-12 la fissuration intralaminare en mode II ne fait pas de bruit lorsqu'elle apparaît et est peu visible à l'œil nu ; ce n'est que la visualisation de la chute de charge en cours d'essai qui permet de savoir s'il y a eu ou non fissuration de l'éprouvette. Cependant, l'observation de l'éprouvette après démontage montre que la fissure se propage là encore quasiment dans le plan moyen de l'éprouvette, pour évoluer vers l'une de ses extrémités, et déboucher parfois. En revanche, dans la configuration RM9-13, le délaminage interlaminare de l'éprouvette est audible et visible à l'œil nu.

En conclusion le comportement en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant n'est pas le même pour les deux configurations.

En fait les différences de durées de vie observées entre les configurations RM9-12 et RM9-13 peuvent être interprétées à la lumière des observations de Cui [CUI94] sur des éprouvettes verre/époxyde unidirectionnelles sollicitées en fatigue par flexion trois points avec un rapport L/h de 5. Il observe que l'amorçage de la fissure s'effectue à partir des faces avant et arrière de l'éprouvette par l'intermédiaire de microfissures qui, au cours de l'essai de fatigue, coalescent pour provoquer le délaminage de l'éprouvette. Pour notre part, des observations d'un fond de fissure de délaminage (cf. § II.4.1.5.2) nous ont conduit à penser que la fissuration a suivi le même processus. La propagation étant quasiment instantanée, la différence de durées de vie entre les deux configurations ne peut s'expliquer que par une différence au niveau de l'amorçage des fissures. Dans la configuration RM9-12, les faces avant et arrière présentent les marques laissées par les films de pompage. Dans la configuration RM9-13, ces faces ont été découpées à l'aide d'un disque diamanté ; un certain nombre de porosités peuvent alors émerger en surface, des fibres peuvent être coupées ou mises à nu, des décohésions fibres/matrice peuvent éventuellement apparaître, autant de sites d'amorçage potentiel de microfissures de fatigue qui n'existent pas dans la configuration RM9-12. L'existence de ces sites dans la configuration RM9-13, et leur non-existence dans la configuration RM9-12 nous semblent expliquer l'endommagement prématuré observé dans la configuration RM9-13 et sa durée de vie nettement plus faible. Notons que les sites d'amorçage dans le matériau RM9-12 n'ont en revanche pas été clairement identifiés.

Néanmoins, il ne peut être exclu à ce stade que le comportement du matériau RM9 n'est pas isotrope transverse sous sollicitations de flexion trois points avec cisaillement prépondérant.

Nous avons vu que les profondeurs de matage étaient plus importantes dans la configuration RM9-13. Il s'en suit une légère décharge des éprouvettes, plus importants dans cette configuration, susceptible d'en augmenter la durée de vie par rapport à la configuration RM9-12, pourtant plus faible en réalité.

Nous pensons que les différences de durées de vie entre les deux configurations, en faveur du RM9-12 sont attribuables à la résultante des effets antagonistes du nombre de sites potentiels d'amorçage plus importants et du matage plus intense également dans la configura-

tion RM9-13 ; ces deux effets sont des effets "structure" et non des effets "matériau", et il est clair que l'effet "sites d'amorçage plus nombreux" est prépondérant. Pour vérifier ces effets "matériau non isotrope transverse", il conviendrait d'effectuer des essais de fatigue en flexion - cisaillement sur les deux configurations, sur des éprouvettes dont les faces brutes d'élaboration seraient usinées avant. Malheureusement, nous ne disposons plus de matériau pour réaliser ces essais.

Par ailleurs, l'utilisation de la technique de l'émission acoustique en fatigue nous permettrait peut-être de déceler s'il existe des différences de mécanismes d'endommagement et d'amorçage entre les deux configurations.

Entre les configurations RM9-13 et RM9-12, les mêmes faciès microscopiques ont été identifiés, avec néanmoins des dents de scies beaucoup plus larges à la base sous les différents appuis dans la configuration RM9-12, et plus fines (en forme de "larmes" ou "lamelles") entre les appuis, par rapport à la configuration RM9-13 ; des décohésions fibre/matrice et des débris de fibres ou de matrice sur les faciès de rupture sont également plus nombreux dans la configuration RM9-12, ce qui peut s'expliquer par le fait que les plis de préimprégnés sont perpendiculaires au plan de propagation : l'ondulation des fibres dans ces plis entraîne probablement une ondulation de la fissure dans le sens de propagation, bien que celle-ci soit non décelable macroscopiquement ; il s'en suivrait un endommagement accru par frottement des deux faces de la fissure. Cela pourrait peut-être être vérifié par émission acoustique au niveau d'une augmentation du nombre de bruits d'E.A dues à des ruptures de fibres et de la fissuration de la matrice, et par une observation microscopique plus poussée des faciès de rupture avec par exemple une mesure de variation de relief, qui ne paraît néanmoins à priori pas évidente à mener.

La création quasi-instantanée de la fissure provoque un frottement des surfaces supérieure et inférieure de l'éprouvette, entraînant alors un multifractionnement des fibres et/ou de la matrice. Lorsque l'essai est arrêté juste après fissuration, ces débris sont bien découpés de la surface de rupture ; en revanche, si l'essai n'est pas arrêté après délaminage, l'élévation de température de 22°C signalée au § II.4.1.7 provoque un ramollissement de la matrice qui se traduit par un faciès de rupture plus aplati, les débris semblent écrasés et recollés aux faciès.

II.5.4 Comparaison des résultats d'essais de fatigue par cisaillement et par flexion-cisaillement

Le but est ici de comparer les résultats sur le matériau RM9 sous sollicitations de fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant avec les résultats obtenus par D. Hassaïni en fatigue cisaillement grâce au montage "cube" décrit au § I.3.8. Les deux types d'essais ont été menés à une fréquence de 10 Hz. Cependant les essais sur éprouvettes cubiques ont été pilotés à charge imposée avec un rapport de charge $R_\sigma = 0,1$, tandis que les essais de flexion trois points ont été pilotés en flèche imposée avec un rapport de flèche $R_f = 0,1$.

Avant d'effectuer la comparaison des résultats, nous résumons ci-dessous les résultats obtenus par D. Hassaïni. Pour les deux types de configurations du matériau RM9, les courbes de Wöhler obtenues par les essais sur cubes (Figure II.52) sont exprimées en termes de $\tau_{\max} - N_{r \text{ final}}$ (τ_{\max} : contrainte moyenne maximale de cisaillement définie par le quotient de la charge maximale par la section droite cisailée du cube).

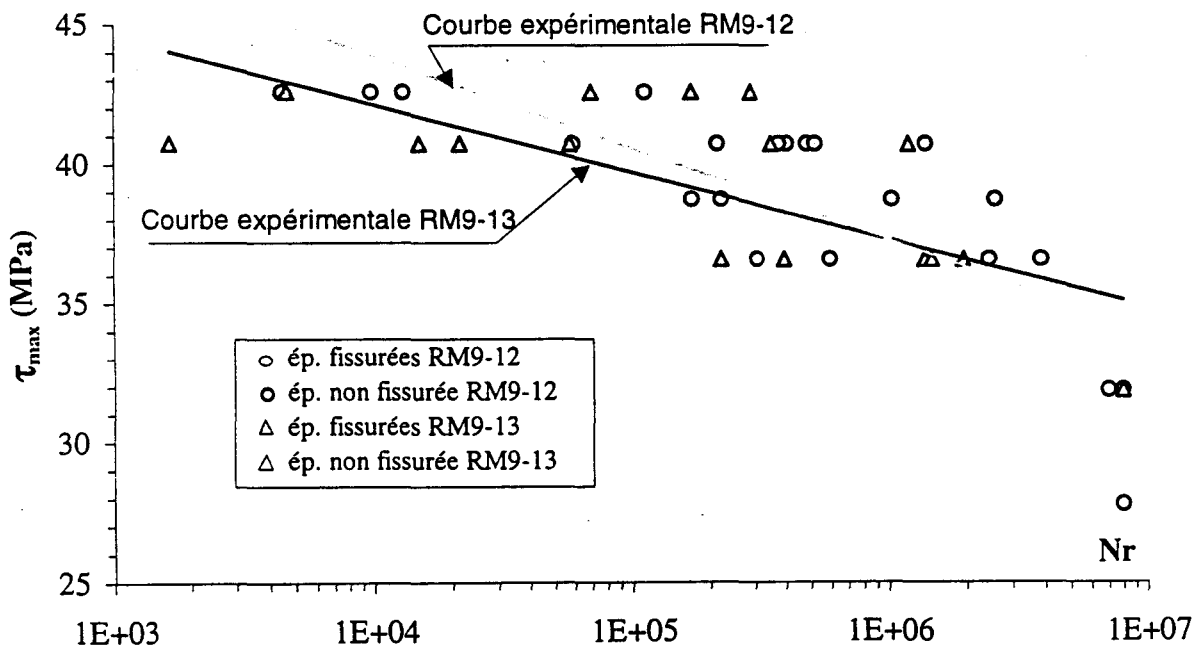


Figure II.52 : Résultats des essais de fatigue-cisaillement dans les plans 12 et 13 sur le matériau RM9 [HAS98]

Les droites moyennes obtenues par régression linéaire dans un intervalle $4 \cdot 10^3 - 10^7$ cycles, en diagramme semi-logarithmique, montrent que dans la configuration RM9-12, la droite obtenue est légèrement en-dessus de celle relative à la configuration RM9-13. Néanmoins, compte tenu de la forte dispersion expérimentale, le faible écart observé sur les durées de vie a conduit Hassaïni à conclure que dans ce domaine, le matériau RM9 soumis à un chargement en fatigue-cisaillement peut être considéré comme isotrope transverse.

Ces essais "cube" ont été pilotés en charge imposée et les durées de vie définies comme le nombre de cycles à rupture relevé au moment de la défaillance ; en revanche nos essais de flexion trois points avec cisaillement prépondérant ont été pilotés en flèche imposée, et les durées de vie définies comme le nombre de cycles à 10% de perte de charge (nombre de cycles très voisin de la défaillance (cf. § II.4.1.3)). Les résultats de fatigue-cisaillement sont donc donnés ici en termes de $\tau_{\max} - \text{Log } N_{r \text{ final}}$, tandis que ceux de fatigue par flexion-cisaillement sont donnés en termes de $f_{\max} - \text{Log } N_{10\%}$ (f_{\max} , flèche maximale).

Afin de comparer les résultats de ces deux types d'essais, nous proposons de les présenter sur un même diagramme, en terme de contrainte moyenne maximale de cisaillement normée par la contrainte moyenne de cisaillement monotone à rupture ($\tau_{12 \text{ rupture}} = \tau_{13 \text{ rupture}} = 68 \text{ MPa}$) pour les essais de cisaillement, et en terme de flèche maximale normée par la flèche moyenne à rupture monotone pour les essais de flexion-cisaillement (Figure II.53).

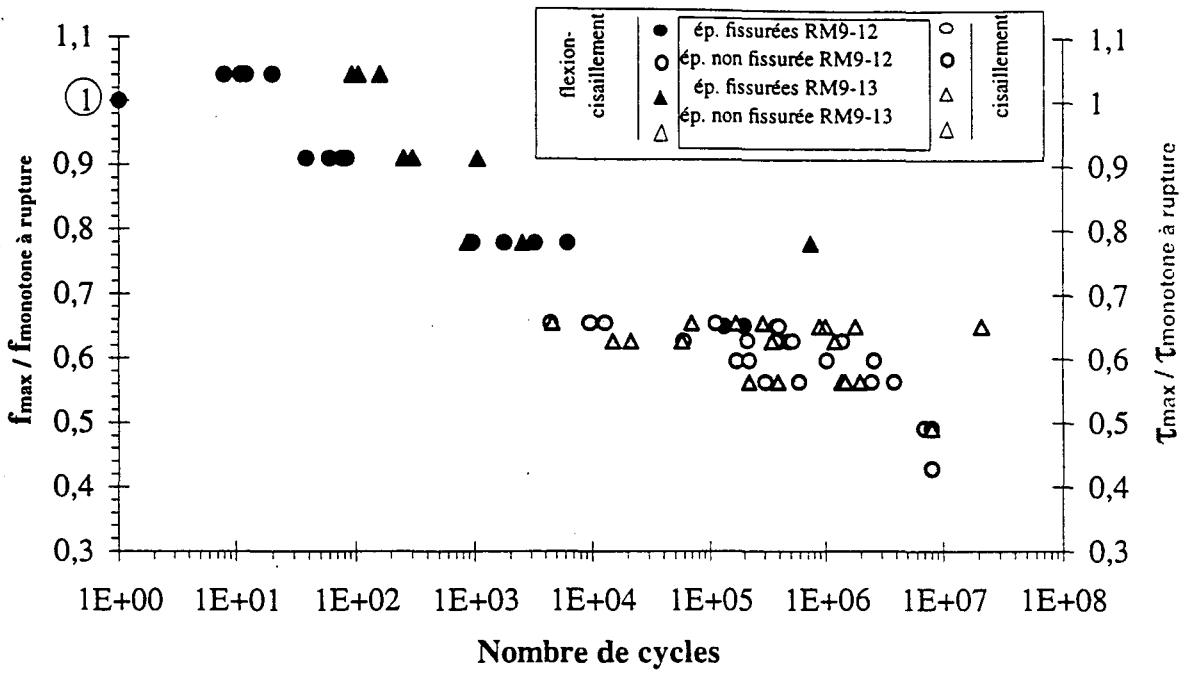


Figure II.53 : Comparaison des résultats de fatigue pour les essais sur cube (en gris) et pour les essais de flexion-cisaillement (en noir)

Pour les essais sur cube, la contrainte moyenne de cisaillement monotone à rupture ($\tau_{12 \text{ rupture}} = \tau_{13 \text{ rupture}} = 68 \text{ MPa}$) a été mesurée à partir de 4 essais de cisaillement monotones réalisés à la vitesse de chargement de 1,5 mm/mn. Pour les essais de flexion-cisaillement, la flèche monotone à rupture a été mesurée à partir de 4 essais monotones menés à une vitesse de chargement de 2 mm/mn ($f_{12 \text{ rupture}} = f_{13 \text{ rupture}} = 1,71 \text{ mm}$, cf. Annexe C).

Remarquons tout d'abord que les domaines de durées de vie explorés par les deux types d'essais sont différents mais complémentaires (Figure II.53) :

- en flexion-cisaillement, le domaine exploré est compris entre 10 cycles et $7 \cdot 10^3$ cycles,
- en cisaillement, il est compris entre $4 \cdot 10^3$ et 10^7 cycles.

Sur la figure II.53, le point "1" de l'axe des ordonnées représente la caractéristique à rupture du matériau sous sollicitation monotone. En flexion trois points avec cisaillement prépondérant, ce point ne se situe pas dans le prolongement de la courbe de résistance à la fatigue, mais y est inférieur. Ceci s'explique par la vitesse de sollicitation adoptée, différente en monotone et en fatigue : 2 mm/mn et 2000 mm/mn respectivement pour une flèche maximale

de 1,77 mm (soit $f_a = 0,8$ mm ; rappelons que les essais de flexion trois points ont été réalisés à fréquence constante). Il existe donc un facteur 10^3 entre ces deux vitesses. Or la flèche à rupture augmente effectivement avec la vitesse de chargement. Des essais monotones à 2000 mm/mn n'ont pu malheureusement être réalisés, étant donné la capacité des machines d'essais utilisées.

Il est beaucoup plus difficile de dire si le point "1" est en prolongement ou non des essais de cisaillement cyclique, étant donné le domaine des fortes durées de vie exploré. Hassäini n'a pu élargir son domaine d'étude en deçà de 4.10^3 cycles, compte tenu des limites de capacité en charge de la machine d'essai ESH.

Les limites d'endurance peuvent être estimées à partir de la figure II.53 :

- pour le cisaillement : $\tau_{12 \text{ endurance}} = \tau_{13 \text{ endurance}} \approx 0,5 \tau_{\text{rupture}}$ à 10^7 cycles et $R_\sigma = 0,1$,
- pour la flexion-cisaillement :

$$f_{12 \text{ max endurance}} \approx 0,65 f_{\text{rupture}} \text{ à } 10^6 \text{ cycles à } R_f = 0,1 \text{ (configuration RM9-12),}$$

$$f_{13 \text{ max endurance}} < 0,65 f_{\text{rupture}} \text{ à } 10^6 \text{ cycles à } R_f = 0,1 \text{ (configuration RM9-13).}$$

Comme un seul essai n'a pas fissuré au niveau le plus faible, d'autres essais à un niveau inférieur devraient être menés pour définir précisément cette dernière limite d'endurance.

Néanmoins, les résultats des essais monotones de flexion - cisaillement (cf. Annexe C), nous ont permis de constater que dans les deux configurations la flèche moyenne à rupture valait 1,71 mm, et que la charge moyenne à rupture était égale à 4,475 kN. Un simple calcul de RDM, donne une contrainte maximale de cisaillement à rupture de 56 MPa. Ceci nous permet alors de comparer les contraintes limites d'endurance obtenues par les deux types d'essais :

- en fatigue - cisaillement : $\tau_{12 \text{ endurance}} = \tau_{13 \text{ endurance}} = 34 \text{ MPa,}$

- en fatigue par flexion-cisaillement :

$$f_{12 \text{ max endurance}} \approx 0,65 f_{\text{rupture}} \approx 0,65 \tau_{\text{rupture}} = 36,4 \text{ MPa à } 10^6 \text{ cycles (configuration RM9-12),}$$

$$f_{13 \text{ max endurance}} < 0,65 f_{\text{rupture}} < 0,65 \tau_{\text{rupture}} = 36,4 \text{ MPa à } 10^6 \text{ cycles (configuration RM9-13).}$$

On obtient bien une contrainte limite d'endurance légèrement plus élevée en fatigue par flexion - cisaillement qu'en fatigue - cisaillement ; mais la différence étant faible, on peut admettre que les résultats sont très cohérents.

Enfin globalement, la figure II.53, montre une bonne cohérence de l'ensemble des résultats. Ceci n'est pas surprenant puisque le cisaillement dans les essais de flexion trois points est nettement prépondérant (cf. Annexe B), et est maximum dans le plan moyen, où les contraintes de traction - compression sont quasiment nulles. Ceci valide l'utilisation de l'essai de flexion trois points avec cisaillement prépondérant ($L/h = 7,5$) pour étudier la résistance à la fatigue par cisaillement - délaminage des composites unidirectionnels verre/époxyde.

II.6. ESSAIS MONOTONES

Dans un premier temps, des essais monotones en flexion trois points ont été menés pour définir le rapport L/h à adopter pour les essais de fatigue, dans le but d'obtenir de la flexion trois points avec cisaillement prépondérant avec le moins de concentration de contrainte possible au niveau des appuis (cf. Annexe A). Dans un deuxième temps, d'autres essais monotones ont été effectués au Département Matériaux - Mécanique Physique de l'Ecole Centrale de Lyon, couplés à la technique de l'émission acoustique, dans le but de détecter et suivre l'endommagement ; cette campagne d'essais avait pour objectif d'analyser les possibilités d'utilisation ultérieure de la technique de l'émission acoustique lors d'essais en fatigue.

Nous présenterons dans un premier temps une étude bibliographique sur la technique de l'Emission Acoustique (E.A par la suite) se rapportant à l'analyse des signaux délivrés et l'identification des micromécanismes d'endommagement associés dans les matériaux verre/époxyde ; puis nous exposerons les essais monotones réalisés et l'émission acoustique détectée ; enfin nous concluons. Rappelons que les principes de base de l'E.A ont été présentés au § I.4.4.2.

II.6.1 Détection d'endommagement par l'émission acoustique

Le but de la technique d'E.A est de détecter l'ordre d'apparition des différents micromécanismes d'endommagement mis en jeu dans une structure sollicitée. Compte tenu de la difficulté d'interprétation des signaux d'E.A, les premières études se sont limitées à comprendre la signification de ces signaux lors d'essais élémentaires, monotones ou cycliques. La correspondance entre un certain type d'endommagement observé et une plage précise d'amplitudes ou de fréquences d'E.A est rendue possible grâce à l'utilisation de différents types de sollicitations, tels que la traction, la traction avec décharge, la traction sur éprouvettes entaillées, la traction dynamique sur éprouvettes, la torsion, la flexion, qui conduisent à des types d'endommagement spécifiques. Par exemple, le bruit émis par la rupture de fibres peut être mis en évidence par des essais de traction sur éprouvette unidirectionnelle [GON92, BHA93, MER95] ; celui émis par des frottements matrice/matrice peut être identifié sur éprouvettes de séquences d'empilement différentes [SUS86, LAC96, SAI97] ; celui émis par des dégradations au niveau de la matrice (microfissuration de la matrice ou frottement matrice/matrice) peut être mis en évidence par des essais sur composites à fibres discontinues [MER95]...

Lors d'essais de fatigue, d'autres paramètres mécaniques peuvent être utilisés comme marqueur d'endommagement : le coefficient de Poisson ν_{12} , des déformations, le rapport Felicity (Figure II.54)... ; ce dernier a en particulier été utilisé par Gong [GON92] pour analyser de façon quantitative le début de l'endommagement et son évolution. Celui-ci a effectué des essais de fatigue à cycles d'amplitudes de charge croissantes ; il observe que les endommagements surviennent aux pics maxima de chargement, où les bruits d'E.A sont détectés. Le rapport Felicity, $F = \frac{P_2}{P_1}$, est défini comme le rapport entre la charge à laquelle réapparaît l'E.A lors du second chargement, P_2 , et la charge précédemment atteinte P_1 . Ce rapport diminue au cours du temps, de telle sorte que [GON92] :

- $F = 1$, le matériau est considéré comme vierge,
- $0 < F < 1$, le matériau est endommagé,
- $F = 0$, le matériau est rompu.

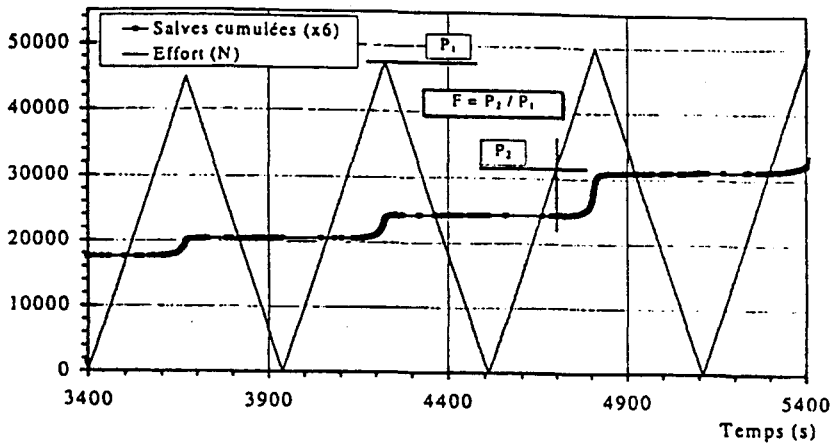


Figure II.54 : Définition du rapport Felicity [LAC96]

Benzeggagh [BEN95] a regroupé différents travaux [BEN92, BAR94, MER93, LAK94] sur des composites de renforts différents et de matrices différentes, sollicités en monotone ou en cyclique ; il a montré que les mêmes types de mécanismes d'endommagement étaient associés aux mêmes variations d'amplitudes de bruits d'E.A, conformément à la figure II.55.

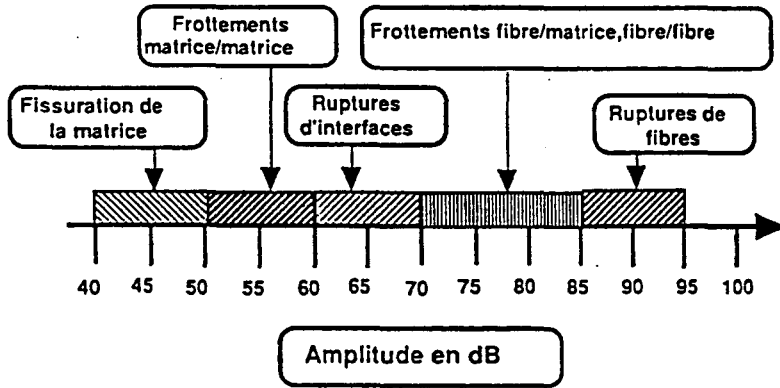


Figure II.55 : Correspondance entre les plages d'amplitudes d'E.A et les différents mécanismes d'endommagement observés [BEN95]

Deux exemples d'utilisation des informations délivrées par l'E.A sont donnés ci-dessous, dans le cas d'essais monotones d'une part, dans le cas d'essais en fatigue d'autre part.

II.6.1.1 Essais monotones

Meraghni [MER95] vient confirmer les résultats obtenus par Benzeggagh, pour un composite verre/époxyde à fibres discontinues sous traction monotone, qui émet des bruits d'E.A de différentes d'amplitudes corrélables aux différents micromécanismes d'endommagement observés au M.E.B à différents stades de la durée de vie (Tableau II.15).

Amplitude (dB)	Mécanismes d'endommagement observés au M.E.B
35 -45	Microfissuration de la matrice
45 -65	Coalescence des microfissures, frottement matrice/matrice, pseudo - délaminage
64	Décohésions interfaciales (mèches/matrice et fibre/matrice)
64 -80	Frottements fibre/matrice et déchaussement de fibres
> 80	Eclatement de mèche et rupture de fibres

Tableau II.15 : Corrélation distribution en amplitudes - micromécanismes d'endommagement, pour un composite verre/époxyde à fibres discontinues orientées de façon aléatoire [MER95]

En revanche, pour sa part, Susuki [SUS86] a réalisé une analyse en fréquence des bruits émis par un composite carbone/époxyde unidirectionnel à $[0^\circ]$ ou $[90^\circ]$ sollicité en traction monotone. Il a corrélé ces bruits aux macromécanismes d'endommagement détectés de manière visuelle (Tableau II.16). La superposition des données fournies par l'E.A à la courbe contrainte-déformation lui permet de mettre en évidence les instants d'apparition des différents micromécanismes d'endommagement, et en particulier l'amorçage et la rupture.

Fréquence (kHz)	Mécanismes d'endommagement
50 - 100	Ruptures de la matrice
150 - 250	Décohésions fibre/matrice
260	Microfissuration de la matrice en fond d'entaille
270 - 390	Frottement entre fibres et ruptures de fibres

Tableau II.16 : Corrélation distribution en fréquence - micromécanismes d'endommagement, pour un composite carbone/époxyde à $[0^\circ]$ et $[90^\circ]$ sollicité en traction monotone [SUS86]

II.6.1.2 Essais de fatigue

Dans le cas d'essais cycliques, les informations délivrées par l'E.A sont enregistrées soit sur un support vidéo [BHA93], soit à l'aide d'un C-Scann [EDW88]. Ces supports permettent de relier les informations macroscopiques, comme l'évolution de la raideur au cours du cyclage, et de les visualiser comme le fait Bhat [BHA93] sur une courbe nombre d'événements cumulés - nombre de cycles (Figure II.56), ou comme le fait Edward [EDW88], dans le cas d'un essai de flexion trois points sur un verre/époxyde unidirectionnel, sur un diagramme où sont superposés les évolutions au cours cyclage du déplacement, de la charge et du nombre d'événements d'E.A cumulés (Figure II.57).

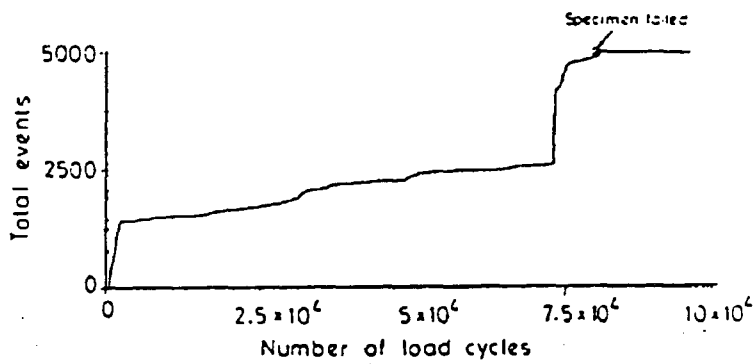


Figure II.56 : Nombre d'événements cumulés en fonction du nombre de cycles appliqués pour un essai de fatigue en traction-traction sur verre/époxyde unidirectionnel [BHA93]

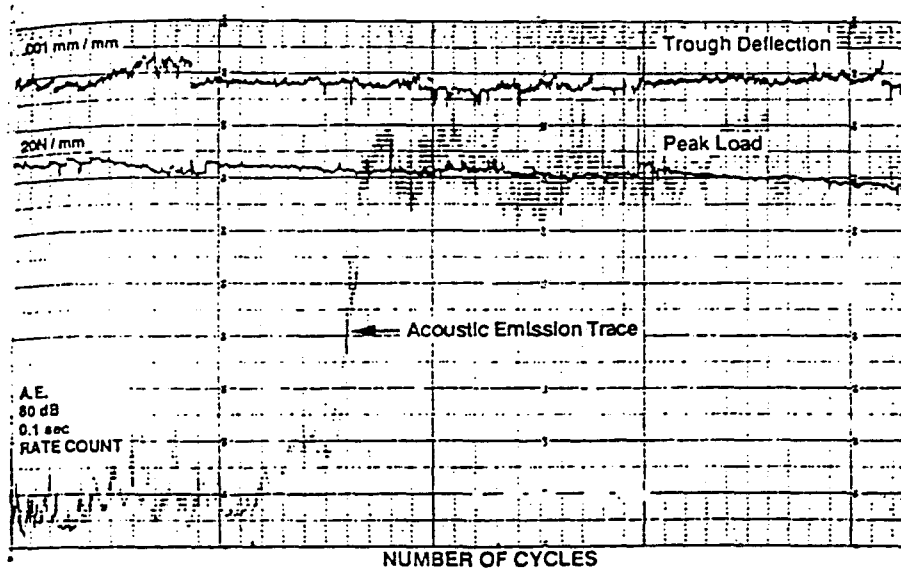


Figure II.57 : Apparition du délaminage en fatigue sous flexion 3 points sur composite verre/époxyde unidirectionnel [EDW88]

II.6.2 Essais monotones en flexion trois points avec cisaillement prépondérant, et émission acoustique détectée

II.6.2.1 Conditions expérimentales

Nous avons utilisé la technique de l'émission acoustique sur des essais de flexion trois points monotones avec cisaillement prépondérant, menés à l'Ecole Centrale de Lyon, pour établir une corrélation entre les différents types de signaux d'E.A enregistrés et les modes d'endommagement élémentaires observés [ROU97]. Un capteur piézo-électrique de type micro 80, de diamètre de 10 mm, de hauteur 12 mm, et de fréquence de résonance de 125 kHz, a été fixé à 10 mm de l'une des extrémités, sur la face supérieure de l'éprouvette, c'est-à-dire sur une extrémité non sollicitée de l'éprouvette (rappelons que ses dimensions étaient de $100 \times 10 \times 5,6 \text{ mm}^3$ et que la distance entre appuis fixes était $L = 42 \text{ mm}$). La liaison entre le capteur piézo-électrique et l'éprouvette était assurée par une graisse silicone. Le signal d'E.A était amplifié par un préamplificateur passe-bande 20-120 kHz (type 1220A de chez EPA). Le gain était fixé à 40 dB. Les informations telles que le nombre d'événements, la durée de l'événement et l'énergie enveloppe de l'événement ont été enregistrés grâce à un système d'acquisition type LOCAN de chez EPA. Durant les essais, les informations d'E.A, la courbe charge-déplacement et un enregistrement vidéo de la partie centrale de l'éprouvette située sous le plot mobile ont été enregistrés simultanément. 9 essais ont été effectués avec une vitesse de déplacement du vérin de 2mm/mn, jusqu'à rupture. Seules la montée en charge et le début de la rupture ont été enregistrés.

II.6.2.2 Résultats de l'émission acoustique

Les courbes charge - déplacement et nombre d'événements cumulés - déplacement sont superposées en figure II.58, pour l'un des essais réalisés.

La courbe charge-déplacement se décompose en 3 zones :

- la première est quasi - linéaire jusqu'au point A, c'est-à-dire jusqu'à une flèche de 1,60 mm ; cette zone correspond à un comportement quasi-élastique du matériau,
- la seconde zone est non linéaire et va jusqu'au point B ($f = 2,06 \text{ mm}$ et $F = 5221 \text{ N}$),

- au-delà du point B, le délaminage en mode II apparaît brutalement, et correspond à la rupture de l'éprouvette.

La courbe nombre d'événements cumulés - déplacement montre, elle aussi, 3 phases :

- la phase I présente une augmentation lente du nombre d'événements cumulés, entre $f = 0$ mm et 1,82 mm,
- la phase II se caractérise par une augmentation rapide du nombre d'événements cumulés, sur une courte période entre $f = 1,82$ à 1,93 mm,
- enfin, la phase III correspond à nouveau à une augmentation lente du nombre d'événements cumulés, entre $f = 1,93$ mm et la rupture.

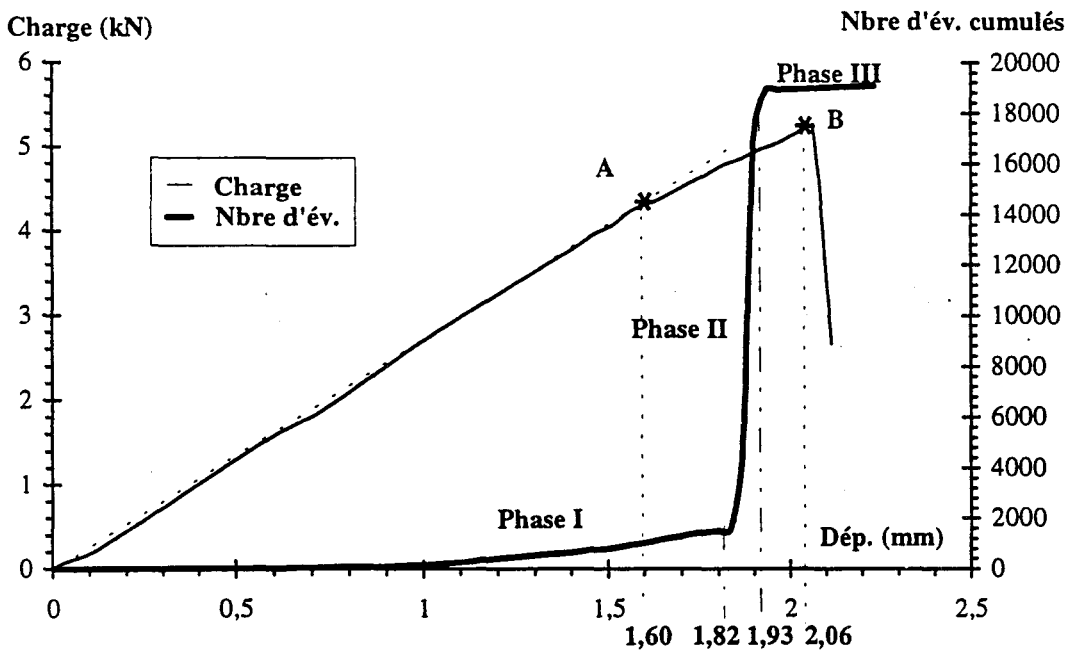


Figure II.58 : Courbes charge - déplacement et nombre d'événements cumulés - déplacement pour un essai de flexion trois points monotone

La figure II.59 présente les distributions en amplitude des événements cumulés correspondant à la fin de chacune des 3 phases.

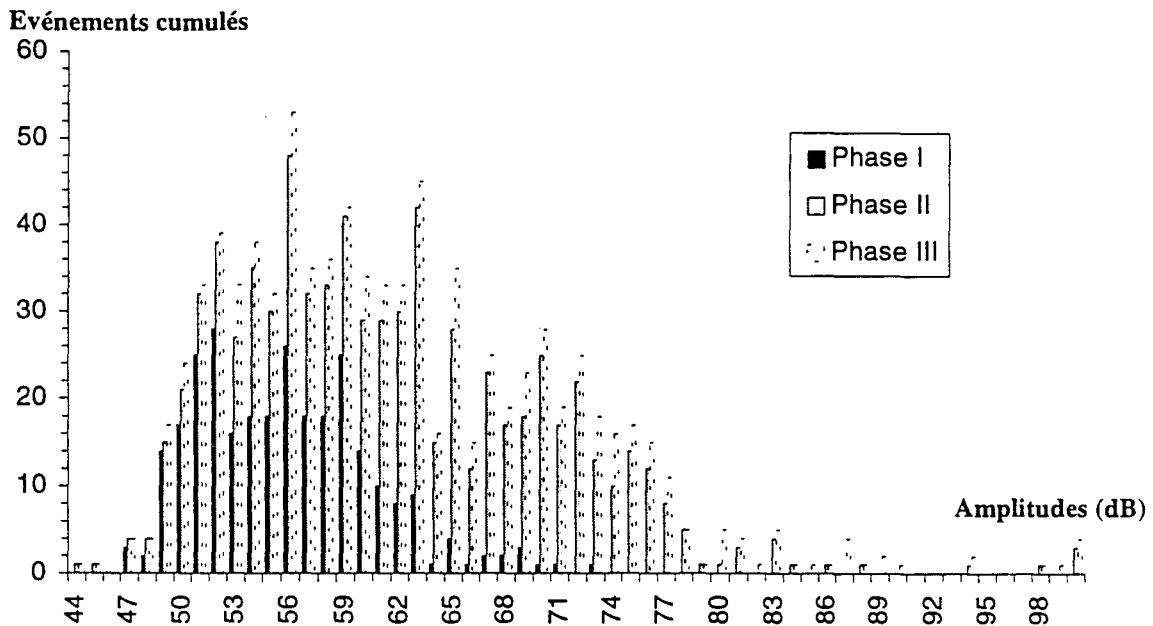


Figure II.59 : Courbes de distribution en amplitudes des événements cumulés à la fin de chacune des phases I, II et III

II.6.3 Interprétations des informations fournies par l'E.A

L'interprétation des différentes phases a été menée en se basant sur les travaux de Benzeggagh. Ainsi, les figures II.58 et II.59 ont été interprétées grâce à la figure II.55 de la façon suivante :

- la phase I se caractérise par des signaux d'amplitudes comprises entre 47 et 71 dB, avec 3 pics centrés sur 52, 56 et 59 dB. Ces amplitudes peuvent être associées à du frottement matrice/matrice et à des ruptures diffuses d'interfaces fibres/matrice. Ces événements correspondent à l'amorçage et à la propagation de microfissures,
- la phase II présente un spectre d'amplitudes réparties entre 44 et 78 dB, avec des pics à 63, 65 et 70 dB et un pic à 100 dB. Les premiers pics (63,65 et 70 dB) sont associés à des ruptures d'interfaces et des frottements fibres/matrice et matrice/matrice, les derniers pics (100 dB) correspondent à des ruptures de fibres,
- la phase III présente des pics correspondant aux amplitudes déjà observées lors des phases I et II, c'est-à-dire des pics à 53, 56, 65, 74 dB et un pic à 100 dB. Les mêmes mécanismes d'endommagement apparaissent, mais en nombres d'événements relativement faibles. Notons que la phase III apparaît clairement avant le délaminage en mode II de l'éprouvette.

La technique de l'E.A pourrait être utilisée lors du même type d'essais, mais en fatigue. Cependant, compte tenu de la durée de certains essais (jusqu'à 10^7 cycles), il sera nécessaire d'avoir un système d'acquisition de données d'E.A de grande capacité pour que toutes les informations puissent être enregistrées. De plus, la localisation des sites d'amorçage des microfissures pourrait être effectuée grâce à l'utilisation de deux capteurs piézo-électriques situés chacun à une extrémité de la face supérieure ou inférieure de l'éprouvette.

II.7. CONCLUSION

Les matériaux composites verre/époxyde unidirectionnels EM10 et RM9 ont été étudiés dans ce chapitre en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant, l'étude portant essentiellement sur le matériau EM10.

Les principaux résultats obtenus pour ce matériau peuvent être résumés comme suit :

- les résultats expérimentaux de résistance à la fatigue du composite EM10, sous flèche imposée, montrent que c'est le critère de durée de vie à 10 % de perte de charge, $N_{10\%}$, qui traduit le mieux la défaillance ; une pseudo - courbe de Wöhler en terme d'amplitude de flèche en fonction de $N_{10\%}$ est alors obtenue. L'analyse statistique des résultats par une fonction de distribution de Weibull à 2 paramètres a permis de définir une flèche limite d'endurance $f_{aD} = 0,443$ mm à 10^7 cycles, très peu éloignée de celle obtenue expérimentalement ($0,461$ mm $< f_{aDexp} < 0,471$ mm à 10^7 cycles),
- la défaillance de l'éprouvette se traduit par une fissure en mode II qui se produit de façon quasi-instantanée et évolue du plot mobile vers l'une des extrémités de l'éprouvette, dans son plan moyen,
- l'observation au M.E.B des surfaces de rupture montre essentiellement des faciès en dents de scie caractéristiques d'une rupture par cisaillement, des fibres rompues, des décohésions fibres/matrice et des stries dans les lits de fibres,
- du matage est observé sur toutes les éprouvettes sous les différents plots ; celui-ci entraîne une diminution de l'intensité de la sollicitation de flexion qui réduit l'endommagement du matériau,
- des relevés de température ont montré que celle-ci ne varie pas de plus de 6°C au sein de l'éprouvette au cours d'un essai de fatigue mené jusqu'à 8.10^3 cycles (malgré une

fréquence de sollicitation de 10 Hz), et nous permettent de confirmer l'hypothèse que les caractéristiques mécaniques de la résine ne varient pas au cours d'un essai de fatigue,

- le tracé approché de la courbe de Wöhler par la méthode proposée par Fournier rend très bien compte des résultats obtenus en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant.

L'étude sur le matériau RM9 dans les plans de flexion 12 et 13 a montré que :

- malgré des courbes charge-nombre de cycles très voisines et une rupture en mode II dans les deux configurations, le matériau RM9 n'a pas la même durée de vie en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant, dans les configurations RM9-12 et RM9-13. Les durées de vie obtenues sont plus faibles par flexion dans le plan 13 ; ceci s'explique par un amorçage prématuré de la fissure principale sur les faces avant et arrière de l'éprouvette coupées à la scie diamant, laissant déboucher des vides, sites d'amorçage préférentiels,
- les essais menés ne permettant pas de conclure sur l'isotropie transverse du matériau, ceux-ci étant trop influencés par les effets "structure",
- pourtant quasiment les mêmes faciès de rupture ont été observés dans les configurations RM9-12 et RM9-13.

La comparaison des essais de fatigue réalisés sur le matériau RM9, en cisaillement par Hassaïni [HAS98] et en flexion trois points avec cisaillement prépondérant (présente étude) a montré une bonne cohérence des résultats en terme de durées de vie et de contrainte de cisaillement limite d'endurance, malgré les modes de chargement différents.

L'endommagement du composite EM10 chargé en flexion trois points monotone avec cisaillement prépondérant a été détecté grâce à la technique de l'émission acoustique. Les résultats de Benzeggagh nous ont permis de définir l'ordre d'apparition des micromécanismes d'endommagement, à savoir :

- du frottement matrice/matrice
- de la rupture d'interfaces fibres/matrice,
- du frottement fibres/matrice
- et enfin de la rupture de fibres.

II.8. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE II :

- [ADA95] Adams D.F., Lewis E.Q., "Experimental study of three- and four-point shear test specimens", *Journal of Composites Technology and research*, Vol 17, N° 4, 1995, pp. 341-349.
- [BAR94] Barré S., Benzeggagh L., "On the use of acoustic emission to investigate damage mechanisms in glass-fibre-reinforced polypropylene", *Composites Science and Technology*, N° 52, 1994, pp. 369-376.
- [BEN92] Benzeggagh L., Barré S., Echalié B., Jacquemet R., "Etude de l'endommagement de matériaux composites à fibres courtes et à matrice thermoplastiques", *Journées Nationales des composites (JNC8)*, Paris, Novembre 1992, pp. 703-714.
- [BEN95] Benzeggagh M.L., "Détection et identification des endommagements lors d'un processus de délaminage", *Annales des composites - Délaminage : Bilan et perspectives*, 25 Mai 1995, pp. 49-83.
- [BHA93] Bhat M.R., Murthy C.R.L., "Fatigue damage stages in unidirectional glass-epoxy composites : identification through acoustic emission technique", *Journal of Fatigue*, Vol 15, N° 5, 1993, pp. 401-405.
- [BOU95] Boutemy H., "Mise au point d'un programme d'acquisition de données en fatigue pour la machine ESH", Avril 1995
- [CUI92] Cui W.C, Wisnom M.R, Jones M., "Failure mechanisms in three and four short beam bending tests of unidirectional glass-epoxy", *Journal of Strain Analysis*, Vol 24, N° 4, 1992, pp. 235-243.
- [DIB89] Diboine A., De Roo P., "Endommagement et rupture des composites à matrice époxy et thermoplastique", *Deuxième école d'automne*, 7-13 Octobre 1989, Guétary, Pyrénées Atlantiques
- [EDW88] Edward J.H., "The use of acoustic emission to detect the onset of interlaminar shear failure in short beam fatigue specimen", *Composite materials : Testing and Design*, ASTM STP 972, 1988, pp. 369-379.
- [FIO86] Fiore L., Frangville P., Vincent L., "Mise au point d'un essai de fatigue en flexion pour la caractérisation de matériaux composites", *Matériaux et*

Techniques, Janvier-Février 1986.

- [FIO88] Fiore L., "Contribution à l'étude du comportement en fatigue des matériaux composites à renfort verre unidirectionnel", Thèse de l'Ecole Centrale de Lyon, 1988.
- [FOU92] Founier , "Comportement sous sollicitation cyclique des composites unidirectionnels verre/époxy : cas des résines à ténacité améliorée", Thèse de l'Ecole Centrale de Lyon, 1992
- [GON92] Gong X.L., LaksimiA, Benzeggagh M.L., "Méthodologie expérimentale d'analyse de l'endommagement de plaque trouée en verre/époxyde, JNC8, 1992, pp. 425-436.
- [HAS96] Hassaïni D., Vittecoq E., Degallaix G., "Comportement de cisaillement inter- et intra-laminaire sous chargement monotone d'un composite unidirectionnel verre/époxyde", J.N.C. 10 (10^{ème} Journées Nationales des Composites), Paris, 29-31 Octobre, 1996, pp. 583-594.
- [HEX97] Hexcel Composites, Communication privée avec Mr Leblond, Septembre 1997.
- [INO97] Inoué A., Roudet F., Degallaix s., "Etude expérimentale en fatigue d'un composite unidirectionnel verre/époxyde RM9 sollicité en flexion 3 points avec cisaillement interlaminaire prépondérant ", Rapport interne de l'Ecole Centrale de Lille, Décembre 1997.
- [KHA96] Kharrat M., Salvia M., Chateuminois A., Vincent L., "Contribution à l'étude de la fatigue des matériaux composites SMC", Matériaux et Techniques, N° 3-4, 1996, pp 10-14.
- [KHE89] Khelidj A., "Modélisation des structures composites viscoélastiques à renforts filamentaire", Thèse de l'université de Nantes, Laboratoire de l'Ecole Nationales Supérieure de Mécanique, Octobre 1989.
- [LAC96] Lachaud F., Lorrain B., Michel L., Barriol R., " Etude expérimentale et numérique du délaminage par flambage localisé de matériaux composites à matrices thermoplastiques et thermodurcissables", Journées Nationales des composites (JNC10), Paris, Octobre 1996, pp.167-178.
- [LAK94] Laksimi A., Gong X.L., Benzeggagh L., "Analysis of damage mechanisms in a centrally notched glass-fiber/epoxy plate", Composites Science and

Technology, N° 52, 1994, pp. 85-91.

- [LEE97] Lee C. S., Hwang W., "Modified rule of mixtures for prediction of tensile strength of unidirectional fibre reinforced composites", *Advanced Composites Letters*, pp. 131-134, 1997.
- [MAN82] Mandell J.F., "Fatigue behaviour of fibre-resin composites. Developments in reinforced plastics", *Applied Science Publishers*, 1982, G. Pritchard Ed. London-New York, pp 67-107.
- [MER93] Meraghani F., Benzeggagh L., "On damage mechanisms in randomly short fiber composites. Part II. Mode I and mode II", *Proc. 3rd Japan International SAMPE*, Vol 1, Chiba December 1993, pp. 324-329.
- [MER95] Mergahni F., Benzeggagh M.L., "Exploitation des techniques d'émission acoustique dans la modélisation micromécanique du comportement des composites à renfort discontinus", *Annales des composites, Micromécanique et mécanismes de l'endommagement des composites*, Journées organisées par l'AMAC et MECAMAT, Mai 1995, pp. 159-172.
- [MÜL90] Müller R., "Essais de fatigue sur des composites unidirectionnels", *Rapport de stage, Vetrotex International*, 1990.
- [ODO85] Odorico J., Cuny J., Vançon M., Benedic F., Soulezelle B., "Etude des endommagements et de leur propagation es essais statiques et de fatigue sur composites carbone-epoxy", *Matériaux et Techniques*, Mai-Juin 1985, pp.331-339.
- [PAB] Pabiot J., "Essais normalisés : Essais thermomécaniques et rhéologiques à l'état solide", *Techniques de l'Ingénieur*, pp. A 3510a-1- A 3511-11.
- [PRE87] Prel Y., "Etude du délaminage en mode II sous sollicitation statique et cyclique d'un matériau composite verre/époxy unidirectionnel", *Thèse UTC*, 1987.
- [PUR88] Purslow D., "Matrix fractography of fibre-reinforced thermoplastic, Part 2. Shear failures", *Composites*, Vol 19, N° 2, 1988, pp. 115-126.
- [RIC83] Richards-Frandsen R., Naerheim Y., "Fracture morphology of graphite/epoxy composites", *Journal of Composite Materials*, Vol 17, 1983, pp. 105-113.
- [ROU96] Roudet F., Tolba B., Degallaix-Moreuil S., "Comportement en fatigue par

- flexion-cisaillement d'un composite unidirectionnel verre/époxyde", J.N.C. 10 (10^{ème} Journées Nationales des Composites), Paris, 29-31 Octobre, 1996, pp. 573-582.
- [ROU97] Roudet F., Tolba B., Degallaix S., Risson T., Salvia M., "Fatigue damage by mode II in an unidirectional glass-epoxy composite", ICFC1 (International Conference of Fatigue of Composite), SF2M, Paris, 3-5 June 1997, pp. 307-314.
- [SAI97] Saidpour S.H, Sezen M., "Analysis of acoustic emission from GRP composites-interfacial failure characterisation", Manchester, 1997, pp.
- [SIM82] Sims G.D., Gladman D.G., "A framework for specifying the fatigue performance of glass fiber reinforced plastic", NPL report DMA (a) 59, 1982, pp.1-24.
- [SUS86] Susuki M., Nakanishi H., Iwamoto M., Jinen E, Maekawa Z., Mori A., "Relationship between acoustic emission characteristics and structural factors of composite materials", Composites'86 : Recent Advances in Japan and United States", Ed. Proc. Japan-US. CCM-III, Tokyo, 1986, pp. 631-638.
- [TAM96] Tamboura S., Sidhom H., Lieurade H.P., "Matériau composite à fibre de carbone et matrice époxy (T300-5208) : Etude du mécanisme d'endommagement cyclique", Matériaux et Techniques, N° 3-4, 1996, pp. 15-20.
- [TOL92] Tolba B., "Caractéristiques mécaniques d'un verre/époxyde", Rapport interne, Juin 1992.
- [VAU96] Vauthier E., "Durabilité et vieillissement hygrothermique de composites verre/époxy soumis à des sollicitations de fatigue", Thèse, Ecole Centrale de Lyon, Octobre 1996.
- [WAN90] Wang S.J, "Etude de l'endommagement d'un composite unidirectionnel fibres de verre/matrice époxyde", Thèse, Ecole Centrale de Paris, 1990.
- [YE89] Ye L., "Characterization of delamination resistance in composite laminates", Composites, Vol 20, N° 3, 1989, pp. 275-281.
- [YVR94] Yvrard J-P., "Analyse microstructurale de l'endommagement en fatigue cisaillement de composites verre/époxyde unidirectionnels", DEA, Ecole Centrale Lille, Janvier 1994.

CHAPITRE III

Modélisation numérique du comportement monotone

SOMMAIRE Chapitre III :

Modélisation numérique du comportement monotone

III.1 INTRODUCTION.....	III.1
III.2 CRITERES DE RUPTURE POUR LES COMPOSITES UD.....	III.2
III.2.1 CRITÈRE DE LA CONTRAINTE MAXIMALE.....	III.3
III.2.2 CRITÈRE DE TSAÏ-HILL	III.3
III.2.3 CRITÈRE D'HOFFMAN.....	III.4
III.2.4 CRITÈRE DE TSAÏ-WU.....	III.5
III.2.5 CRITÈRE D'HASHIN-ROTEM	III.6
III.2.6 COMPARAISON DES CRITÈRES DE RUPTURE AVEC LES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX.....	III.6
III.3 MODELE NUMERIQUE DE L'EPROUVETTE DE FLEXION 3 POINTS	III.10
III.3.1 HYPOTHÈSES ET SIMPLIFICATIONS.....	III.10
III.3.2 CONDITIONS AUX LIMITES	III.10
III.3.3 MAILLAGE ADOPTÉ.....	III.14
III.3.4 LOI DE COMPORTEMENT	III.15
III.4 APPLICATION DU CRITERE DE TSAÏ-HILL	III.22
III.4.1 COMPARAISON ENTRE LES RÉSULTATS NUMÉRIQUES ET EXPÉRIMENTAUX.....	III.23
III.4.2 DISCUSSION DES RÉSULTATS.....	III.24
III.5 MODELISATION NUMERIQUE DU PLAN DE DELAMINAGE.....	III.25
III.5.1 MODÉLISATION DE L'INTERFACE ENDOMMAGEABLE	III.26
III.5.2 RÉSULTATS : APPLICATION DES DONNÉES DE CUI ET WISNOM	III.29
III.6 CONCLUSION.....	III.33
III.7 AMELIORATIONS APPORTEES AU PRECEDENT MODELE	III.33
III.8 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE III :.....	III.37

III.1 INTRODUCTION

Dans le chapitre II, nous avons mis en évidence que le mode d'endommagement survenant au sein des éprouvettes en verre/époxyde unidirectionnel soumises à des sollicitations de flexion trois points avec cisaillement prépondérant, se caractérise par un délaminage en mode II situé dans le plan moyen de l'éprouvette, tant sous sollicitations cycliques que monotones. Le but du troisième chapitre est de calculer le champ des contraintes générées dans l'éprouvette sollicitée en flexion trois points monotone avec cisaillement prépondérant, et de mettre en évidence son mode de rupture. Les calculs numériques ont été effectués sur une station de travail HP 9000 à l'aide du code de calcul par éléments finis ABAQUS.

Nous traiterons dans un premier temps le cas d'une éprouvette non fissurée soumise à de la flexion trois points avec cisaillement prépondérant, dans le but de caler la loi de comportement du composite par rapport aux courbes expérimentales charge-déplacement obtenues lors d'essais monotones. Ensuite, le critère de Tsai-Hill sera appliqué afin de prévoir les sites de rupture. Enfin, le plan moyen de l'éprouvette sera modélisé plus spécifiquement, afin de rendre compte de l'apparition et de la propagation du délaminage.

Les critères de rupture adoptés et les différents modèles numériques développés sont définis en 2D avec l'hypothèse des contraintes planes dans le plan noté 12 dans cette étude numérique ; notons que les notations utilisées dans ce chapitre pour l'étude numérique ne sont pas les mêmes que celles habituellement définies sur les plaques composites et utilisées dans les chapitres précédents. La figure III.1 définit les notations utilisées pour les directions longitudinale et transversales ainsi que pour les contraintes planes.

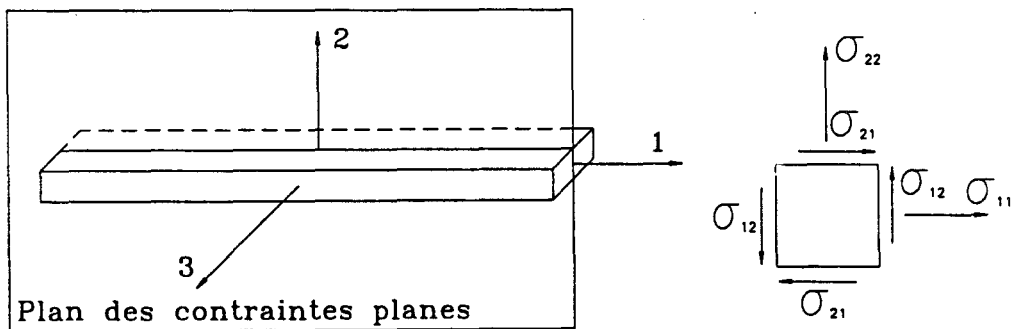


Figure III.1 : Notations utilisées pour cette étude numérique

Notations adoptées dans le cas des contraintes planes

Les pseudo-vecteurs des contraintes et des déformations seront alors définis grâce aux

notations : $\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}$, et $e = \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix}$ où $\gamma_{12} = 2 \cdot \varepsilon_{12}$. D'une façon générale, la loi de

comportement s'écrit sous la forme : $\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}$.

Afin de rester homogènes entre les différents critères, les notations suivantes seront adoptées :

- σ_1 : contrainte normale dans la direction longitudinale (celle des fibres)
- σ_2 : contrainte normale perpendiculaire au plan de la plaque
- σ_6 : contrainte de cisaillement dans le plan 12 médian de l'éprouvette
- $\sigma_{1,r}$: contrainte normale à rupture dans la direction longitudinale
 - $\sigma_{1,rt}$: contrainte normale à rupture en traction
 - $\sigma_{1,rc}$: contrainte normale à rupture en compression
- $\sigma_{2,r}$: contrainte normale à rupture dans la direction perpendiculaire au plan de la plaque
 - $\sigma_{2,rt}$: contrainte normale à rupture en traction
 - $\sigma_{2,rc}$: contrainte normale à rupture en compression
- $\sigma_{6,r}$: contrainte de cisaillement à rupture dans le plan médian de la plaque

III.2 CRITERES DE RUPTURE POUR LES COMPOSITES UD

Le but de ce paragraphe est de présenter les différents critères de rupture utilisés dans les matériaux anisotropes, et en particulier dans les CMO unidirectionnels. Cela nous permettra de choisir le critère de rupture le mieux adapté à notre problème.

Un critère de rupture est un critère qui permet au concepteur de vérifier la tenue d'une structure sollicitée en statique, ou de dimensionner une structure vis-à-vis d'une sollicitation en service donnée. Les critères de rupture présentés ci-après sont ceux les plus couramment utilisés pour les CMO unidirectionnels ; ils supposent le matériau non endommageable avant

rupture. Ils s'expriment en terme de grandeur fonction des contraintes (ou éventuellement des déformations) qui atteint une valeur critique là où la rupture est atteinte [SAN95]. Les critères suivants sont présentés dans le cas d'un état de contraintes planes :

- le critère de la contrainte maximale,
- le critère de Tsai-Hill,
- le critère d'Hoffman,
- le critère de Tsai-Wu,
- le critère d'Hashin-Rotem.

III.2.1 Critère de la contrainte maximale

Le critère de la contrainte maximale exprime que la rupture d'une couche de stratifié est atteinte lorsqu'une des composantes du tenseur des contraintes atteint la valeur à rupture correspondante. Autrement dit, le critère de la contrainte maximale exprime qu'il n'y a pas rupture tant que les six inéquations suivantes restent vérifiées :

$$\sigma_{1,rc} < \sigma_1 < \sigma_{1,rt}$$

$$\sigma_{2,rc} < \sigma_2 < \sigma_{2,rt}$$

$$-\sigma_{6,r} < \sigma_6 < \sigma_{6,r}$$

Au contraire, si l'une des inéquations n'est plus vérifiée, la rupture se produit suivant le mécanisme propre à l'inégalité atteinte.

L'utilisation de ce critère exclut l'existence d'interactions entre les contraintes principales, et, pour cette raison, ne permet pas de rendre compte de l'ensemble des résultats expérimentaux. Aussi des critères avec interactions ont été proposés, se référant au critère de Von Mises relatif aux matériaux isotropes, et l'étendant aux matériaux orthotropes [BER96].

III.2.2 Critère de Tsai-Hill

Le critère de rupture de Hill a été le premier critère avec interaction développé. Dans le cas triaxial général, pour un matériau anisotrope, la rupture se produit lorsque l'égalité suivante est vérifiée :

$$\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{1,r}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{2,r}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_3}{\sigma_{3,r}}\right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{1,r}^2} + \frac{1}{\sigma_{2,r}^2} - \frac{1}{\sigma_{3,r}^2}\right)\sigma_1\sigma_2 - \left(\frac{1}{\sigma_{1,r}^2} + \frac{1}{\sigma_{3,r}^2} - \frac{1}{\sigma_{2,r}^2}\right)\sigma_1\sigma_3 - \left(\frac{1}{\sigma_{2,r}^2} + \frac{1}{\sigma_{3,r}^2} - \frac{1}{\sigma_{1,r}^2}\right)\sigma_2\sigma_3 + \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{6,r}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_5}{\sigma_{5,r}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_4}{\sigma_{4,r}}\right)^2 = 1$$

avec $\sigma_{3,r}$: contrainte à la rupture en traction (ou compression) dans la direction 3,

$\sigma_{4,r}$: contrainte à rupture en cisaillement dans le plan (2,3),

$\sigma_{5,r}$: contrainte à rupture en cisaillement dans le plan (1,3).

Azzi et Tsai [AZZ65] ont simplifié ce critère dans le cas des contraintes planes pour les matériaux composites stratifiés. Ce nouveau critère est plus connu sous le nom de critère de Tsai-Hill, et s'écrit :

$$\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{1,r}}\right)^2 - \frac{\sigma_1\sigma_2}{\sigma_{1,r}^2} + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{2,r}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{6,r}}\right)^2 = 1$$

Pour ce critère, la rupture de la couche est atteinte lorsque le membre de gauche est supérieur ou égal à 1.

Cependant, ce critère ne permet pas de rendre compte de la différence de comportement du matériau entre une sollicitation de traction et une sollicitation de compression. Pourtant, le critère de Tsai-Hill est le plus utilisé, un bon accord étant généralement obtenu avec les résultats expérimentaux.

III.2.3 Critère d'Hoffman

Hoffman a généralisé le critère de rupture de Hill pour tenir compte de la différence de comportement du matériau entre une sollicitation en traction et une sollicitation en compression [HOF67]. En contraintes planes dans le plan (1,2), le critère d'Hoffman s'écrit :

$$\frac{\sigma_1^2}{\sigma_{1,r}\sigma_{1,rc}} + \frac{\sigma_2^2}{\sigma_{2,r}\sigma_{2,rc}} - \frac{\sigma_1\sigma_2}{\sigma_{1,r}\sigma_{1,rc}} + \frac{\sigma_{1,rc} - \sigma_{1,r}}{\sigma_{1,r}\sigma_{1,rc}}\sigma_1 + \frac{\sigma_{2,rc} - \sigma_{2,r}}{\sigma_{2,r}\sigma_{2,rc}}\sigma_2 + \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{6,r}}\right)^2 = 1$$

La rupture du matériau est atteinte lorsque l'égalité ci-dessus est vérifiée. Il y a en revanche non rupture lorsque le membre de gauche est inférieur à 1.

III.2.4 Critère de Tsai-Wu

Le critère de Tsai-Wu permet encore d'améliorer la corrélation entre résultats expérimentaux et théoriques. Tsai et Wu [WU74] ont en effet proposé que, dans l'espace des contraintes, la surface de rupture soit définie par une fonction polynomiale, limitée ici à l'ordre 2. Dans le cas d'un matériau orthotrope soumis à un état de contraintes planes dans le plan (1,2), le critère de Tsai-Wu s'écrit sous la forme :

$$F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_6\sigma_6 + F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\sigma_6^2 + F_{12}\sigma_1\sigma_2 + F_{16}\sigma_1\sigma_6 + F_{26}\sigma_2\sigma_6 = 1$$

Les coefficients F_i et F_{ij} sont les composantes de deux tenseurs de rangs 2 et 4 respectivement. Les termes F_i peuvent prendre en compte la différence éventuelle de comportement du matériau entre traction et compression. Les termes quadratiques F_{ij} définissent un ellipsoïde dans l'espace des contraintes, et tiennent compte des interactions entre les contraintes σ_i et σ_j .

En particulier, les différents coefficients F_i et F_{ij} sont obtenus à partir d'essais simples (traction simple, compression simple et cisaillement simple) et sont définis par :

$$\begin{aligned} F_1 &= \frac{1}{\sigma_{1,r}} - \frac{1}{\sigma_{1,rc}} & F_{11} &= \frac{1}{\sigma_{1,r}\sigma_{1,rc}} & F_{66} &= \frac{1}{\sigma_{6,r}^2} \\ F_2 &= \frac{1}{\sigma_{2,r}} - \frac{1}{\sigma_{2,rc}} & F_{22} &= \frac{1}{\sigma_{2,r}\sigma_{2,rc}} & F_6 &= F_{16} = F_{26} = 0 \end{aligned}$$

Le terme F_{12} peut être obtenu à partir d'un essai de traction bi-axiale, mais sa détermination est difficile [WU74]. Il est d'usage courant d'introduire le coefficient d'interaction normalisé $F_{12} = F_{12}^* \cdot \sqrt{F_{11}F_{22}}$, où le coefficient F_{12}^* est un coefficient empirique, ajusté en fonction des résultats expérimentaux. Wu lui a affecté la valeur -0,5. Cui et Wisnom [CUI92-b] ont fait une étude plus précise du critère de Tsai-Wu et ont estimé que la valeur optimale de ce coefficient est plutôt 0,7. Cependant, leur conclusion est que l'influence de ce terme est négligeable, et que toute valeur comprise entre -0,5 et 0,9 convient.

III.2.5 Critère d'Hashin-Rotem

Hashin et Rotem [HAS73] ont modifié le critère de Tsai-Wu pour prédire le mode de rupture. Ce critère permet alors de distinguer si la rupture est gouvernée par les fibres ou par la matrice. Ainsi, en fonction de l'équation qui sera vérifiée, le mode de rupture sera connu. Dans le cas des contraintes planes, ce critère distingue 4 modes de rupture :

1. mode "traction des fibres" :

$$\text{si } \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{1,r}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{6,r}} \right)^2 = 1 \text{ avec } \sigma_1 > 0 \text{ alors la rupture est gouvernée par la rupture des fibres en traction.}$$

2. mode "compression des fibres" :

si $\sigma_1 = -\sigma_{1,rc}$ avec $\sigma_1 < 0$ alors la rupture est gouvernée par la rupture des fibres en compression.

3. mode "traction de la matrice" :

$$\text{si } \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{2,r}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{6,r}} \right)^2 = 1 \text{ avec } \sigma_2 > 0 \text{ alors la rupture est gouvernée par la rupture de la matrice en traction.}$$

4. mode "compression de la matrice" :

$$\text{si } \left(\frac{\sigma_2}{2\sigma_{4,r}} \right)^2 + \left[\left(\frac{\sigma_{2,rc}}{2\sigma_{4,r}} \right)^2 - 1 \right] \frac{\sigma_2}{\sigma_{2,rc}} + \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{6,r}} \right)^2 = 1 \text{ avec } \sigma_2 < 0 \text{ alors la rupture est gouvernée par la rupture de la matrice en compression.}$$

Notons que $\sigma_{4,r}$ est la résistance au cisaillement dans le plan (2,3) et que cette caractéristique est relativement difficile à mesurer.

III.2.6 Comparaison des critères de rupture avec les résultats expérimentaux

Une analyse des différents critères a été menée par Cui et Wisnom [CUI92-b]. Ces auteurs ont confronté des résultats expérimentaux sur un composite verre/époxyde unidirectionnel à 55% en volume de fibres aux différents critères de rupture exposés ci-dessus.

III.2.6.1 Conditions expérimentales

Les éprouvettes utilisées étaient plates, présentaient deux rétrécissements de section, dans le but de provoquer une rupture par délaminage au niveau des rayons de raccordement ($R = 31,75 \text{ mm}$) avec la zone utile longue de 5 mm (section utile, $S = 10 \text{ mm}^2$) (Figure III.2). Les éprouvettes étaient tirées dans l'épaisseur d'une plaque composite constituée de 32 plis de $0,127 \text{ mm}$. Les éprouvettes étaient sollicitées en traction monotone dans la direction des fibres, sur une machine hydraulique INSTRON 1342 servo - contrôlée, sous déplacement imposé, à une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ mm/mn}$.

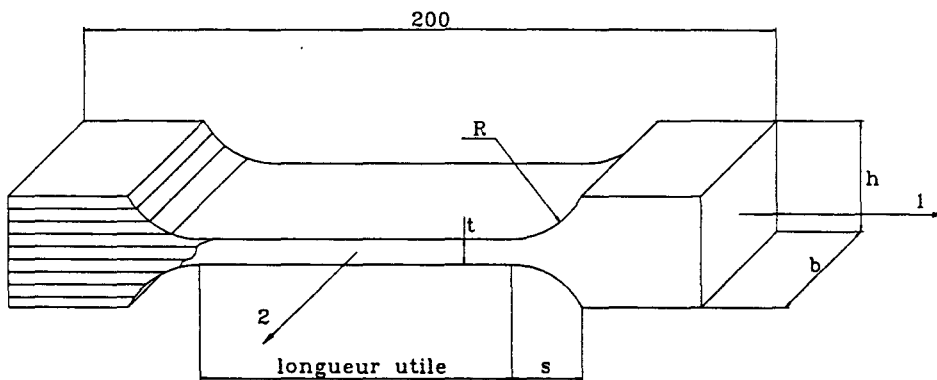


Figure III.2 : Plan des éprouvettes utilisées par Cui et Wisnom ($R = 31,75 \text{ mm}$; $s = 10,25 \text{ mm}$; $t = 1 \text{ mm}$; $h = 4,4 \text{ mm}$; $b = 10 \text{ mm}$; longueur utile = 5 mm) [CUI92-b]

La charge étant augmentée progressivement, deux fissures symétriques apparaissent au pied des rétrécissements, pour se propager vers les points d'ancrage. La charge critique à l'amorçage de ces fissures (F_{crit}) permet de définir la "contrainte nominale critique à rupture", $\sigma_{crit} = F_{crit}/S$. La "contrainte nominale critique à rupture" obtenue expérimentalement est de 985 MPa (moyenne sur 4 essais).

III.2.6.2 Résultats

Cui et Wisnom ont développé une modélisation par éléments finis de ces éprouvettes de traction monotone, afin de comparer le chargement critique prévu par les critères de rupture et celui observé expérimentalement. Les propriétés mécaniques utilisées pour définir le comportement élastique isotrope transverse de leur matériau sont définies dans le tableau III.1.

E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	ν_{12}	G_{12} (GPa)
43,9	15,4	0,3	4,34

Tableau III.1 : Caractéristiques élastiques du composite unidirectionnel verre/époxyde étudié par Cui et Wisnom [CUI92-b]

L'étude numérique a été réalisée en élasticité linéaire avec l'hypothèse des contraintes planes dans le plan 12, sur le code ABAQUS. Compte tenu des 2 plans de symétrie de l'éprouvette, seul un quart de l'éprouvette a été modélisé. La sollicitation appliquée est une charge longitudinale uniformément répartie à l'extrémité de l'éprouvette, ce qui correspond à une contrainte moyenne de 1000 MPa au niveau de la section utile. La figure III.3 définit la répartition des contraintes le long des congés de raccordement. Cette figure montre que les contraintes de cisaillement σ_{12} sont prépondérantes, confirmant la rupture par délaminage observée expérimentalement.

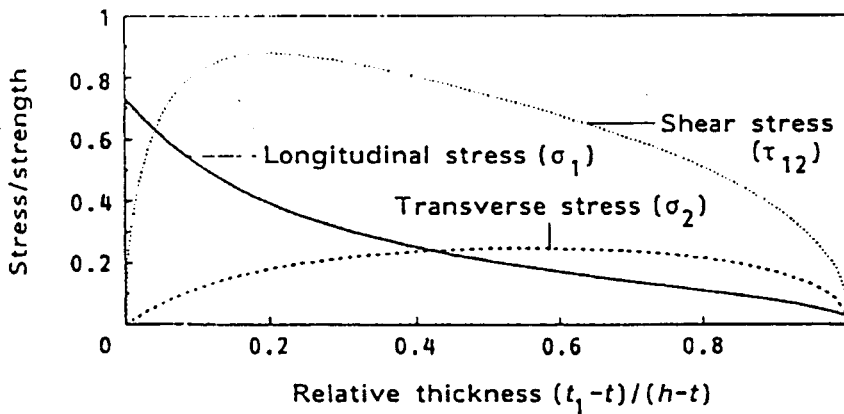


Figure III.3 : Répartition des différentes contraintes le long du congé de raccordement [CUI92-b] (t_1 = épaisseur finale après rupture) (cf. notations Figure III.2)

Les calculs de la contrainte nominale critique à rupture à l'aide des différents critères ont été effectués à partir des contraintes à rupture du matériau définies dans le tableau III.2, afin de prédire la rupture par délaminage.

$\sigma_{1,rt}$ (MPa)	$\sigma_{1,rc}$ (MPa)	$\sigma_{2,rt}$ (MPa)	$\sigma_{2,rc}$ (MPa)	$\sigma_{6,c}$ (MPa)
1428	1458	67	199	94

Tableau III.2 : Contraintes à rupture du composite unidirectionnel verre/époxyde [CUI92-b]

Les résultats obtenus sont comparés aux résultats expérimentaux dans le tableau III.3.

Critère de rupture	Contrainte nominale critique à rupture calculée (MPa)	Contrainte nominale critique à rupture expérimentale (MPa)	Ecart (%) calcul/expérience
Contrainte maximale	1136	985	+ 15,30
Tsai-Hill	1013	985	+ 2,84
Hoffman	978	985	- 0,71
Tsai-Wu	998	985	+ 1,32
Hashin-Rotem	1022	985	+ 3,76

Tableau III.3 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux [CUI92-b]

Il existe une divergence entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus par les critères de rupture.

Ainsi, la prédiction par le critère de la contrainte maximale est la moins bonne. En revanche, les critères de rupture avec interaction prédisent la contrainte à rupture avec une précision de l'ordre de 2 %. Les critères de Tsai-Hill et de Hashin-Rotem donnent des résultats du même ordre de grandeur, ce qui n'est pas surprenant puisque le critère de Hashin-Rotem n'est qu'une simplification du critère de Tsai-Hill. Les critères de rupture de Tsai-Wu et d'Hoffman utilisent plus de données "matériau", et donnent en conséquence de meilleurs résultats. Cui en déduit que pour mettre en évidence du délaminage, l'interaction entre les différentes contraintes doit être prise en compte dans le critère de rupture.

Critère de rupture adopté ici

Pour des essais de flexion trois points avec cisaillement prépondérant, expérimentalement, la rupture des éprouvettes s'effectue par délaminage. Cela indique que les contraintes de cisaillement sont plus pénalisantes que les contraintes de traction ou compression (ce qui est confirmé par un simple calcul de RdM, cf. Annexe A). Pour prédire la défaillance de la structure, nous utiliserons le critère de Tsai-Hill, qui est un bon compromis entre la précision des résultats et la simplicité d'expression. La connaissance du comportement mé-

canique du matériau en compression n'est alors pas nécessaire. Seule la connaissance des contraintes normales à rupture (mesurées en traction) dans les sens longitudinal ($\sigma_{1,r}$) et transversal ($\sigma_{2,r}$), et de la contrainte de cisaillement à rupture ($\sigma_{6,r}$) sont nécessaires pour ce critère. On supposera alors le matériau isotrope transverse, et on utilisera les caractéristiques mécaniques mesurées dans le plan de la plaque (cf. § II.2.1.2).

III.3 MODELE NUMERIQUE DE L'EPROUVETTE DE FLEXION 3 POINTS

Le modèle numérique de l'éprouvette de flexion trois points développé à l'aide du code ABAQUS constitue la base de toutes les applications présentées par la suite.

III.3.1 Hypothèses et simplifications

Les calculs numériques ont été effectués avec l'hypothèse des contraintes planes. La flèche à rupture est de 1/3 de la hauteur de l'éprouvette ($f_{\text{rupture}}/h = 0,3$), nous avons retenu l'hypothèse des grands déplacements, ce qui entraîne des calculs non linéaires géométriques.

L'éprouvette, de longueur totale 100 mm, n'a pas été entièrement modélisée. En effet, la distance entre plots fixes était de 45 mm et une longueur totale de 64 mm seulement de l'éprouvette a été modélisée pour tenir compte de l'influence des plots fixes en s'affranchissant des extrémités qui ne sont pas sollicitées.

III.3.2 Conditions aux limites

Différentes approches [SAN80, BER72, WHI85, CUI92-a] ont été proposées pour représenter au mieux les efforts de contact exercés sur une éprouvette lors de la modélisation d'un essai de flexion trois points monotone avec appuis très rapprochés ($L/h = 5$). Pour les 3 premiers auteurs, le matériau étudié était un composite unidirectionnel carbone/époxyde, alors que Cui a étudié un composite unidirectionnel verre/époxyde.

Sandorff [SAN80] a étudié l'effet des concentrations de contrainte en utilisant la méthode des différences finies. Les forces de contact étaient considérées comme des charges concentrées. Ses résultats montrent que les effets de concentration de contrainte restent sensibles dans toute l'éprouvette.

Berg [BER72] a modélisé les forces de contact sous le plot mobile par une distribution uniforme de charge sur une longueur égale à $1/10^{\text{ème}}$ de l'épaisseur de l'éprouvette. Il a alors observé que la distribution des contraintes de cisaillement ainsi obtenue ne coïncidait pas totalement avec celle donnée par le théorie des poutres.

Whitney [WHI85] a repris les mêmes hypothèses que Berg, en supposant une distribution uniforme de la charge, mais pour une longueur correspondant à $2/5^{\text{ème}}$ de l'épaisseur d'un pli. Tout comme Berg, Whitney n'a pas retrouvé les résultats de la théorie des poutres de manière satisfaisante.

Cui [CUI92-a] estime que ces différentes approches ne sont pas suffisamment réalistes. En effet, la zone d'influence des différents contacts est relativement large. Il importe donc de prendre en considération la géométrie et la nature du contact. Cui a donc modélisé directement le contact entre le système de chargement (plots cylindriques) et l'éprouvette. Ainsi, il ne préjuge ni de la longueur de contact, ni de la répartition des contraintes aux appuis. Les plots cylindriques sont caractérisés par leur diamètre et sont considérés comme infiniment rigides. Cui obtient alors une distribution de contraintes plus réaliste que les auteurs précédents.

Conditions aux limites adoptées ici

Pour apprécier la qualité de la modélisation des appuis sur l'éprouvette, une étude numérique simplifiée a été réalisée en considérant le matériau élastique isotrope ($E = 38 \text{ GPa}$; $\nu = 0,3$). Les calculs numériques ont été effectués à déplacement imposé en modélisant chaque appui par le contact de l'éprouvette sur un plot cylindrique indéformable, avec un diamètre de 22 mm pour le plot mobile et de 10 mm pour les plots fixes. Les éléments d'interface (éléments ABAQUS : IRS22) sont utilisés et associés à des surfaces rigides (option ABAQUS : RIGID SURFACE) pour modéliser les plots. Chaque élément d'interface possède 3 nœuds sur la surface de l'éprouvette et un nœud de référence associé à une surface rigide. Pour ces éléments d'interface, les efforts tangentiels liés au frottement ont été négligés et seules des forces de compression sont transmises.

Les plots fixes sont encastés, tandis que le déplacement du plot mobile dans la direction 2 assure le chargement de l'éprouvette (Figure III.4).

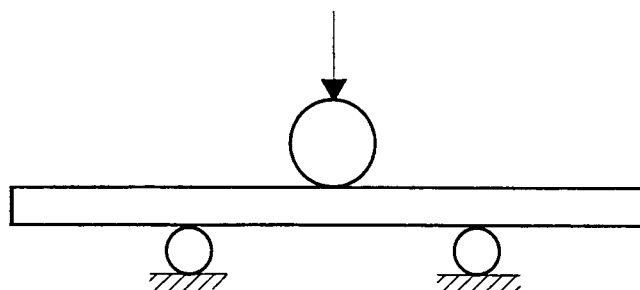


Figure III.4 : Conditions aux limites adoptées pour les éprouvettes unidirectionnelles verre/époxyde EM10 sollicitées en flexion trois points monotone avec cisaillement prépondérant

Les résultats du champ des contraintes σ_{11} et σ_{12} sont comparés à ceux obtenus par la RdM. Les distributions des contraintes σ_{11} dans l'épaisseur de l'éprouvette dans deux sections droites, l'une localisée sous le plot mobile, et l'autre à 9,75 mm de celui-ci, sont représentées sur les figures III.5.a et b respectivement. Les profils des contraintes σ_{12} dans l'épaisseur, dans une section à 9,75 mm du plot mobile, sont présentés à la figure III.5.c.

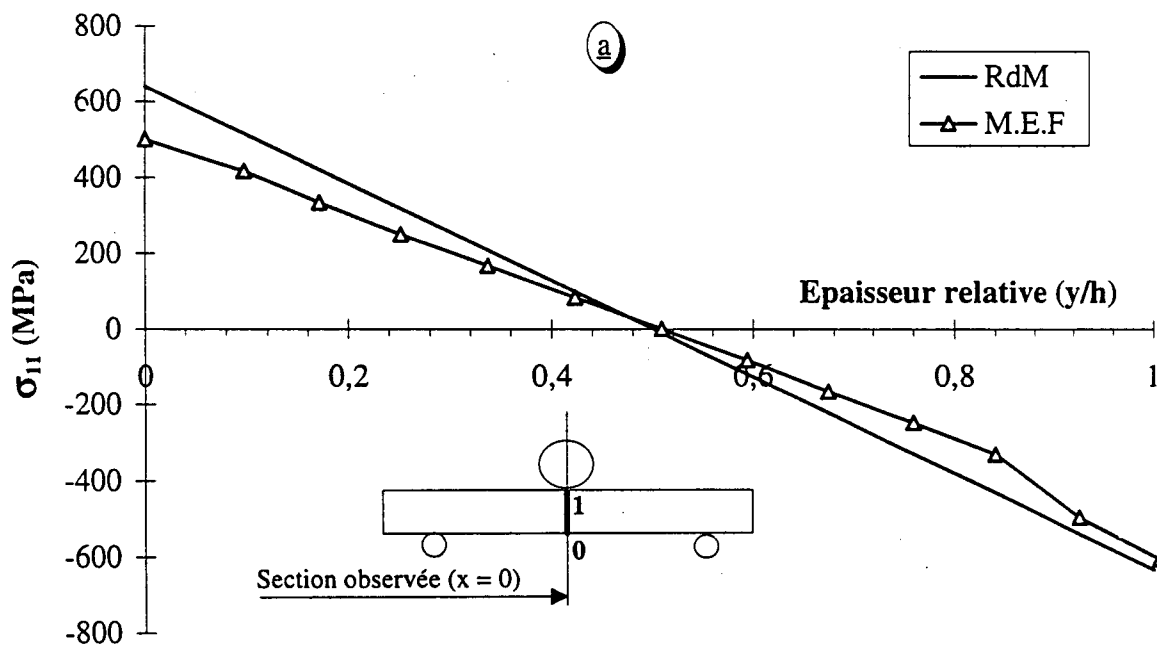


Figure III.5.a : Répartition des contraintes σ_{11} sous le plot mobile

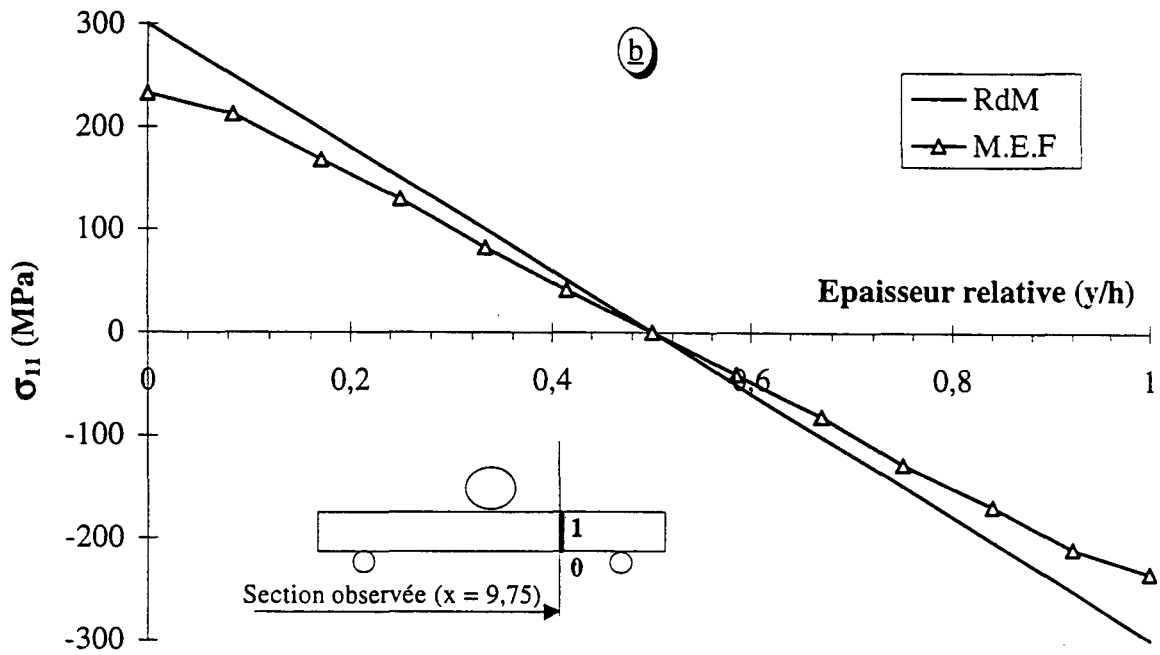


Figure III.5.b : Répartition des contraintes σ_{11} à 9,75 mm du plot mobile

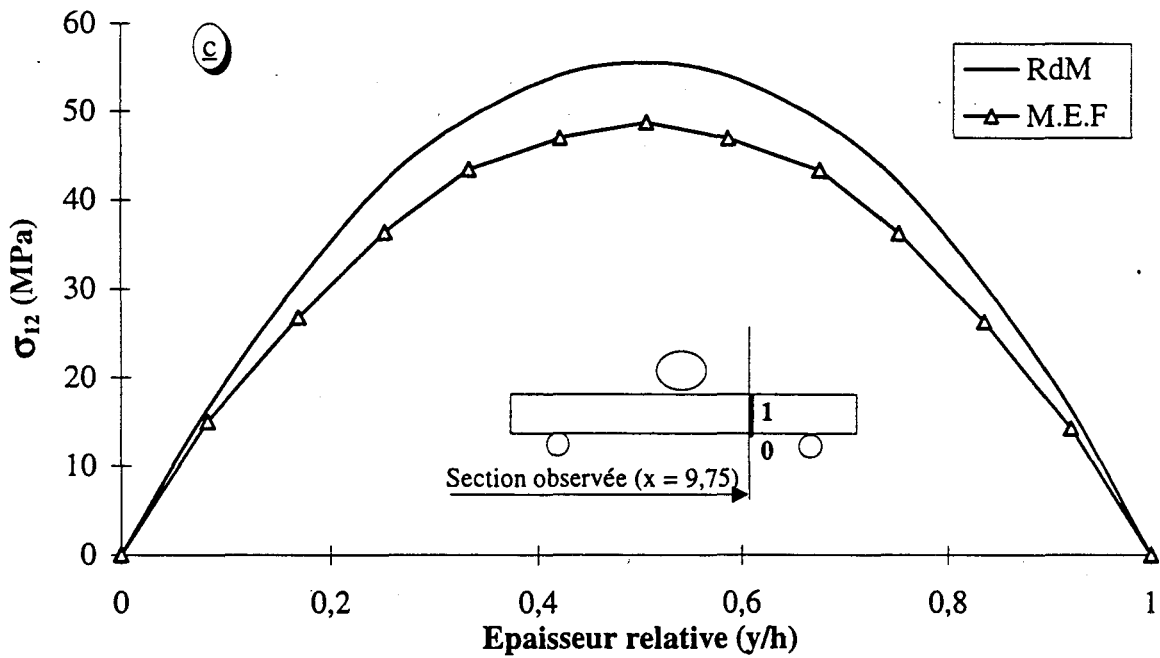


Figure III.5.c : Représentation des contraintes σ_{12} à 9,75 mm du plot mobile

La différence des résultats entre les contraintes σ_{11} et σ_{12} calculées ici et celles calculées par la théorie des poutres sous le plot mobile s'explique par les concentrations de contraintes sous le plot de chargement, distribuées dans un volume non négligeable, non prises

en compte par la théorie des poutres. En revanche, les répartitions des contraintes σ_{11} et σ_{12} obtenues loin du plot mobile (cf. Annexe A) sont cohérentes avec celles calculées par la théorie des poutres.

En conclusion, la répartition des contraintes de cisaillement (σ_{12}) loin des appuis ($x=9,75$ mm) n'est pas perturbée par les concentrations des contraintes de ces derniers.

III.3.3 Maillage adopté

Le maillage des éprouvettes complètes de flexion trois points comprend 464 éléments. La figure III.6 indique le nombre d'éléments par zone ainsi que leurs largeur et hauteur. Compte tenu des concentrations de contraintes aux voisinages des différents plots, le maillage des zones de l'éprouvette aux droits des plots a été raffiné. Par la suite, nous parlerons de la zone ① située au droit du plot mobile, des zones ② localisées entre le plot mobile et chaque plot fixe, et des zones ③ situées aux droits des plots fixes (Figure III.6).

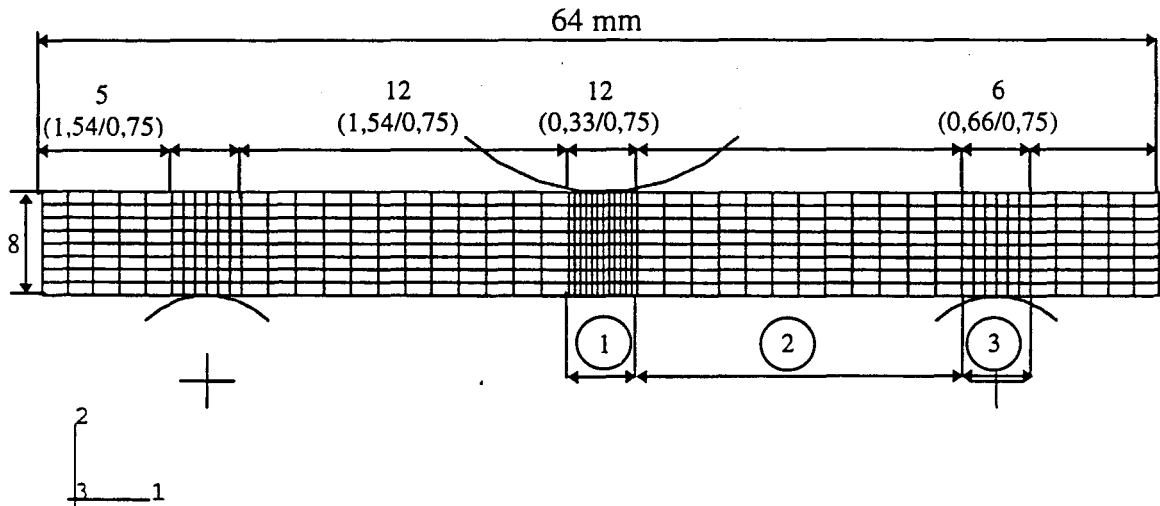


Figure III.6 : Maillage adopté pour l'éprouvette de flexion trois points
(nombre d'éléments (largeur/hauteur))

Le maillage est réalisé à l'aide d'éléments quadratiques en contraintes planes, à 8 noeuds et 4 points d'intégration, référencés CPS8R dans le code ABAQUS.

III.3.4 Loi de comportement

Cui [CUI92-a] a étudié l'influence de la loi de comportement (linéaire ou non-linéaire) sur le champ des contraintes. Pour ce faire, la non-linéarité du matériau en cisaillement a été prise en compte. Il obtient, avec un plot mobile de diamètre 10 mm, les résultats consignés dans le tableau III.4.

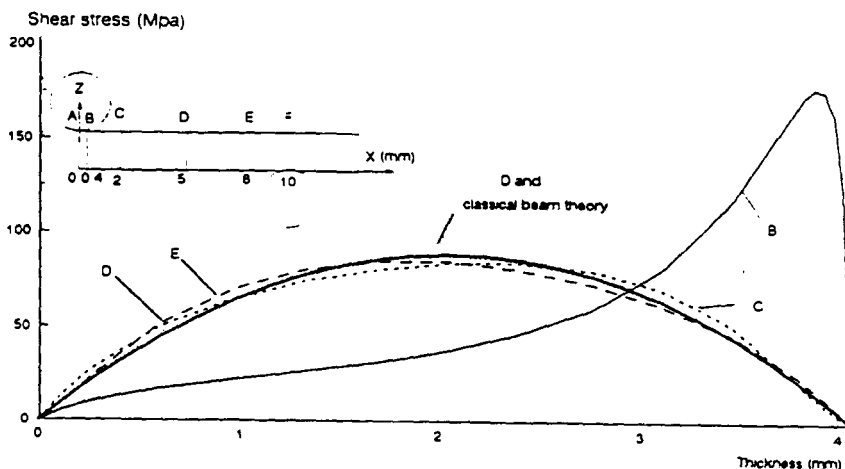
	$\sigma_{11_{\text{Max}}}$ (MPa)	$\sigma_{11_{\text{min}}}$ (MPa)	$\sigma_{22_{\text{min}}}$ (MPa)	$\sigma_{12_{\text{Max}}}$ (MPa)
Comportement linéaire	893	- 1 792	- 606	178
Comportement non-linéaire	1 076	- 1781	- 582	97
Différence (%)	+ 20	- 0,6	- 4	- 46

Tableau III. 4 : Influence de la non-linéarité en cisaillement sur les différentes contraintes, pour des éprouvettes verre/époxyde unidirectionnelles sollicitées en flexion trois points avec appuis très rapprochés ($L/h = 5$) [CUI92-a]

Ces résultats montrent que les contraintes de traction longitudinales sont sensiblement modifiées, tandis que les contraintes de compression le sont moins. En revanche, la plus grande influence est observée sur les contraintes de cisaillement. Les figures III.7.a et b représentent les profils des contraintes tangentielles σ_{12} dans le cas d'un comportement linéaire (a) et dans le cas d'un comportement non-linéaire (b), comparés au profil obtenu par la théorie des poutres. Avec un comportement linéaire, les profils obtenus loin du plot mobile sont très voisins du profil parabolique obtenu par la RdM. Seule la section B, très voisine du plot mobile, présente une répartition très dissymétrique avec un pic quasiment double du maximum de contrainte tangentielle obtenu ailleurs. Avec un comportement non-linéaire, les profils loin du plot mobile sont quasiment symétriques, mais "aplatis" par rapport au profil de RdM, d'où une épaisseur centrale relativement importante sur laquelle on peut admettre une répartition uniforme, d'intensité de contrainte réduite d'environ 14 % par rapport au maximum obtenu par la RdM. Là encore, seule la section B voisine du plot mobile présente un profil non symétrique, toutefois beaucoup moins marqué que pour un comportement linéaire. Un pic est également obtenu en sous-couche juste sous le plot mobile (section A), avec une valeur de contrainte réduite de 10% par rapport au maximum obtenu par la RdM.

En conclusion, cette étude montre l'importance de la prise en compte du comportement non-linéaire pour ce type de matériau.

a : comportement linéaire



b : comportement non - linéaire

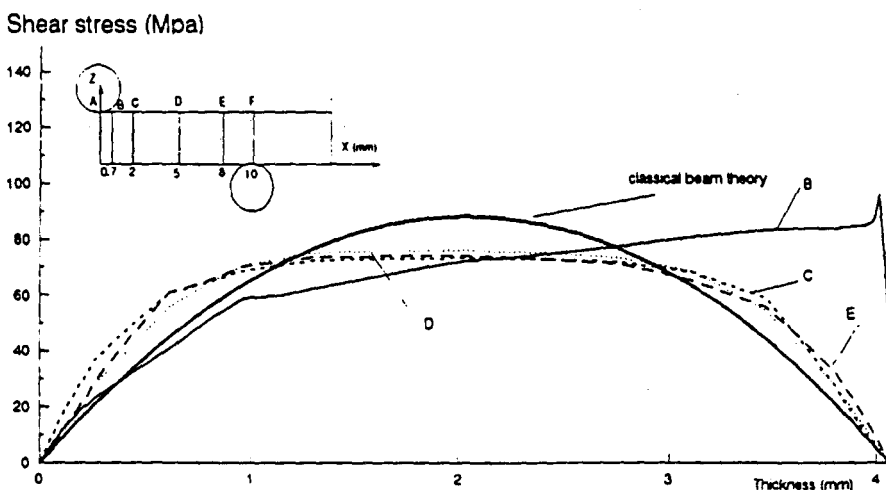


Figure III.7 : Distribution des contraintes de cisaillement σ_{12} dans différentes sections de l'éprouvette, pour un matériau à comportement linéaire (a) et non-linéaire (b) en cisaillement [CUI92-a]

Loi de comportement adoptée ici

Le comportement du composite EM10 étudié dans cette thèse a été défini expérimentalement. Les courbes charge-déplacement (Annexe C) montrent un comportement linéaire en traction et non-linéaire en cisaillement. Bien que le code ABAQUS propose toute une

panoplie de lois de comportement, aucune ne correspond à ce type de comportement. Nous avons donc défini une loi de comportement "utilisateur" à l'aide d'une sous-routine UMAT. Il s'agit d'un sous-programme écrit en FORTRAN.

Les hypothèses adoptées pour l'écriture de cette loi sont les suivantes :

- le matériau est supposé homogène (fibres parfaitement rectilignes, uniformément réparties, absence de porosités),
- le comportement est linéaire en traction, longitudinalement et transversalement,
- le comportement est non-linéaire en cisaillement.

La relation contrainte - déformation s'écrit alors :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_{11} & -\nu_{12}/E_{22} & 0 \\ -\nu_{12}/E_{11} & 1/E_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}$$

où E_{11} et E_{22} sont des constantes, alors que G_{12} dépend de γ_{12} .

La sous-routine UMAT permet, à partir d'une estimation du tenseur des déformations aux points d'intégration, ε^n , de réactualiser le tenseur des contraintes, σ^n , ainsi que les

composantes du jacobien, $J^n = \frac{\Delta \bar{\sigma}^n}{\Delta \bar{\varepsilon}^n}$.

Les données du modèle numérique sont les "propriétés-utilisateur", à savoir les caractéristiques élastiques du matériau.

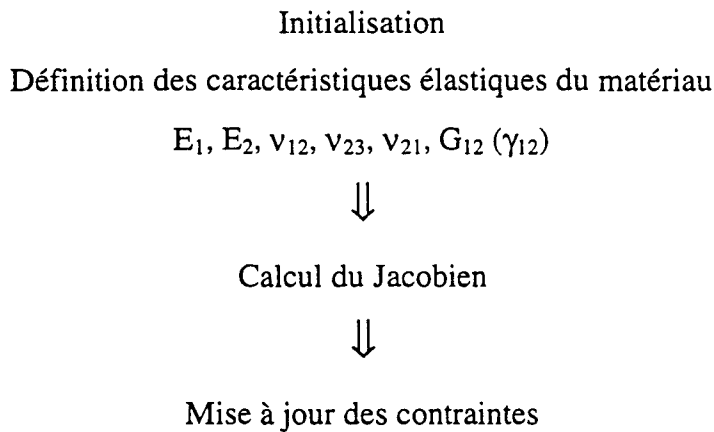
Les paramètres d'entrée de la sous-routine UMAT sont :

- le tenseur des déformations à la fin de l'itération courante : ε^n ,
- l'incrément de déformation courant : $\Delta \bar{\varepsilon}^n = \varepsilon^n - \varepsilon^{n-1}$,
- le tenseur des contraintes à la fin de l'incrément précédent : σ^{n-1} ,
- divers renseignements sur le calcul : numéro de l'élément, du point d'intégration, du pas de calcul...

Les paramètres de sortie sont :

- le jacobien décrivant la loi de comportement : $J^n = \frac{\partial \Delta \bar{\sigma}^n}{\partial \Delta \bar{\varepsilon}^n}$,
- le tenseur des contraintes à la fin de l'incrément courant : $\sigma^n = \sigma^{n-1} + \frac{\partial \Delta \bar{\sigma}^n}{\partial \Delta \bar{\varepsilon}^n} \cdot \Delta \varepsilon^n$.

L'algorithme de la subroutine UMAT est le suivant :



III.3.4.1 Définition du Jacobien

L'implantation d'une loi de comportement personnalisée à l'aide d'une subroutine UMAT est aisée, si l'on peut déterminer facilement le jacobien J^n . Celui-ci est défini explicitement en fonction des caractéristiques élastiques du matériau par :

$$J^n = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & 0 \\ D_{12} & D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12}(\gamma_{12}) \end{bmatrix} \text{ avec } \begin{aligned} D_{11} &= \frac{1 - \nu_{23}^2}{\Delta E_2^2} \\ D_{22} &= \frac{1 - \nu_{12} \nu_{21}}{\Delta E_1 E_2} \\ D_{12} &= \frac{\nu_{21}(1 + \nu_{23})}{\Delta E_2^2} \end{aligned} \quad \text{où}$$

$$\Delta = \frac{1 - \nu_{23}^2 - 2\nu_{12} \nu_{21}}{E_1 E_2^2}$$

L'évolution de G_{12} est définie ci-après.

III.3.4.2 Définition de la non-linéarité en cisaillement

La non-linéarité en cisaillement a été mise en évidence à partir de trois essais Rosen sur des éprouvettes EM10 de dimensions 250 x 25 x 3 (cf. § II.2.1.2). La figure III.8 représente une des courbes expérimentales obtenues. Cette courbe est approchée par 10 segments de droites, tangents à la courbe aux différents points *i*. La pente de ces segments permet de définir le module G_{12} par morceaux. Les valeurs de G_{12} en fonction de γ_{12} sont données dans le tableau III.5.

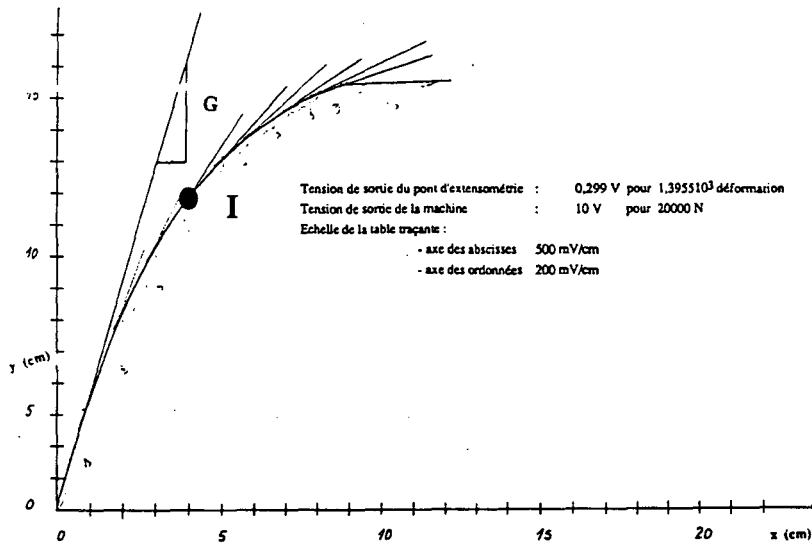


Figure III.8 : Approximation de la courbe de cisaillement monotone

γ_{12} (%)	0	0,42	1,35	1,93	2,40	2,77	3,36	3,80	4,20	4,60
G_{12} (MPa)	5415	4352	3126	2254	1741	1358	1035	721	447	76

Tableau III.5 : Evolution de G_{12} en fonction de γ_{12}

III.3.4.3 Validation de la subroutine UMAT

La subroutine UMAT a d'abord été validée pour un comportement élastique linéaire, en confrontant les résultats d'un calcul avec G_{12} constant aux résultats donnés en utilisant la loi élastique linéaire standard du code ABAQUS. Pour cela, les contraintes de cisaillement maximales ont été relevées dans une section droite de l'éprouvette, située à environ 12 mm du plot mobile, afin de ne pas tenir compte des perturbations liées au contact plot/éprouvette. Nous avons obtenu une parfaite corrélation entre les résultats de ces deux modèles. La figure III.9 donne la répartition des contraintes de cisaillement pour les deux modèles, pour différentes flèches.

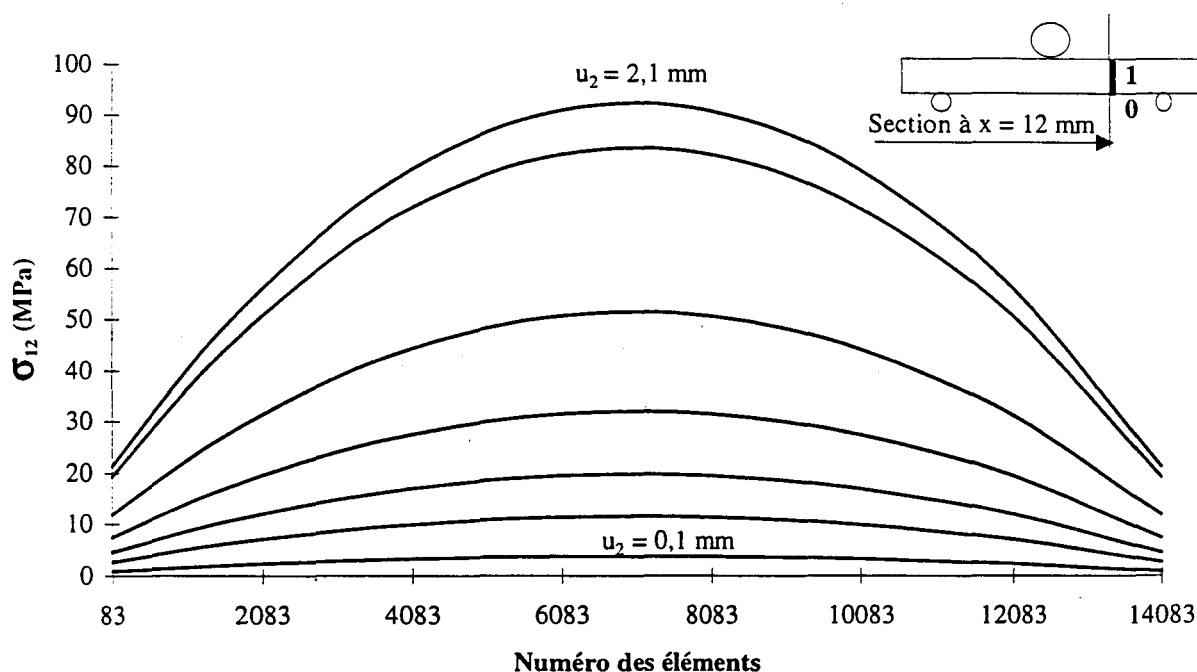


Figure III.9 : Répartition des contraintes σ_{12} à 12 mm du plot mobile, pour différentes flèches (0,1 ; 0,3 ; 0,5 ; 0,8 ; 1,25 ; 1,925 ; 2,1 mm)

Ensuite, nous avons comparé les résultats du modèle non-linéaire aux résultats expérimentaux. Ces résultats sont présentés sur la figure III.10, sur laquelle on observe une assez bonne corrélation entre les courbes charge-flèche jusqu'à la rupture, expérimentales et numérique (Figure III.10) [ROU96].

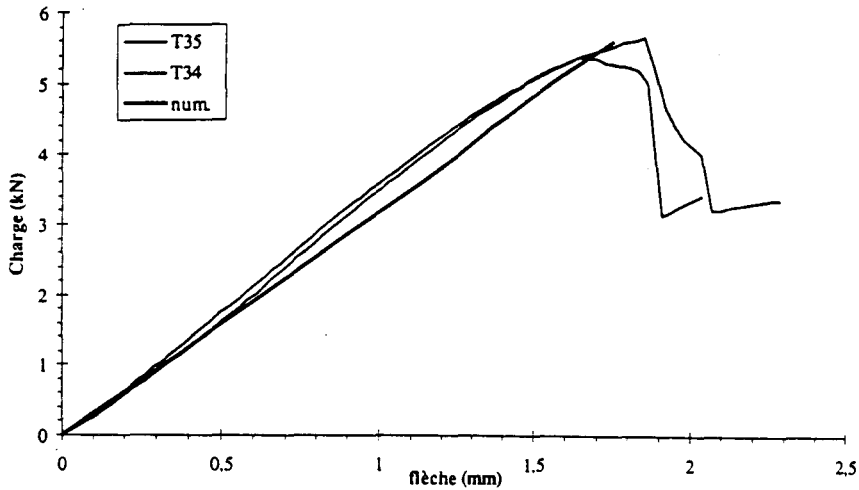


Figure III.10 : Comparaison des courbes charge-flèche expérimentales et numérique avec une loi de comportement en cisaillement non-linéaire (essais T34 et T35)

III.3.4.4 Répartition des différentes contraintes

Les figures III.11 à 13 montrent les isocontraintes obtenues par le calcul numérique, avec le modèle non-linéaire, pour une flèche de 2,1 mm.

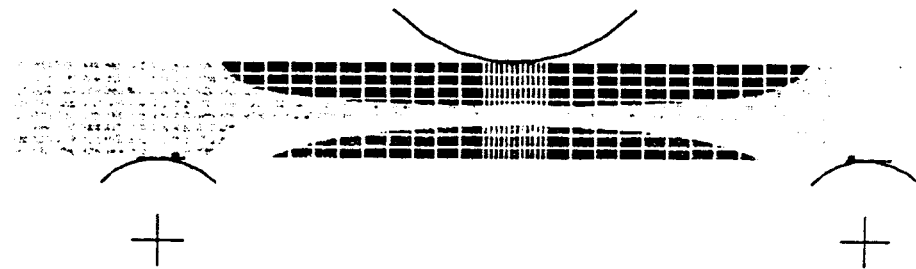
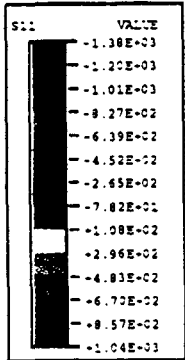


Figure III.11 : Isocontraintes σ_{11} pour une flèche de 2,1 mm

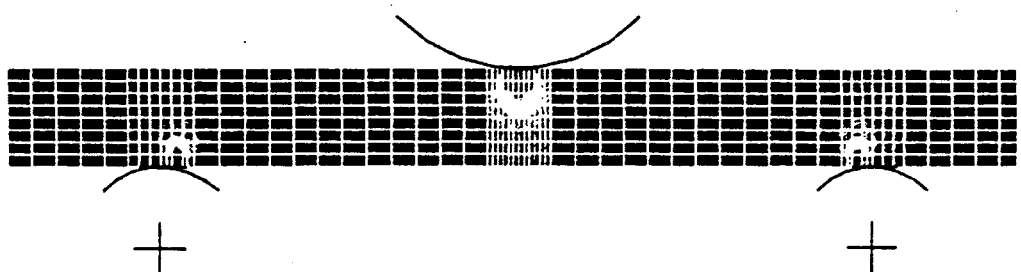
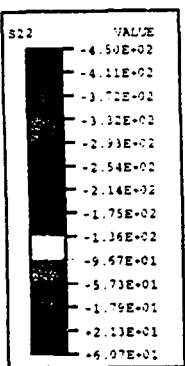


Figure III.12 : Isocontraintes σ_{22} pour une flèche de 2,1 mm

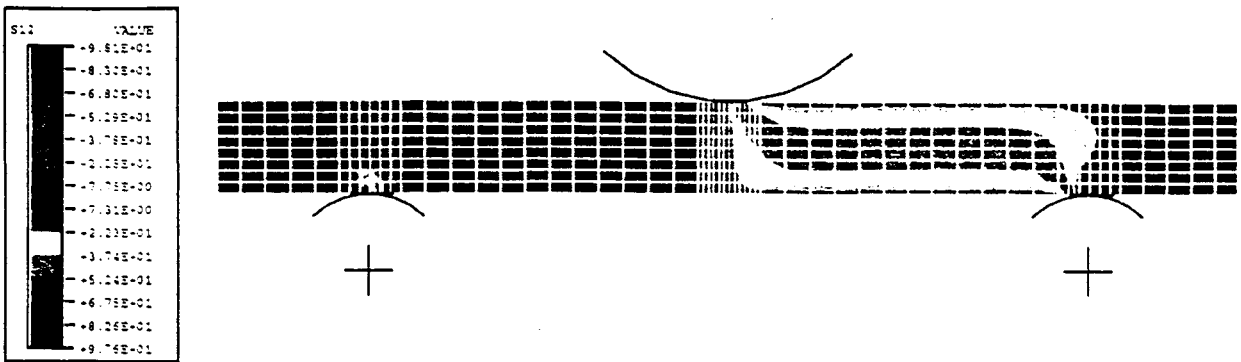


Figure III.13 : Isocontraintes σ_{12} pour une flèche de 2,1 mm

Sur la figure III.11 on observe que les contraintes σ_{11} sont maximales sur le bord de l'éprouvette. On remarque aussi que ces contraintes n'ont plus d'influence au delà des plots fixes. Sur la figure III.12, on observe que loin des appuis, les contraintes normales dans le sens transversal ne dépassent pas 21 MPa. Enfin sur la figure III.13, on observe que les contraintes tangentielles, σ_{12} , sont maximales dans le plan moyen de l'éprouvette (93 MPa).

L'analyse de l'influence des contraintes de cisaillement par rapport aux contraintes de traction/compression est développée en Annexe A.

III.4 APPLICATION DU CRITERE DE TSAÏ-HILL

Le critère de rupture de Tsai-Hill a été utilisé dans le but de localiser la rupture sous chargement monotone.

Nous utilisons le modèle éléments finis décrit au § III.3.3. Pour chaque déplacement, nous avons visualisé la variable α du critère de Tsai-Hill qui caractérise la rupture dans le matériau. Cette variable est définie de la façon suivante :

$$\alpha = \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{1,r}} \right)^2 - \frac{\sigma_1 \sigma_2}{\sigma_{1,r}^2} + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{2,r}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_6}{\sigma_{6,r}} \right)^2$$

Le tableau III.6 donne les contraintes à rupture mesurées expérimentalement pour $\sigma_{1,r}$ et $\sigma_{2,r}$ (cf. § II.2.1.2), et prise dans la littérature pour $\sigma_{6,r}$ [CUI93], utilisées pour calculer cette variable. La rupture est atteinte là où $\alpha \geq 1$.

$\sigma_{1,r}$ (MPa)	$\sigma_{2,r}$ (MPa)	$\sigma_{6,r}$ (MPa)
998	41,7	75

Tableau III.6 : Contraintes à rupture du composite EM10

III.4.1 Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux

Les figures III.14.a à d définissent les zones où le critère de rupture de Tsai-Hill est atteint ($\alpha \geq 1$, zones blanches) pour des valeurs croissantes de flèche imposée [ROU96].

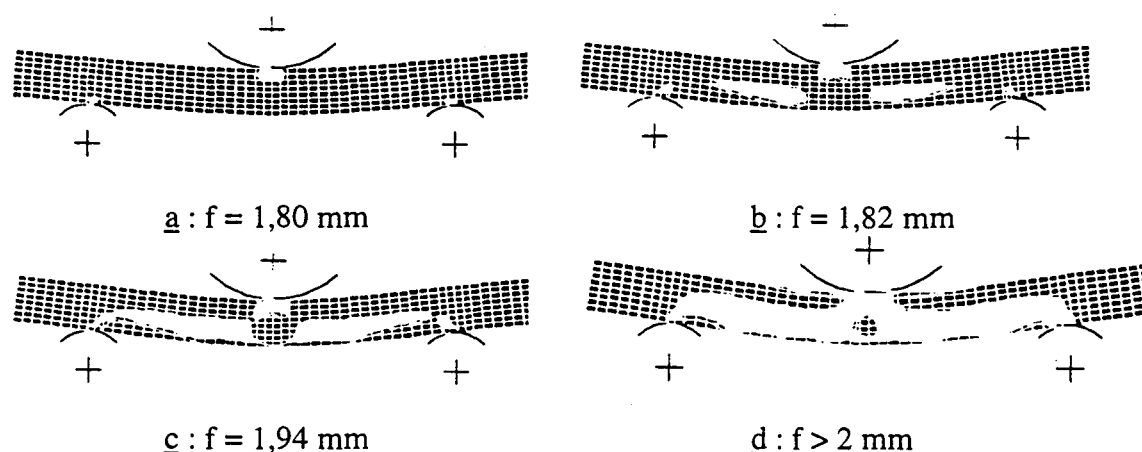


Figure III.14 : Localisation de la rupture par le critère de rupture de Tsai-Hill, en fonction de la flèche imposée

Pour chacune des flèches imposées, les résultats numériques sont comparés aux résultats expérimentaux et aux résultats d'E.A. présentés au § II.6.2.2, permettant alors de relier les différents phénomènes (Tableau III.7) :

Résultats numériques (critère de Tsai-Hill)	Résultats expérimentaux (courbe charge-flèche)	Résultats d'E.A. (courbe charge-flèche)
<u>$f < 1,80 \text{ mm}$</u> <ul style="list-style-type: none"> le critère n'est atteint nulle part dans l'éprouvette. 	<ul style="list-style-type: none"> la courbe charge-flèche traduit un comportement quasi-élastique, aucune dégradation macroscopique n'est observée. 	<ul style="list-style-type: none"> Aucun bruit d'E.A. n'est perçu avant une flèche de 1 mm ; au-delà, une augmentation lente du nombre d'événements cumulés est enregistrée (début de la phase I).
<u>$f = 1,80 \text{ mm}$</u> (fig. III.4.a) <ul style="list-style-type: none"> le critère est atteint sous les différents plots 	<ul style="list-style-type: none"> du matage apparaît sous les différents plots. 	<ul style="list-style-type: none"> augmentation lente du nombre d'événements cumulés (fin de la phase I).
<u>$f = 1,82 \text{ mm}$</u> (fig. III.4.b) <ul style="list-style-type: none"> le critère est atteint sous les plots et dans une zone voisine du plan moyen de l'éprouvette. Notons que la rupture est apparue ici de façon symétrique à 6 mm du plot mobile. Elle atteint une longueur rompue dans le plan moyen de 10 mm. 	<ul style="list-style-type: none"> sur la courbe charge-flèche, début de la zone non linéaire l'amorçage de la fissure apparaît dans le plan moyen de l'éprouvette, en un point décalé par rapport au plot mobile. 	<ul style="list-style-type: none"> augmentation très rapide du nombre d'événements cumulés (début de la phase II).

<p>$f = 1.94 \text{ mm}$ (fig. III.4.c)</p> <ul style="list-style-type: none"> extension des zones rompues autour et dans le plan moyen de l'éprouvette pour atteindre une longueur rompue de 15,5 mm. 	<ul style="list-style-type: none"> la fissure, quasi-instantanée, est localisée dans le plan moyen de l'éprouvette. 	<ul style="list-style-type: none"> stabilisation du nombre d'événements cumulés (fin de la phase II).
<p>$f > 2 \text{ mm}$ (fig. III.4.d)</p> <ul style="list-style-type: none"> pas d'extension de la zone rompue au-delà des plots fixes. La longueur finale rompue au niveau du plan moyen est de 17,8 mm. 	<ul style="list-style-type: none"> fissure interlaminaire non symétrique, qui peut parfois atteindre l'une des extrémités de l'éprouvette. 	<ul style="list-style-type: none"> saturation du nombre d'événements cumulés (début de la phase III).

Tableau III.7 : Comparaison des résultats numériques avec les résultats expérimentaux (courbes charge-flèche, observations macroscopiques, signaux d'E.A (cf. § II.6.2.2))

III.4.2 Discussion des résultats

L'utilisation du critère de Tsai-Hill permet de rendre correctement compte de la localisation et de la longueur de la zone rompue. Néanmoins, la validité d'une telle modélisation est discutable. Quelle que soit la valeur de la flèche appliquée, le calcul du champ des contraintes ne tient pas compte de l'apparition et de la progression de la zone rompue. Ainsi, le champ des contraintes obtenu est différent du champ de contraintes dans l'éprouvette fissurée. Ce constat entraîne deux conséquences : d'une part, les zones rompues mises en évidence par la modélisation sont strictement symétriques, ce qui est contraire à l'expérience, puisque dès qu'il y a apparition de la fissure, l'éprouvette perd sa symétrie et la fissure ne se propage que d'un seul côté, celui qui lui demande le moins d'énergie ; de plus, le critère de Tsai-Hill n'a pas pour but de mettre en évidence une propagation de fissure ; c'est une approche quantitative de la localisation initiale de la zone rompue, et elle ne fournit qu'une information qualitative sur son évolution.

Le champ des contraintes au voisinage d'une fissure unilatérale peut être modélisé en intégrant une interface cisailable au modèle de l'éprouvette. Le cisaillement interlaminaire se produisant au voisinage immédiat du plan moyen de l'éprouvette, c'est ce plan moyen qui sera modélisé.

III.5 MODELISATION NUMERIQUE DU PLAN DE DELAMINAGE

Le paragraphe précédent nous a permis de mettre en évidence qu'un modèle numérique symétrique ne permet pas de mettre en évidence le comportement dissymétrique à la rupture par délaminage dans le plan moyen de l'éprouvette, observé expérimentalement. Cette dissymétrie résulte en fait de microendommagements apparus sur des microhétérogénéités du matériau réparties aléatoirement, dans les zones les plus sollicitées, c'est-à-dire là où les contraintes de cisaillement sont prépondérantes, au voisinage immédiat du plan moyen de l'éprouvette.

Il convient donc en premier lieu, pour rendre compte de cette dissymétrie, d'utiliser un modèle numérique non symétrique.

Dans la littérature, plusieurs modèles numériques ont été proposés pour rendre compte d'une propagation de fissure de délaminage dans un matériau composite. Nous en présentons succinctement trois.

Le modèle de Daridon [DAR95] se propose de rendre compte de la propagation d'un délaminage qui ne serait pas parfait, ou plus précisément qui se propagerait de part et d'autre d'une petite couche de fibres susceptible de créer un "pont de fibres" reliant les deux lèvres de la fissure, augmentant alors la résistance à l'avancée de la fissure. Cet auteur propose alors de modéliser une telle propagation par la prise en compte d'une part de la dissipation d'énergie relative à l'avancée de la fissure, d'autre part de la dégradation et la rupture du pont de fibres (rejoignant alors la notion de courbe "R"). L'avancée de la fissure est modélisée grâce à la mécanique de la rupture fragile ; le pont de fibres et sa dégradation sont modélisés à l'aide de ressorts endommageables dont la loi de comportement utilise un taux de restitution d'énergie décroissant linéairement avec l'ouverture de la fissure. Ce modèle n'a pas été retenu ici, car nous n'avons pas observé, expérimentalement, que la propagation de la fissure était gênée par des ponts de fibres.

Maikuma [MAI89] propose pour sa part de modéliser la propagation d'une fissure interlaminaire en mode II à l'aide de la Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture. Il développe alors un modèle analytique de propagation d'une fissure interlaminaire existante, en mode II, utilisant les taux de restitution d'énergie élastique G_{II} et G_{IIc} . Ce modèle n'est pas

adapté à notre problème, puisqu'il suppose l'existence a priori d'une fissure interlaminaire de longueur initiale "2a", ce qui n'est pas notre cas.

En revanche, le modèle développé par Cui et Wisnom [CUI93] a été utilisé ici, car il a été développé pour traiter un problème très voisin du nôtre. En effet, Cui et Wisnom se sont proposés de modéliser le comportement en flexion trois points avec appuis très rapprochés ($L/h = 5$) de petites éprouvettes en verre/époxyde unidirectionnel rompues par délaminage dans le plan moyen. Ils modélisent alors ce plan moyen par une interface endommageable représentée par des éléments ressorts dont la loi de comportement est définie à partir du taux critique de restitution d'énergie en mode II, G_{IIc} , et de la contrainte de cisaillement à rupture, $\sigma_{12,r}$. Le plan cisailable est alors simplement modélisé par des noeuds dédoublés ; lors de son cisaillement en mode II, il garde une épaisseur nulle. L'intérêt d'un tel modèle est de permettre de rendre compte de la dissymétrie du comportement à rupture, par la modélisation d'une interface cisailable d'un seul côté du plot fixe. C'est ce modèle que nous utiliserons et développerons au paragraphe suivant.

III.5.1 Modélisation de l'interface endommageable

III.5.1.1 Principe du modèle

Nous décrivons l'apparition et la propagation d'une fissure dans le plan moyen de l'éprouvette en considérant 4 phases (désignées de a à d) à partir de la variation de la contrainte transmissible, σ_{12} , dans ce plan et du taux de restitution d'énergie en mode II, G_{II} en fonction du glissement δ . La figure III.15 décrit cette évolution en quatre phases.

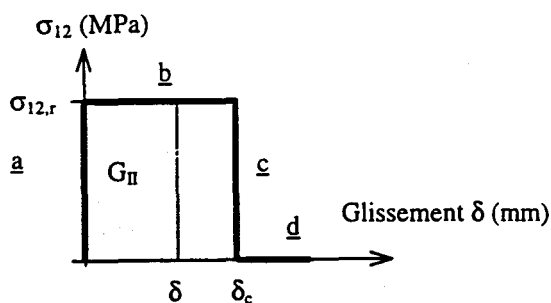


Figure III.15 : Variations de σ_{12} et G_{II} en fonction du glissement δ

a - Tant que la contrainte de cisaillement σ_{12} n'a pas atteint la contrainte de cisaillement critique $\sigma_{12,r}$, le glissement δ est nul ainsi que le taux de restitution d'énergie G_{II} . Le matériau est alors non endommagé, et l'éprouvette se comporte comme un solide unique ;

b - la contrainte de cisaillement critique $\sigma_{12,r}$ est atteinte ; il y a apparition puis croissance de l'endommagement au niveau du plan moyen de l'éprouvette, qui se traduit par un glissement dans ce plan, et une croissance du taux de restitution d'énergie G_{II} ;

c - le glissement atteint la valeur critique δ_c , c'est la rupture ; la contrainte σ_{12} chute jusqu'à 0, le taux de restitution d'énergie a atteint sa valeur critique G_{IIc} ;

d - au delà du glissement critique δ_c , l'interface est rompue. La contrainte de cisaillement σ_{12} est nulle.

III.5.1.2 Mise en oeuvre numérique du modèle

Afin de mettre en oeuvre le modèle décrit ci-dessus, nous modélisons l'interface cisailable au niveau du plan moyen de l'éprouvette à l'aide d'éléments ressorts. Ces ressorts relient entre eux les noeuds des deux demi-éprouvettes supérieure et inférieure (Figure III.16).

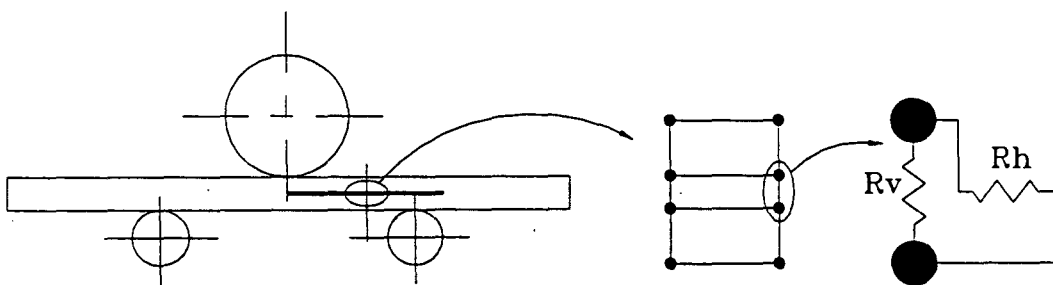


Figure III.16 : Schématisation de l'interface cisailable

Deux types de ressorts sont utilisés pour relier ces noeuds :

– les ressorts R_v , normaux au plan de l'interface, assurent la transmission des contraintes normales entre les deux demi-éprouvettes. Leur loi de comportement est élastique linéaire, avec une raideur très grande ($4 \cdot 10^7 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1}$), ce qui permet de négliger le déplacement relatif normal au plan. La figure III.17.a donne la variation de l'effort normal transmis en fonction de l'allongement du ressort R_v ,

– les ressorts R_h , parallèles au plan de l'interface, contrôlent le cisaillement. Leur loi de comportement obéit au principe précédent (cf § III.5.1.1). La figure III.17.b donne la variation de l'effort tangentiel transmis par R_h en fonction du glissement δ . Notons que l'effort tangentiel à rupture est défini par :

$$F_{ri} = \sigma_{12,r} \cdot l_i \cdot b$$

avec b la largeur de l'éprouvette et l_i une longueur calculée à partir de la taille des éléments au voisinage du noeud i , afin d'assurer une contrainte de cisaillement critique constante sur toute l'interface cisailable. Néanmoins, afin d'éviter des problèmes numériques, la loi de comportement est modifiée en introduisant une raideur très grande ($\pm 10^9 \text{ N/mm}$) pour décrire les phases a et c (Figure III.17).

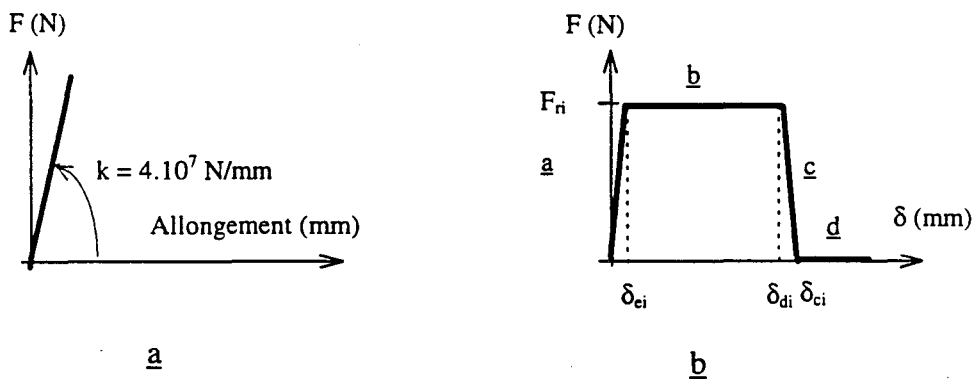


Figure III.17 : Lois de comportement des ressorts R_v et R_h

Ainsi, on introduit un déplacement δ_{ei} qui impose une transmission des contraintes de cisaillement avec un glissement négligeable pendant la phase a, mais permet d'obtenir une bonne stabilité des calculs numériques ; de même, le déplacement δ_{di} impose une décroissance rapide mais progressive de la contrainte σ_{12} pendant la phase c de rupture.

III.5.1.3 Maillage adopté

La fissure apparaissant expérimentalement dans le plan moyen, d'un seul côté du plot mobile, une interface cisailable est introduite d'un seul côté de l'éprouvette, entre le plot mobile et le plot fixe (de la zone ① du maillage à la zone à ③, cf § III.3.3) (Figure III.18).

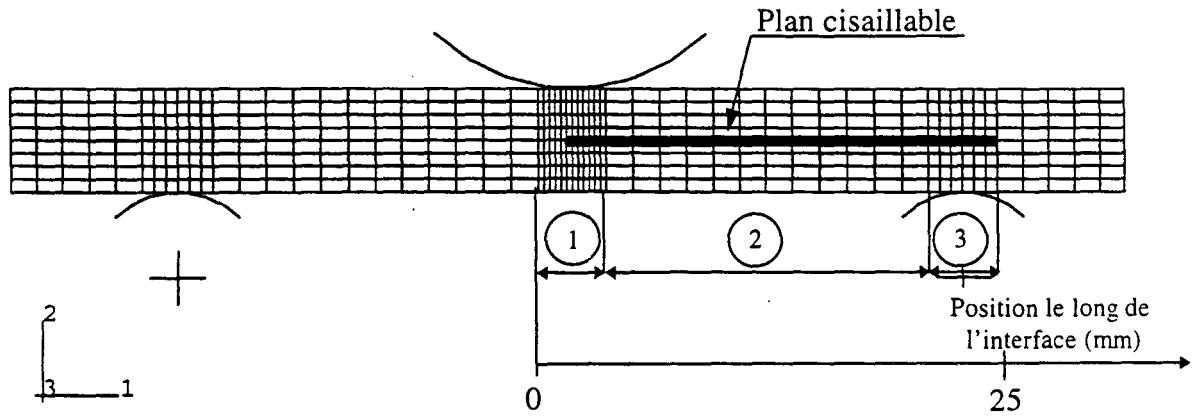


Figure III.18 : Localisation de l'interface cisailable (ou plan de délaminage)

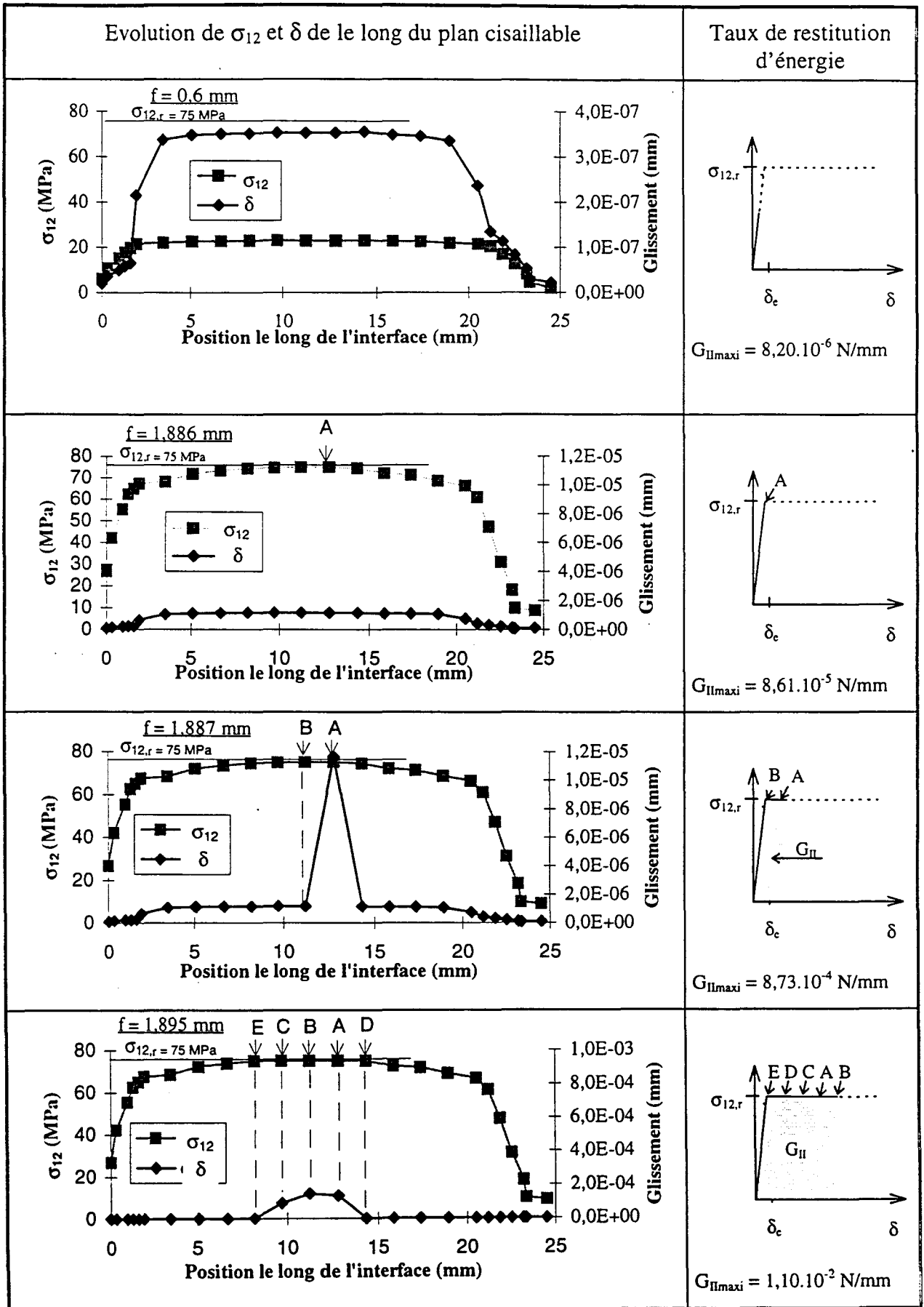
III.5.2 Résultats : application des données de Cui et Wisnom

N'ayant pas les moyens de mesurer le taux de restitution d'énergie critique G_{IIc} à utiliser pour définir la loi de comportement des ressorts R_h pour notre matériau, nous avons choisi les valeurs de $\sigma_{12,r}$, G_{IIc} et de δ_c utilisées par Cui et Wisnom [CUI93] pour un composite unidirectionnel verre/époxyde sollicité en flexion quatre points, à savoir : $\sigma_{12,r} = 75$ MPa, $G_{IIc} = 1$ N/mm, et $\delta_c = 0,0133$ mm. Compte tenu des différentes tailles de maille utilisées pour les 3 zones i et leurs transitions $i-j$ (cf. Figure III.18), les valeurs d'effort critique F_{ci} pour chaque zone sont données dans le tableau III.8.

Zone	①	①-②	②	②-③	③	③-éprouvette
F_{ci} (N)	247,5	701,25	1155	825	495	825

Tableau III.8 : Valeurs de l'effort critique F_{ci} adopté pour chacune des zones du maillage

Les résultats numériques obtenus sont donnés dans le tableau III.9 ; ils sont exprimés en termes de σ_{12} et δ en fonction de la position par rapport au droit du plot mobile, le long du plan cisailable. Les diagrammes joints à ces résultats permettent d'apprécier les niveaux de taux de restitution d'énergie G_{II} atteints en différents points de l'interface.



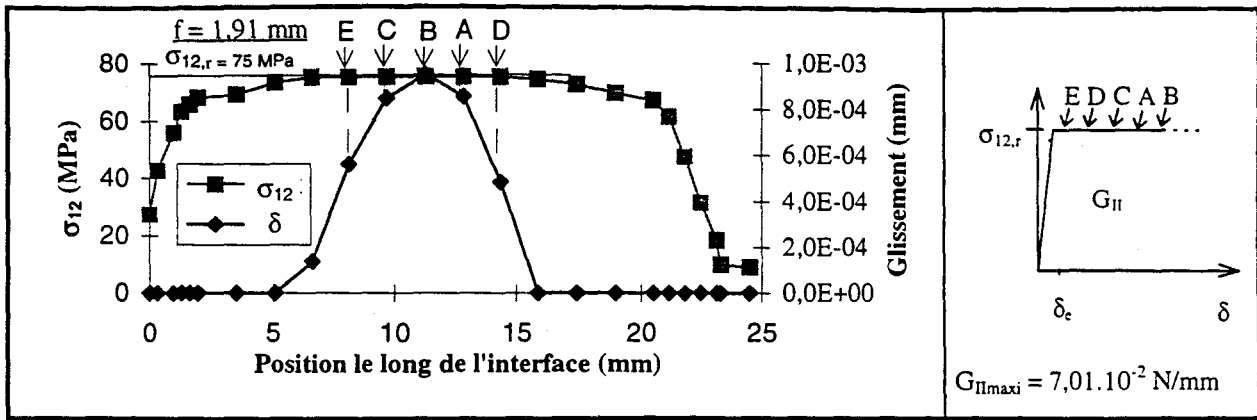


Tableau III.9 : Etat des ressorts R_h pour différentes flèches imposées

$$(\sigma_{12,r} = 75 \text{ MPa}, \delta_c = 0,013 \text{ mm})$$

On observe que le ressort A est le premier ressort à s'endommager, c'est-à-dire à atteindre la phase b, sous une flèche de 1,886 mm ; il se situe à 12,8 mm du plot mobile. Ce ressort n'a pas atteint la phase c. Aussi, nous parlerons de "zone endommagée" mais non de "fissure" à proprement parler. Au delà de $f = 1,886$ mm, l'endommagement des ressorts R_h se propage de part et d'autre du ressort A. Notons que seuls 5 ressorts ont atteint leur charge critique, pour une flèche de 1,895 mm ; la longueur endommagée a donc atteint 6 mm pour une variation de flèche de 9 μm à partir de l'apparition de l'endommagement, ce qui rend bien compte de la propagation très rapide que nous observons expérimentalement. Au delà de $f = 1,895$ mm, ces 5 ressorts continuent de s'endommager, sans pour autant atteindre la valeur critique de glissement δ_c . En raison de problèmes numériques de convergence, le calcul n'a pu être poursuivi au delà d'une flèche de 1,91 mm, qui correspond à un G_{II} de 0,0701 N/mm atteint au niveau du ressort A le plus endommagé. La valeur de G_{IIc} de 1 N/mm défini par Cui et Wisnom est loin d'être atteinte, elle est donc trop élevée pour notre matériau. Un second calcul a été réalisé avec un taux de restitution d'énergie critique G_{IIc} de 0,06 N/mm ; malheureusement aucune information supplémentaire n'a été apportée : seuls 5 ressorts ont là encore été endommagés et ils n'ont pas dépassé la phase b.

Une analyse critique de notre modèle nous a conduit à penser qu'une partie des problèmes numériques rencontrés pouvaient provenir de la non uniformité du maillage d'une part, de la non réactualisation de la direction des ressorts R_h d'autre part.

Dans les zones où la taille des éléments change, les courbes d'évolution de la contrainte de cisaillement σ_{12} et du glissement δ le long du plan cisailable font apparaître une évolution de σ_{12} le long du plan cisailable, en marquant une chute de la contrainte de cisaillement σ_{12} . En effet, nous avons choisi arbitrairement une raideur de 10^9 N/mm pour la phase a de tous les ressorts R_h , ce qui conduit à une interface ayant une raideur tangentielle variable, qui augmente avec la densité des noeuds. Il aurait également fallu tenir compte de la taille des éléments pour ajuster la raideur des ressorts R_h à chaque noeud.

D'autre part, le code considère que les directions des ressorts R_h et R_v sont fixes tout au long du calcul. Or, nous avons évalué à 6° l'angle que fait le plan de l'interface cisailable avec la direction 1 (horizontale) au droit du plot fixe, pour une flèche de 1,91 mm. Dans ces conditions, l'erreur commise sur la valeur de la contrainte de cisaillement σ_{12} au niveau de l'interface ne peut être négligée. Nous avons ainsi noté une discontinuité du champ des contraintes de cisaillement de l'ordre de 10% au niveau de l'interface cisailable.

Notons que pour le matériau EM10, la contrainte $\sigma_{12,r}$ est de 68 MPa (cf. § II.5.4). Par le calcul numérique, cette contrainte de cisaillement est atteinte pour une flèche de 1,4 mm, c'est-à-dire inférieure de 17,5 % à la flèche mesurée expérimentalement ($f = 1,71$ mm).

On remarque qu'avec le critère de Tsai-Hill la zone rompue apparaît à 6 mm du plot mobile, alors qu'avec le modèle avec interface cisailable, le premier endommagement des ressorts intervient à 12,8 mm du plot mobile.

En conclusion, le calcul avec les données de Cui et Wisnom nous a permis de définir le point de départ de l'endommagement dans le plan moyen de l'éprouvette, a mis en évidence le sens d'évolution de cet endommagement, et a montré qu'il se propage extrêmement rapidement, et simultanément de part et d'autre du point d'amorçage. Malheureusement, des difficultés d'ordre numérique ne nous ont pas permis de faire évoluer cet endommagement au-delà de 6 mm d'interface endommagée.

III.6 CONCLUSION

Les études numériques menées sur le matériau composite verre/époxyde unidirectionnel EM10 sollicité en flexion trois points monotone avec cisaillement prépondérant nous a permis d'obtenir les résultats suivants :

- le critère de Tsai-Hill permet de localiser la zone de rupture (début à 6 mm du plot mobile) ainsi que son évolution (longueur totale rompue 17,8 mm). Néanmoins, ce modèle ne permet pas de prendre en compte le problème de dissymétrie de la rupture observé expérimentalement, ni de rendre compte de la propagation d'une fissure ;

- le modèle de Cui et Wisnom permet de prendre en compte la dissymétrie, en créant un plan cisailable d'un seul côté de l'éprouvette. Ce modèle nous a permis de mettre en évidence le point de départ de l'endommagement (12,8 mm du plot mobile) ainsi que la rapidité de son évolution le long du plan cisailable (longueur d'interface endommagée de 6 mm pour une variation de flèche de 9 μm).

En conclusion, cette étude numérique a permis de rendre compte qualitativement du mode d'endommagement et de rupture sous flexion trois points avec cisaillement prépondérant d'un composite verre/époxyde unidirectionnel. Une identification précise des paramètres des modèles est maintenant nécessaire pour en rendre compte quantitativement.

III.7 AMELIORATIONS APPORTEES AU PRECEDENT MODELE

Dans le paragraphe précédent, nous avons noté que le code de calcul considère que les directions des ressorts R_v et R_h restent fixes tout au long du calcul, induisant une erreur de 10 % sur les contraintes de cisaillement. Dans le présent modèle amélioré, nous avons réduit la raideur des ressorts R_v de 4.10^7 N/mm à 4.10^6 N/mm, de manière à minimiser leur influence sur les contraintes de cisaillement σ_{12} au niveau de l'interface cisailable. La contrainte de cisaillement à rupture, $\sigma_{12,r}$, a été ici prise égale à 68 MPa, en cohérence avec les résultats expérimentaux sur le matériau EM10. L'éprouvette a par ailleurs été maillée en utilisant une taille de maille constante, ce qui a permis de faire disparaître les discontinuités des contraintes de cisaillement précédemment observées, du aux différentes zones de maillage. La taille de maille adoptée pour ce calcul était de 0,333 mm, et l'interface cisaila-

ble a été modélisée du plot mobile jusqu'à l'extrémité de l'éprouvette, ce qui autorise une éventuelle propagation au delà du plot fixe (Figure III.19).

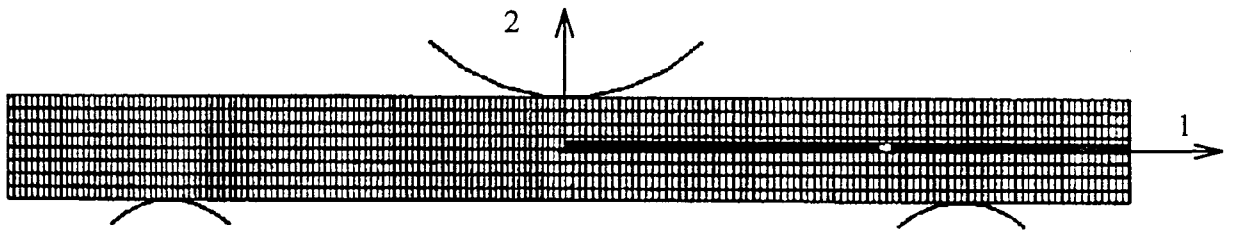


Figure III.19 : Modèle amélioré : localisation de l'interface cisailable

Les principaux résultats du calcul mené à l'aide du modèle amélioré sont résumés dans le tableau III.10. A gauche, les répartitions de la contrainte de cisaillement et du glissement le long du plan cisailable sont représentées ; la partie droite définit l'état atteint par le ressort R_h le plus contraint, le taux de restitution d'énergie maximum, $G_{II\ max}$, atteint par ce ressort, ainsi que la longueur endommagée, l , pour les différentes flèches.

Notons que la modification de la rigidité des ressorts R_v a permis d'obtenir la continuité des contraintes de cisaillement de part et d'autre de l'interface cisailable.

Evolution de σ_{12} et δ le long du plan cisailable	Taux de restitution d'énergie
<p>$f = 0,6\ mm$</p>	<p>$G_{II\ max} = 0\ N/mm$</p>
<p>$f = 1\ mm$</p>	<p>$G_{II\ max} = 0\ N/mm$ $l = 0\ mm$</p>

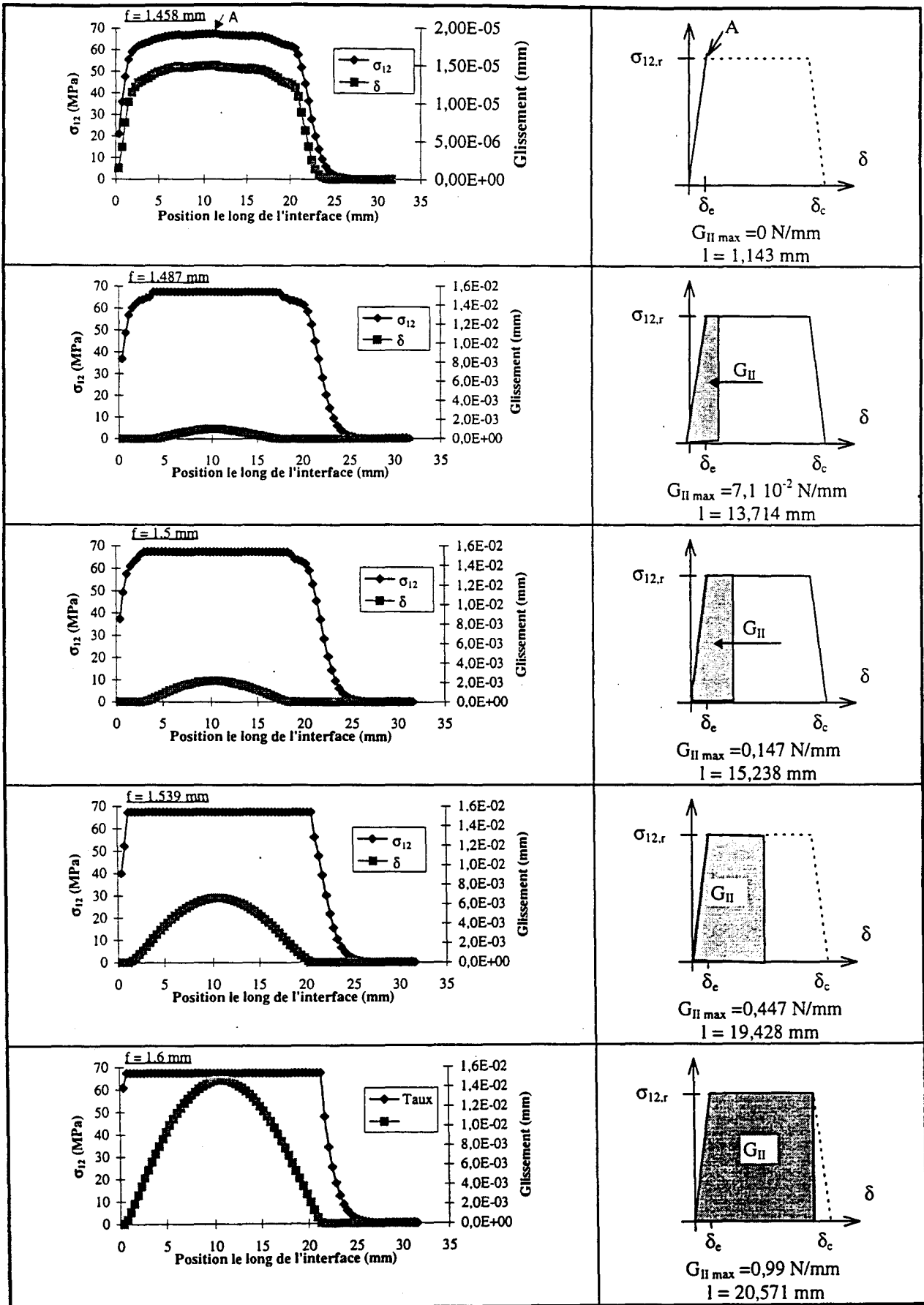


Tableau III.10 : Etat des ressorts R_h pour différentes flèches imposées

Les principaux résultats peuvent être résumés comme suit :

- le premier ressort R_h qui s'endommage (point A) est situé à 11,429 mm du plot mobile ; cet endommagement est atteint pour une flèche de 1,458mm ;

- la propagation de l'endommagement aux ressorts R_h situés de part et d'autre du point A est très rapide, puisque la longueur endommagée augmente de 0 à 13,714 mm pour une variation de flèche de 30 μm ;

- pour une flèche de 1,6 mm, la longueur de l'interface endommagée est de 21,714 mm. Cette flèche est plus proche de la flèche à rupture expérimentale, égale à 1,86 mm, qu'avec le modèle précédent. La zone endommagée ne dépasse alors pas le plot fixe, puisqu'au delà de ce plot, les contraintes de cisaillement sont nulles dans le plan cisailable ;

- pour cette même flèche, le taux de restitution d'énergie du ressort le plus endommagé atteint 0,99 N/mm, valeur très proche de la valeur critique $G_{IIc} = 1$ N/mm. Pourtant, cette valeur ne sera pas dépassée, les difficultés de convergence étant toujours trop importantes pour permettre de décrire la phase c , c'est-à-dire la décharge des ressorts R_h , donc la rupture de l'interface.

En conclusion, les modifications apportées au modèle numérique ont permis de se rapprocher des observations et de la flèche à rupture expérimentales. Seule la rupture des ressorts R_h , n'a toujours pas été atteinte.

III.8 REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE III :

- [AZZ65] Azzi et Tsai, "Anisotropic strength of composites", *Experimental Mechanics*, pp. 283-288, 1965.
- [BER72] Berg C.C, Tirosh J. Israeli M., "Analysis of short beam bending of fibre reinforced composites", *ASTM-STP 497*, Philadelphia - PA, pp. 206-218, 1972.
- [BER96] Berthelot.J.M, "Matériaux Composites : Comportement mécanique et analyse des structures", Edition Massons, 2^{ème} édition, 1996.
- [CUI92-a] Cui W.C., Wisnom M.R., "Contact finite element analysis of three- and four-point short-beam bending of unidirectional composites", *Composites Science and Technology*, Vol 45, pp. 323-334, 1992.
- [CUI92-b] Cui W.C., Wisnom M.R., Jones M., "A comparison of failure criteria to predict delamination of unidirectional glass/epoxy specimens waisted through the thickness", *Composites*, Vol. 23, N° 3, pp.158-166, 1992.
- [CUI93] Cui W.C., Wisnom M.R, "A combined stress-based and fracture-mechanics-based model for prediction delamination in composites", *Composites*, Vol. 24, N°6, pp. 467-474, 1993.
- [DAR95] Daridon L., Cochelin B., Potier Ferry M., " Modélisation d'un délaminage avec pont de fibres dans différentes éprouvettes composites", *Annales des composites : "Délaminage : Bilan et perspectives"*, Journée AMAC/CSMA, pp. 95-104, 1995.
- [HAS73] Hashin et Rotem, "A fatigue failure criterion for fibre reinforced materials", *Journal of Composite Materials*, Vol. 7, pp. 448-464, 1973.
- [HOF67] Hoffman O., "The brittle strength of orthotropic materials", *Journal of Composites Materials*, Vol. 1, pp. 200-206, 1967.
- [MAI89] Maikuma, Gillepsie et Whitney, "Analysis and experimental characterisation of the center notch flexural test specimen for mode II interlaminar fracture", *Journal of Composites Materials*, Vol. 23, 1989.
- [ROU96] Roudet F., Tolba B., Degallaix-Moreuil S., "Comportement en fatigue par flexion-cisaillement d'un composite unidirectionnel verre/époxyde", *J.N.C. 10 (10^{ème} Journées Nationales des Composites)*, Paris, 29-31 Octobre, pp.

573-582, 1996.

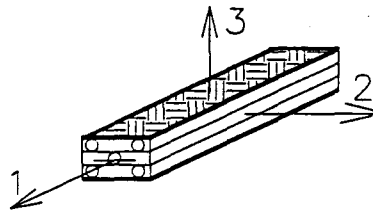
- [SAN80] Sandorff P.E., "Saint-Venant effects in an orthotropic beam", *Journal of Composite Material*, Vol. 14, pp. 199-212, 1980.
- [SAN95] Sanchez M., "Modélisation de la fissuration d'une éprouvette verre-époxyde unidirectionnelle soumise à de la flexion-cisaillement 3 points", D.E.A Ecole Centrale de Lille, 1995.
- [WHI85] Whitney J.M., Browning C.E., "On short-beam shear tests for composite materials", *Experimental Mechanics*, Vol. XLII, pp. 294-212, 1985.
- [WIS94] Wisnom M.R., "Modelling of stable and unstable fracture of short beam shear specimens", *Composites*, Vol. 25, N° 6, pp. 394-400, 1994.
- [WU74] Wu E.M., "Phenomenological anisotropic failure criterion", *Composite Materials 2 : Mechanics of Composite Materials*, Academic Press, pp. 353-431, 1974.

CONCLUSION GENERALE

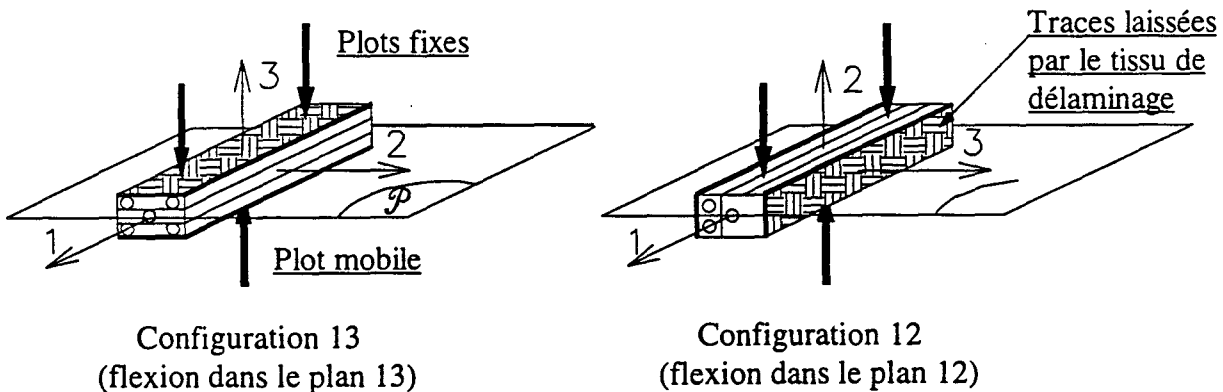
CONCLUSION GENERALE

Le problème du délaminage des CMO stratifiés ou non, bien que fréquemment rencontré dans la réalité, est très peu étudié dans la littérature ; en particulier à notre connaissance, peu d'études traitent du problème de l'endommagement et de la rupture par fatigue de ces matériaux sous sollicitations de cisaillement. Par exemple, ce mode de détérioration est observé dans les pales d'hélicoptère, qui sont des éléments de structure soumis à des sollicitations combinées complexes, avec flexion importante. Dans ce contexte, ce travail se proposait d'étudier le comportement sous sollicitations monotones et cycliques de matériaux verre/époxyde unidirectionnels (utilisés pour la fabrication des pales d'hélicoptère), sous chargement de flexion trois points avec cisaillement prépondérant.

Un premier matériau EM10 a été étudié sous sollicitations monotones et cycliques dans la configuration 13. Les essais de flexion trois points avec cisaillement prépondérant obtenu grâce au rapport L/h de 7,5 étaient adoptés, pilotés à flèche imposée.



Définition des directions de référence



Configuration 13
(flexion dans le plan 13)

Configuration 12
(flexion dans le plan 12)

La détermination expérimentale préalable des caractéristiques mécaniques du matériau a révélé des comportements linéaire en traction dans les directions 1 et 2, et non linéaire en cisaillement dans le plan 12.

En flexion monotone, le comportement du matériau est non linéaire, et la rupture s'effectue par délaminage brutal dans le plan moyen de l'éprouvette (lieu où les contraintes de cisaillement interlaminaires sont maximales), de l'un des deux côtés du plot mobile.

Sous sollicitations de fatigue, à signal de flèche sinusoïdal imposé sous $R_f = 0,1$ avec une fréquence de 10 Hz, le matériau EM10 présente, au cours du cyclage, un endommagement très progressif, jusqu'à ce que la défaillance survienne par délaminage quasiment instantané d'une demi-éprouvette dans son plan moyen, toujours sous l'effet des contraintes de cisaillement interlaminaires maximales dans ce plan. Nous avons montré par ailleurs que le critère de durée de vie à 10 % de perte de rigidité était bien représentatif de la défaillance de la structure, et une pseudo-courbe de Wöhler a alors été tracée en termes d'amplitude de flèche appliquée, en fonction de la durée de vie $N_{10\%}$. Une amplitude de flèche limite d'endurance a été évaluée à l'aide d'un dépouillement de type Weibull à 2 paramètres.

En fait, l'endommagement en fatigue se manifeste par un matage sous les plots fixes et mobile, qui conduit à un léger déchargement de l'éprouvette, et par un endommagement interne du matériau non décelable, à l'œil nu. L'analyse des faciès de rupture des éprouvettes rompues sous sollicitations monotone et cyclique a révélé en particulier la présence de nombreuses "dents de scie" caractéristiques d'une sollicitation en cisaillement, des ruptures de dents et de fibres, de nombreux débris de fibres et de matrice, et de nombreuses décohésions fibres/matrice, avec quelques "stries" dans les lits de fibres en fatigue.

Le matage ne peut être évité dans ce type d'essai, étant donné qu'il se produit essentiellement en début de cyclage ; nous avons montré qu'il était possible de le prendre en compte dans le dépouillement des essais de fatigue. Un dépouillement des courbes d'évolution de la charge au cours du cyclage, avec prise en compte du matage, a permis de montrer que la modélisation de la courbe de résistance à la fatigue par une loi du type logarithmique ($\epsilon_{max} = A - B \cdot \log N_{10}$) proposé par Fiore pour la flexion trois points avec traction-compression prépondérante, était encore applicable en flexion trois points avec cisaillement prépondérant. Les paramètres A et B correspondent bien, sur le diagramme de Müller, au nuage de points relatif à des composites verre/époxyde élaborés par autoclave.

Un autre matériau verre/époxyde unidirectionnel dénommé RM9 a été étudié en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant, dans le but de vérifier l'hypothèse d'isotropie transverse couramment admise pour ce type de matériau. Les deux configurations RM9-12 et RM9-13 ont alors été testées sous sollicitations monotones et cycliques. Pourtant, bien que les courbes de flexion monotone soient très voisines dans les deux configurations, en fatigue, malgré des niveaux de charge initiaux très comparables, les évolutions de la charge au cours du cyclage et les durées de vie sont relativement différentes.

L'observations des endommagements relatifs aux deux configurations nous a permis d'interpréter ces différences, de durées de vie en particulier, par la nature des faces avant et arrière des éprouvettes le long desquelles s'amorcent les fissures de fatigue. Les résultats ne nous ont donc pas permis de conclure clairement sur la validité de l'hypothèse d'isotropie transverse, les différences entre les deux configurations sont plutôt attribués à des effets "structure".

Sur ce même matériau, nous avons ensuite comparé nos résultats avec ceux obtenus par Hassaïni sur le même matériau, fatigué par cisaillement quasiment pur obtenu grâce à l'essai "cube". Il existe une bonne cohérence entre nos résultats et les siens en termes de courbes de résistance à la fatigue, bien que les domaines de durées de vie explorés ne soient pas les mêmes. La dispersion des résultats semble pourtant plus importante pour l'essai "cube".

Une modélisation numérique du comportement en flexion trois points monotone avec cisaillement prépondérant a ensuite été menée.

Dans un premier temps, la modélisation 2D d'une éprouvette complète par éléments finis (EF) a permis la définition des zones potentiellement endommageables au cours du chargement, grâce à l'utilisation du critère de Tsai-Hill. Les résultats obtenus étaient en bonne cohérence avec les résultats expérimentaux. Pourtant une telle modélisation ne permet pas de rendre compte de l'apparition unilatérale d'une fissure interlaminaire au moment de la défaillance.

Aussi, une seconde modélisation par EF de ces mêmes essais monotones a été proposée, où le demi-plan moyen dans lequel apparaît le cisaillement interlaminaire a été modélisé, à priori, par une interface endommageable. Cette interface était définie à l'aide d'éléments ressorts reliant les deux demi-éprouvettes supérieure et inférieure, comme proposé par Cui et Wisnom. Les lois de comportement de ces ressorts étaient définis en fonction d'une contrainte interlaminaire critique, $\sigma_{12,r}$, et du taux de restitution d'énergie critique en mode II, G_{IIc} . Le

G_{IIc} n'ayant pas pu être mesuré, nous avons repris les valeurs de $\sigma_{12,r}$ et G_{IIc} utilisées par Cui et Wisnom. Les calculs ont permis de mettre en évidence les résultats suivants :

- la fissure s'amorce entre le plot fixe et un plot mobile,
- une fois amorcée, cette fissure se propage quasi-instantanément de part et d'autre du point d'amorçage,
- la propagation est extrêmement rapide.

Ces résultats sont très cohérents avec les observations expérimentales. Des problèmes numériques ne nous ont malheureusement pas permis de faire propager la fissure autant qu'il était constaté expérimentalement.

Les différentes perspectives que nous pouvons envisager pour prolonger cette étude, sont d'un point de vue expérimental :

- pour le matériau EM10 de réaliser le suivi de l'endommagement au cours d'essais de fatigue à l'aide de l'émission acoustique, afin de pouvoir comparer les différents types d'endommagement identifiés à ceux observés sous chargement monotone,
- pour les matériaux RM9 et EM10, de confirmer l'hypothèse d'isotropie transverse en fatigue par flexion trois points avec cisaillement prépondérant en venant solliciter des éprouvettes sur lesquelles les faces brutes d'élaboration auraient été usinées,
- pour le matériau RM9, de définir les flèches limites d'endurance dans les deux configurations grâce à des essais à plus bas niveau d'amplitude de flèche.

D'un point de vue numérique, les perspectives à adopter sont pour la modélisation d'un chargement monotone :

- dans le modèle numérique actuel, la prise en compte des différentes modifications à apporter pour avoir la rupture réelle des ressorts, c'est-à-dire : un maillage régulier et la prise en compte de la rotation des ressorts lors du chargement,
- la détermination du taux de restitution d'énergie critique en mode II du matériau EM10, par utilisation d'un montage spécifique et d'éprouvettes avec un film de PTFE inséré dans le plan moyen.

ANNEXES

ANNEXE A : DEFINITION DU RAPPORT L/H

ANNEXE B : DEFINITION DES DIAMETRES DES PLOTS

ANNEXE C : COURBES EXPERIEMENTALES

ANNEXE C1 : COURBES CHARGES - NOMBRE DE CYCLES POUR LE MATERIAU EM10-13

ANNEXE C2 : COURBES CHARGE - NOMBRE DE CYCLES POUR LE MATERIAU RM9-13

ANNEXE C3 : COURBES CHARGE - NOMBRE DE CYCLES POUR LE MATERIAU RM9-12

ANNEXE C4 : COURBES CHARGE - FLECHE POUR LE MATERIAU RM9

ANNEXE C5 : MODULE D'ELASTICITE LONGITUDINAL

ANNEXE C6 : MODULE D'ELASTICITE TRANSVERSAL

ANNEXE C7 : MODULE DE CISAILLEMENT

ANNEXE A

DEFINITION DU RAPPORT L/H

Nous nous sommes proposés, dans cette thèse, d'étudier l'endommagement d'un composite unidirectionnel verre/époxyde en flexion trois points avec cisaillement prépondérant. Or l'importance relative des contraintes normales de traction/compression et des contraintes de cisaillement interlaminaire est directement fonction du rapport L/h (rapport de la distance entre plots fixes et l'épaisseur de l'éprouvette) adopté pour les essais (cf. § II.3.4), conformément à la relation :

$$\frac{\sigma_{\max}}{\tau_{\max}} = \frac{2L}{h} \quad (\text{A.1})$$

La norme ASTM D2344 [AST23] définit la géométrie de petites éprouvettes dans le cas de l'essai de flexion 3 points, pour se situer dans la configuration d'un essai dont les éprouvettes vont être amenées à se rompre par cisaillement interlaminaire. Pour respecter ce mode de dégradation dans le cas d'un matériau composite verre/époxyde unidirectionnel, la norme définit la géométrie des éprouvettes et les conditions expérimentales :

- diamètre du plot mobile : 6,35 mm
- diamètres des plots fixes : 3,7 mm
- épaisseur de l'éprouvette (h) : 6,5 mm
- largeur de l'éprouvette (b) : 6,35 mm
- rapport longueur entre appuis fixes et épaisseur (L/h) : 5
- rapport longueur totale de l'éprouvette sur épaisseur : 7

Lorsque L est supérieur à 15.h, le mode de dégradation de l'éprouvette est de la rupture en traction dans le sens des fibres. L'essai de flexion 3 points est alors appelé : essai de flexion 3 points avec appuis éloignés, ou avec "flexion prépondérante". En revanche, si L est inférieur à 15.h, l'éprouvette se dégrade par cisaillement interlaminaire. Dans ce cas, l'essai de flexion 3 points est appelé : essais de flexion 3 points avec "appuis rapprochés", ou avec "cisaillement prépondérant".

Afin de vérifier ces conditions normalisées, nous nous sommes proposés d'étudier l'influence du rapport L/h sur le mode de rupture du matériau étudié, sous sollicitation de flexion trois points monotone. Les rapports L/h de 4, 6, 7,5, 10 et 14 ont été adoptés, avec une vitesse d'application de la flèche de 0,05 mm/mn, à raison de 2 essais de flexion par rapport L/h .

Les essais ont été menés jusqu'à rupture de l'éprouvette. Les résultats de ces essais monotones sont définis dans le tableau A.1, où sont donnés :

- la distance entre appuis fixes, L ,
- le rapport distance entre appuis fixes/ hauteur d'éprouvette, L/h ,
- les forces maximale (F_{max}), sous 1,5 ($F_{1,5\text{ mm}}$) et 1 mm ($F_{1\text{ mm}}$) de flèche imposée,
- les contraintes maximales de cisaillement et celles de traction-compression sous ces mêmes charges, calculées par la RdM,
- le mode de rupture observé.

Pour tous les essais, les dimensions b et h de l'éprouvette sont 10 et 6 mm respectivement.

L (mm)		24		36		45		60		84	
L/h		4		6		7,5		10		14	
Force (N)	F_{Max}	5910	5870	5310	5270	5950	5360	3960	3590	3180	3150
	$F_{1,5\text{ mm}}$	rupture	rupture	5100	5200	5270	4770	1850	1900	720	740
	$F_{1\text{ mm}}$	5700	5800	4000	4110	3620	3270	1400	1400	500	500
τ (MPa)	τ_{Max}	74	73,5	66,5	66	73	67	49,5	45	40	39,5
	$\tau_{1,5\text{ mm}}$	rupture	rupture	64	65	66	60	23	24	9	9,
	$\tau_{1\text{ mm}}$	71	71	50	51	45	41	17,5	17,5	6,2	6,2
σ (MPa)	σ_{Max}	591	588	797	791	1115	1005	990	898,5	1114,5	1104
	$\sigma_{1,5\text{ mm}}$	rupture	rupture	765	780	989	894	462,5	475	252	259
	$\sigma_{1\text{ mm}}$	570	580	600	615	678	613	350	350	175	175
Type de rupture observé		Cisaillement interlaminaire et rupture sous le plot mobile				Cisaillement interlaminaire		Rupture sous le plot mobile et rupture de fibres sur la face tendue			

Tableau A.1 : Influence du rapport L/h sur des essais monotones de flexion 3 points

On constate que pour tout rapport $L/h \leq 7,5$, la rupture a lieu par cisaillement interlaminaire dans le plan moyen ; tandis que pour $L/h > 7,5$, la rupture a lieu par traction des fibres sur la peau tendue de l'éprouvette.

Afin de conforter les résultats expérimentaux, une étude numérique a été menée sur le code de calcul ABAQUS. Les hypothèses suivantes ont été adoptées :

- le matériau a été considéré comme homogène,

- le matériau a un comportement élastique, linéaire en traction-compression et non linéaire en cisaillement,
- les calculs ont été menés en contraintes planes,
- des éléments à 8 noeuds à intégration réduite ont été utilisés (éléments CPS8R),
- la contrainte de cisaillement à rupture vaut $\tau_{12,r} = \sigma_{6,r} = 73$ MPa,
- la contrainte normale à rupture en compression dans le sens des fibres vaut $\sigma_{1,rc} = 650$ MPa.

Les calculs numériques ont été menés pour les mêmes rapport L/h utilisés expérimentalement, pour une flèche imposée de 1,5 mm. Dans le tableau A.2, sont reportés :

- le rapport L/h ,
- le rapport contrainte de cisaillement maximale sur contrainte de cisaillement à rupture, $\tau_{12Max}/\tau_{12,r}$, noté (1)
- le rapport contrainte normale maximale sur contrainte normale à rupture, $\sigma_{1Max}/\sigma_{1,r}$, noté (2),
- le rapport de (1) sur (2).

L/h	4	6	7,5	10	14
(1) = $\tau_{12Max}/\tau_{12,r}$	3,11	1,36	0,82	0,36	0,14
(2) = $\sigma_{1Max}/\sigma_{1,r}$	1,35	0,93	0,64	0,40	0,20
(1)/(2)	2,3	1,46	1,28	0,92	0,70

Tableau A.2 : Influence du rapport L/h (défini de façon numérique) sur les contraintes normales et de cisaillement

Le rapport (1)/(2) définit l'importance des contraintes de cisaillement par rapport aux contraintes normales. On note que pour des petits rapports L/h (< 6), le rapport (1) est plus important que le rapport (2), entraînant alors un endommagement gouverné par le cisaillement. En revanche, pour des rapports L/h supérieurs ou égaux à 10, les contraintes normales gouvernent le mode d'endommagement du matériau. Pour le rapport L/h de 7,5, nous nous situons à un rapport intermédiaire, puisque les contraintes de cisaillement sont à peine supérieures aux contraintes normales. Expérimentalement, nous avons toujours obtenu, tant en flexion monotone qu'en flexion cyclique, une rupture par cisaillement interlaminaire.

Suite aux études expérimentale et numérique, nous avons donc adopté un rapport L/h égal à 7,5 pour effectuer nos essais de flexion 3 points avec cisaillement prépondérant, tant en monotone qu'en fatigue.

ANNEXE B

DEFINITION DES DIAMETRES DES PLOTS

La norme ASTM D 2344 définit, pour un montage de flexion 3 points pour essais avec cisaillement prépondérant sur composites verre/époxyde, des diamètres de plots fixes et mobile de 6,35 mm et 3,7 mm respectivement, une largeur (b) et une épaisseur (h) d'éprouvette de 6,35 mm et 6,5 mm, et un rapport distance entre appuis - hauteur d'éprouvette de 4. Compte tenu de la géométrie des éprouvettes imposée par notre fournisseur (IMFL-ONERA) (100 x 10 x 5,6 mm³), il nous a été impossible de suivre les prescriptions de cette norme.

Le but des calculs numériques ici présentés était de définir les différents diamètres à utiliser expérimentalement compte tenu des dimensions de nos éprouvettes, de façon à ce que les contraintes de compression au niveau des 3 appuis ne viennent pas perturber les contraintes de cisaillement au voisinage du plan moyen de l'éprouvette [SAN95].

Pour cette étude numérique, seule la moitié de l'éprouvette a été modélisée, compte tenu de la symétrie du problème. Les calculs numériques ont été effectués pour des diamètres du plot mobile de 10, 15, 20, 22 et 30 mm, et des diamètres de plots fixes de 5, 10 et 15 mm, avec un déplacement du plot mobile de 1 mm. Dans le tableau B.1, chaque couple de diamètres de plots fixes et mobile est repéré par un chiffre, de 1 à 7. Pour chaque calcul, les contraintes normales σ_{11} et σ_{22} et les contraintes tangentielles σ_{12} , extrêmes maximales et minimales obtenues sont relevées pour une flèche de 1mm.

Les valeurs extrêmes, les contraintes normales σ_{11} sont les moins affectées par la variation de diamètre des plots fixes et mobile. En revanche, les contraintes normales minimales de compression, σ_{22}^{\min} y sont très sensibles : elles passent de - 409 MPa à - 256 MPa quand les diamètres des plots fixes et mobile passent de 5 mm et 10 mm respectivement à 15 et 30 mm, soit une diminution de contrainte de 37,4% pour σ_{22}^{\min} et de 67,6 % pour

σ_{22}^{Max} . En revanche, les contraintes tangentielles σ_{12} sont moins affectées par les variations de diamètre des plots (variation de 11 % entre σ_{12}^{min} et σ_{12}^{Max}).

N°	Ø plots fixes	Ø plot mobile	σ_{11}^{min} (MPa)	σ_{11}^{Max} (MPa)	σ_{22}^{min} (MPa)	σ_{22}^{Max} (MPa)	σ_{12}^{min} (MPa)	σ_{12}^{Max} (MPa)
1	5	10	-795	592	-409	4,3	-80	80
2	10	10	-756	549	-395	4,7	-81	81
3	10	15	-747	550	-337	6,6	-76	76
4	10	20	-744	552	-301	6,9	-72	72
5	10	22	-774	541	-286	6,8	-76	76
6	10	30	-733	554	-254	7,1	-73	73
7	15	30	-743	559	-256	2,3	-74	74

Tableau B.1 : Valeurs extrêmes des contraintes normales et tangentielles calculées numériquement pour différents couples de diamètres de plots, sous une flèche de 1 mm

Sur la figure B.1 sont reportées les différentes valeurs extrêmes des contraintes (Tableau B.1) permettant de mieux visualiser quel est le couple de diamètres le plus approprié à notre problème.

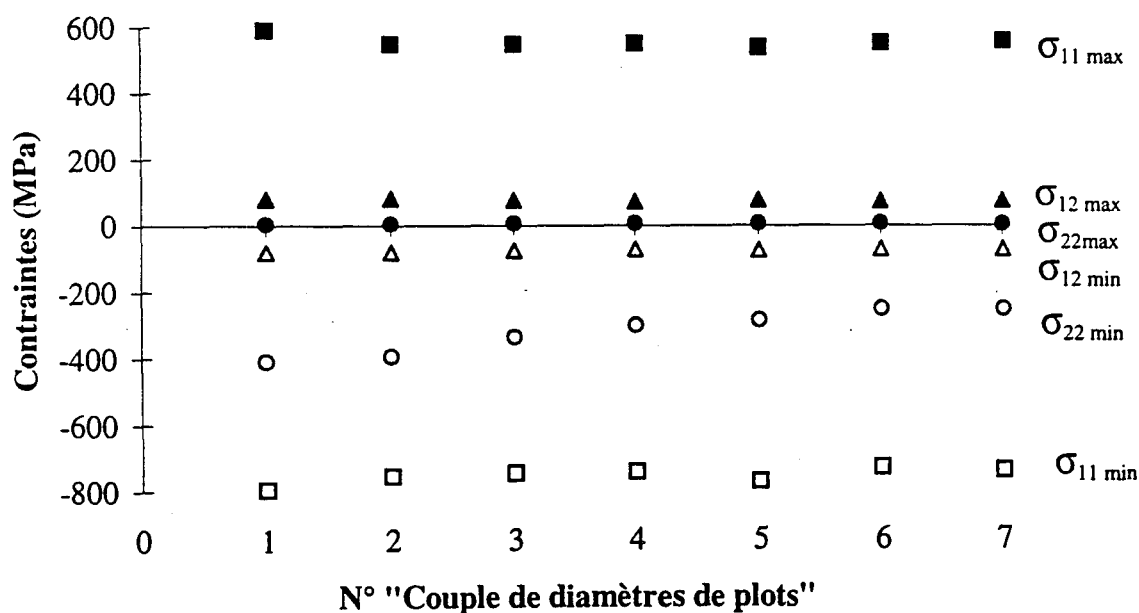


Figure B.1 : Visualisation des valeurs extrêmes de contraintes pour les différents couples de diamètres étudiés

La distribution des contraintes de cisaillement obtenue numériquement au niveau de la section droite à 0,34 mm du plot mobile est affectée par la variation des diamètres des plots (Figure B.2), alors que pour la section située à 12,92 mm, entre le plot mobile et un des plots fixes, cette distribution est de forme parabolique (Figure B.3) et peu perturbée par l'influence des plots.

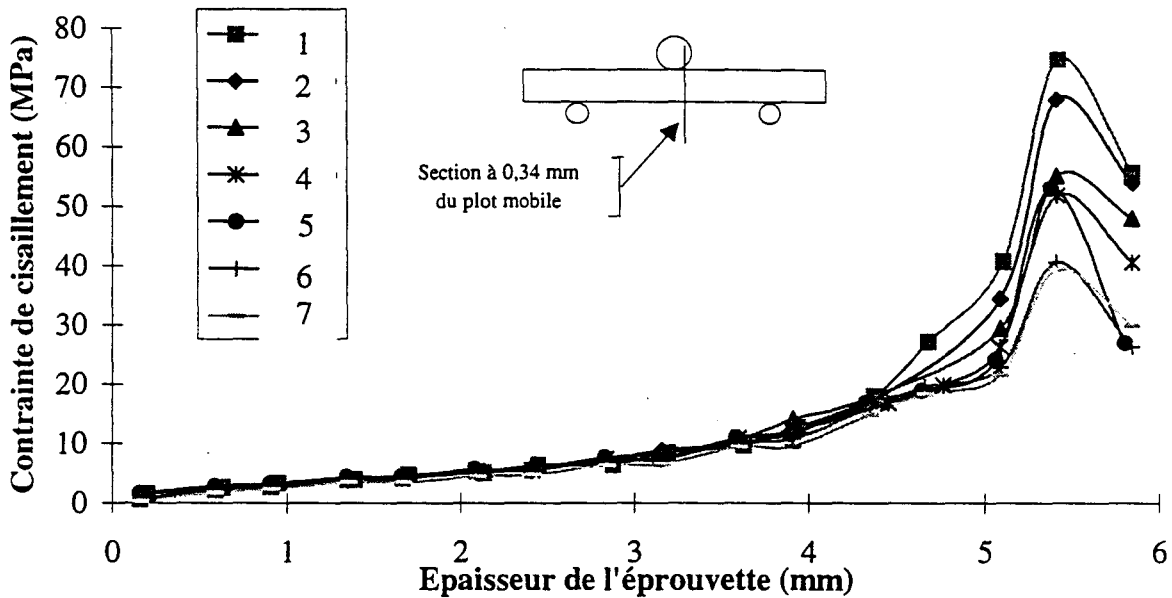


Figure B.2 : Profils des contraintes tangentielles σ_{12}

à 0,34 mm du plot mobile pour les différents couples de diamètres de plot

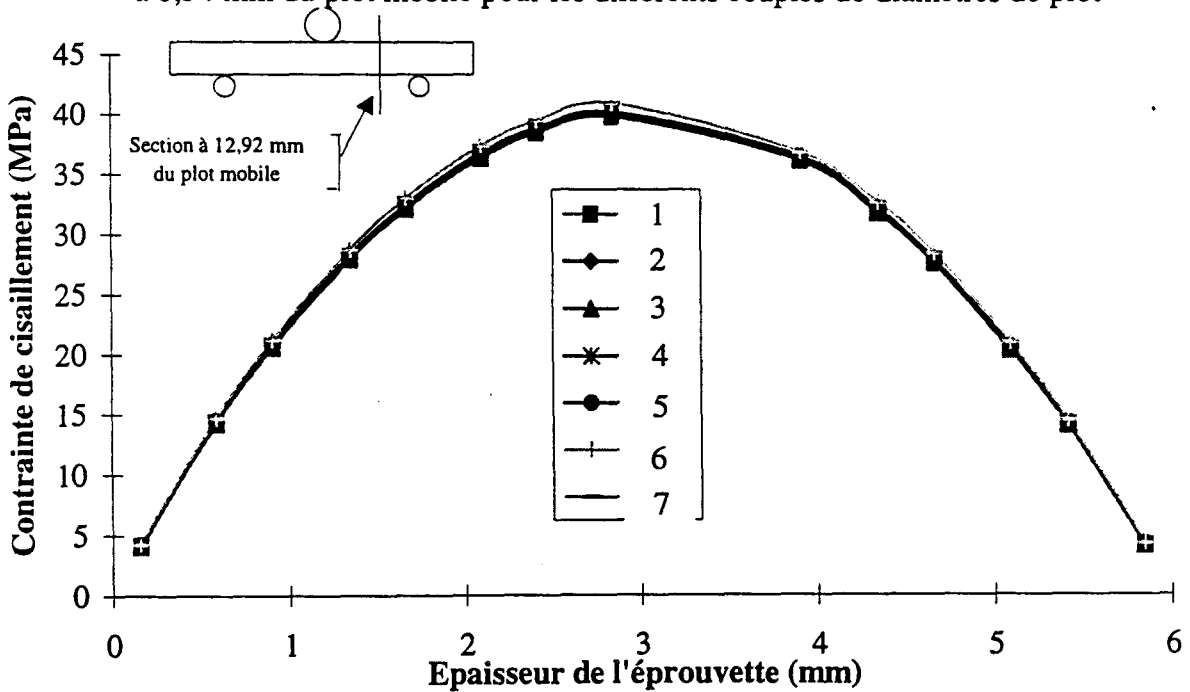


Figure B.3 : Profils des contraintes de cisaillement à 12,92 mm du plot mobile pour les couples de diamètres de plots

Le but de cette étude numérique était de mesurer l'importance des contraintes de compression σ_{22} engendrées par les différents plots vis-à-vis des contraintes de cisaillement (cf. tableau B.1). Les plots fixes et mobile de diamètres 10 mm et 22 mm respectivement minimisent ces contraintes de compression. Ils ont été utilisés pour tous les essais expérimentaux de cette étude, tant monotones que cycliques (cf. Chapitre II). Les différents plots ont été usinés en acier inoxydable martensitique type 100 Cr 6, puis trempé à l'huile, et rectifiés. Le traitement thermique de trempé a pour but d'augmenter la durée de vie des différents plots vis-à-vis des phénomènes d'abrasion résultant des frottements plots/éprouvette.

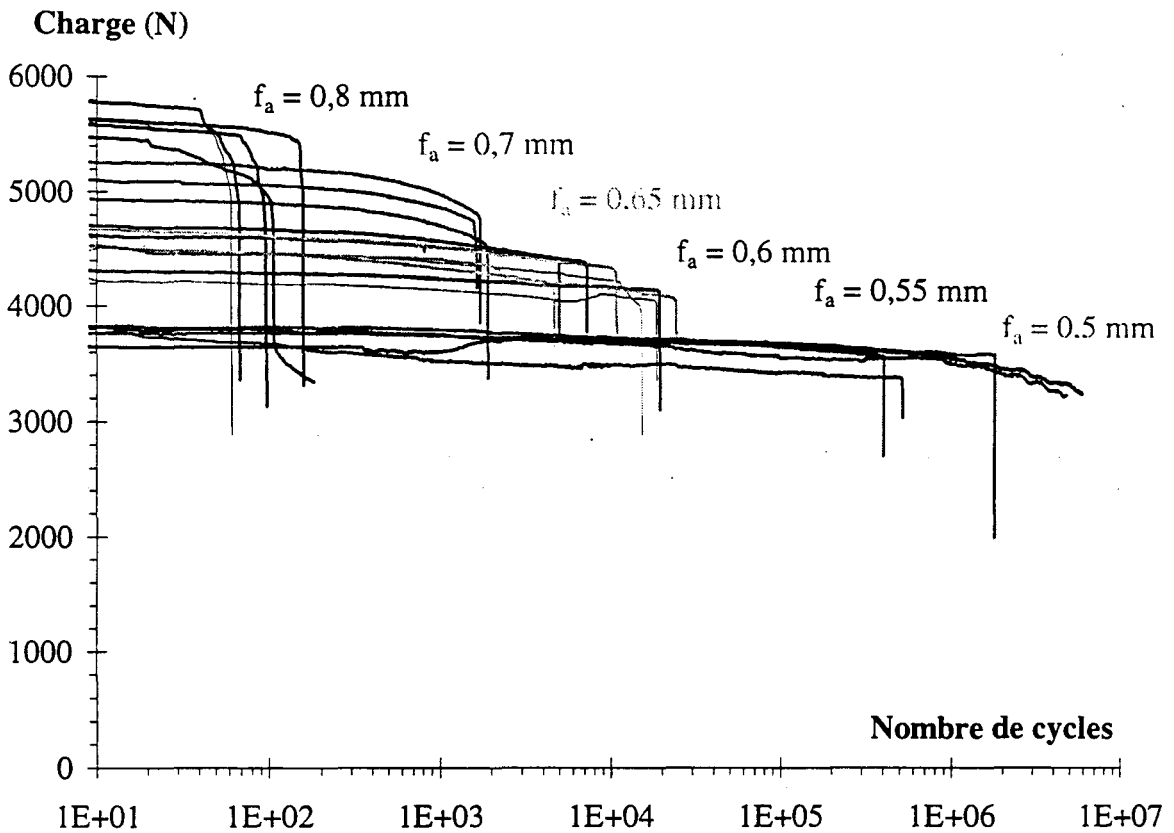
ANNEXE C

COURBES EXPERIMENTALES

- C1 - COURBES CHARGE - NOMBRE DE CYCLES
POUR LE MATERIAU EM10-13
- C2 - COURBES CHARGE - NOMBRE DE CYCLES
POUR LE MATERIAU RM9-13
- C3 - COURBES CHARGE - NOMBRE DE CYCLES
POUR LE MATERIAU RM9-12
- C4 - COURBES CHARGE - FLECHE POUR LE
MATERIAU RM9
- C5 - MODULE D'ELASTICITE LONGITUDINAL
- C6 - MODULE D'ELASTICITE TRANSVERSAL
- C7 - MODULE DE CISAILLEMENT

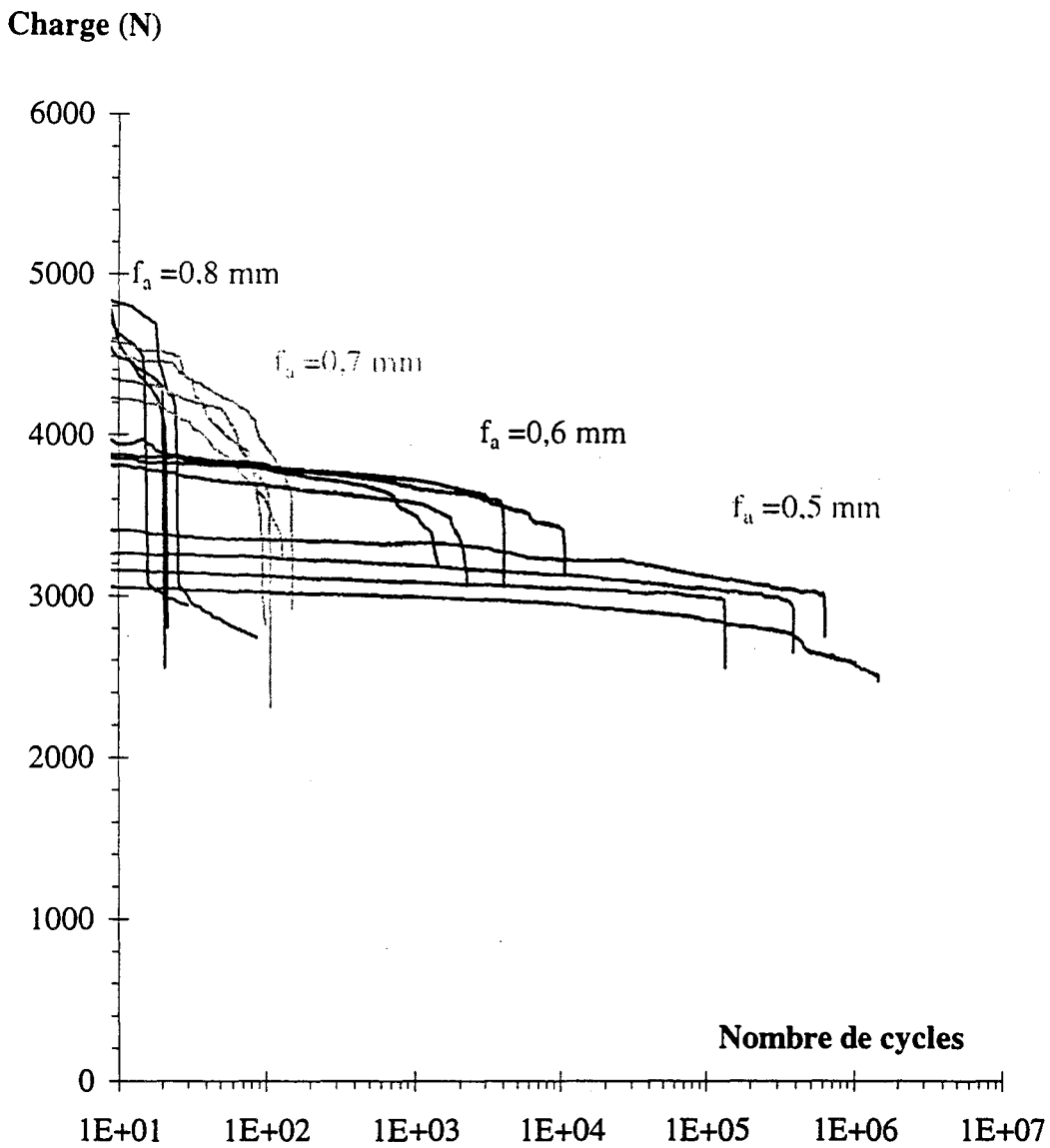
ANNEXE C1

COURBES CHARGE MAXIMALE-NOMBRE DE CYCLES POUR LE MATERIAU EM10-13



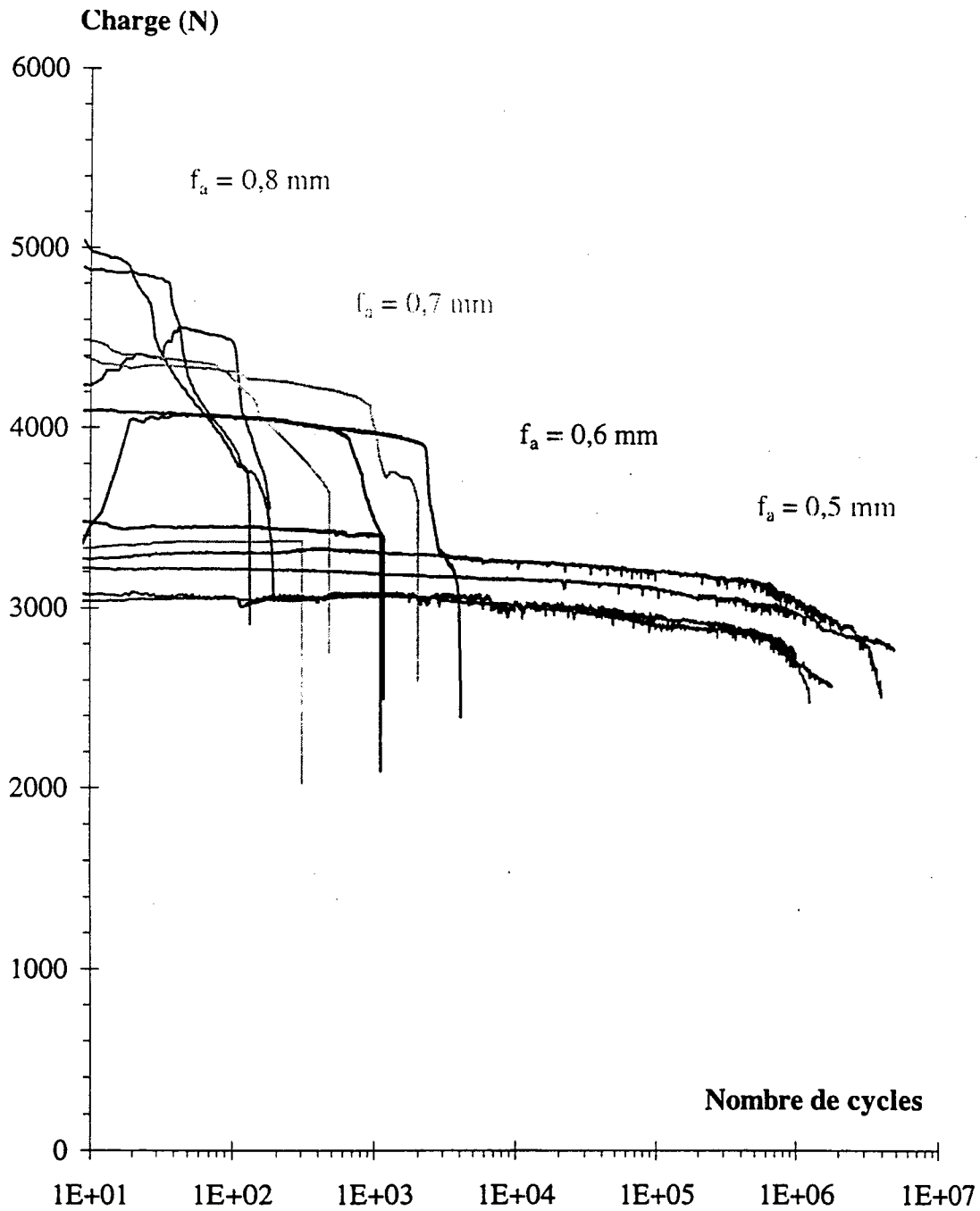
ANNEXE C2

COURBES CHARGE MAXIMALE-NOMBRE DE CYCLES DU MATERIAU RM9-13



ANNEXE C3

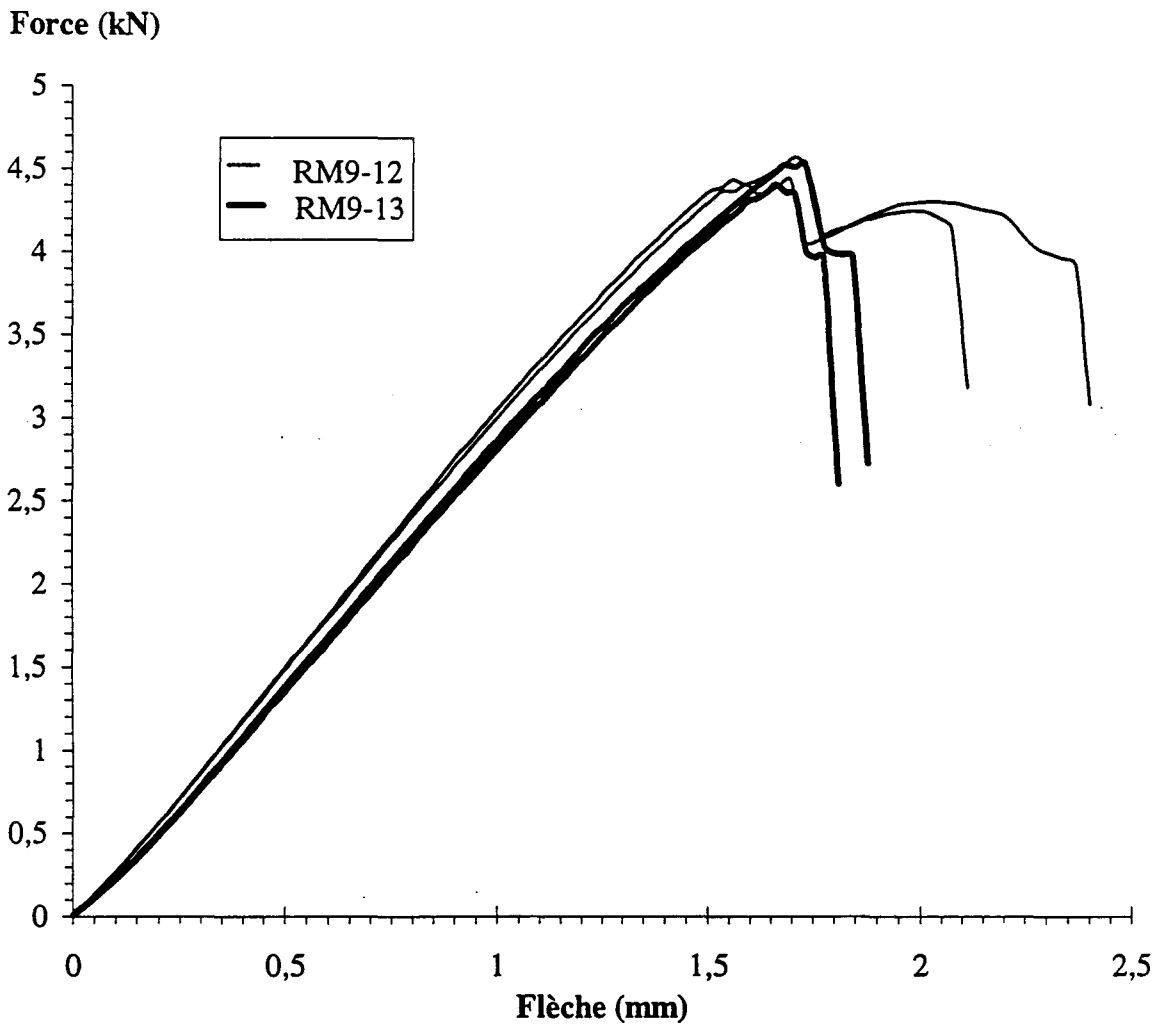
COURBES CHARGE MAXIMALE-NOMBRE DE CYCLES DU MATERIAU RM9-12



ANNEXE C4

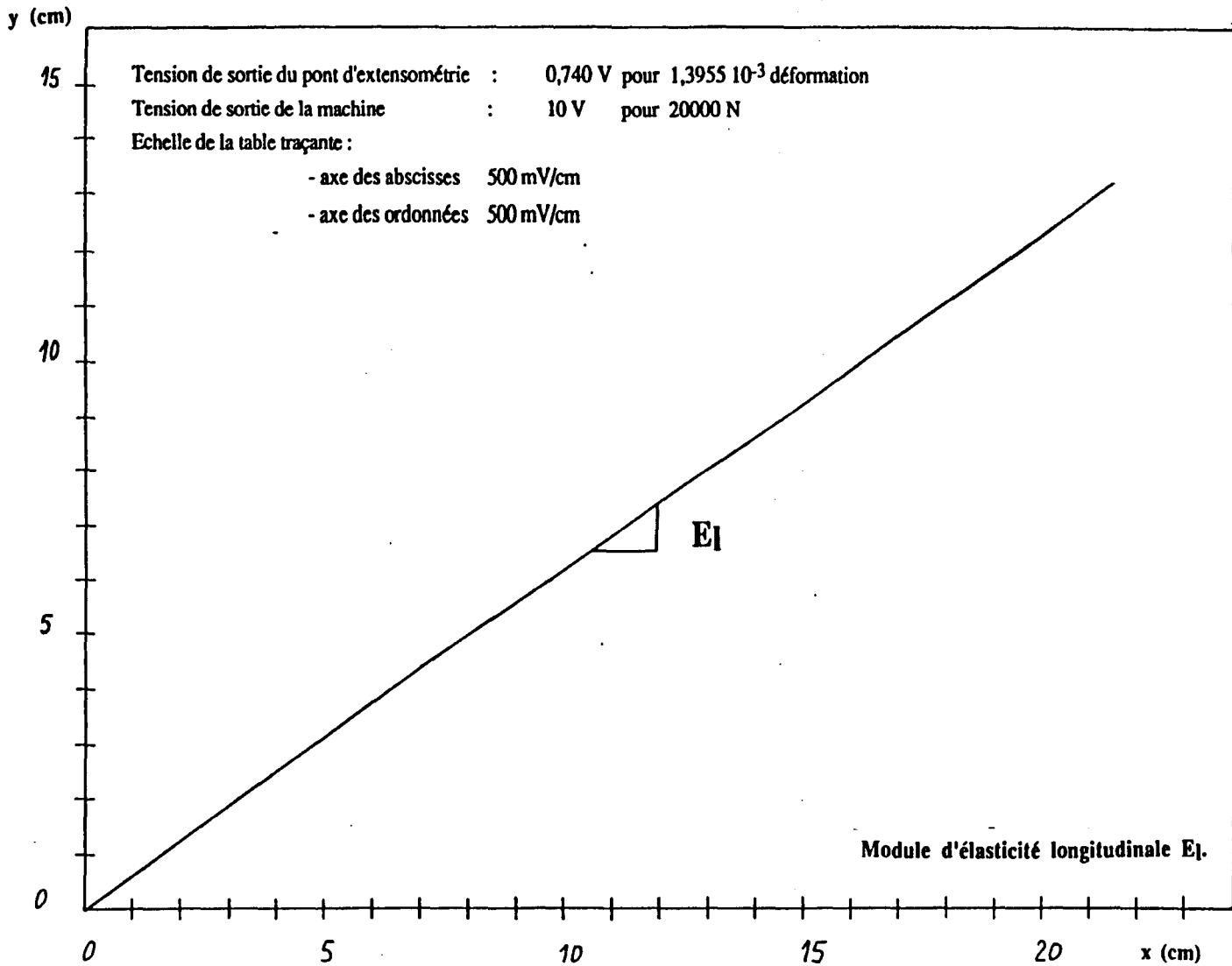
COURBES CHARGE - FLECHE POUR LE MATERIAU RM9

(V = 2 MM/MN)



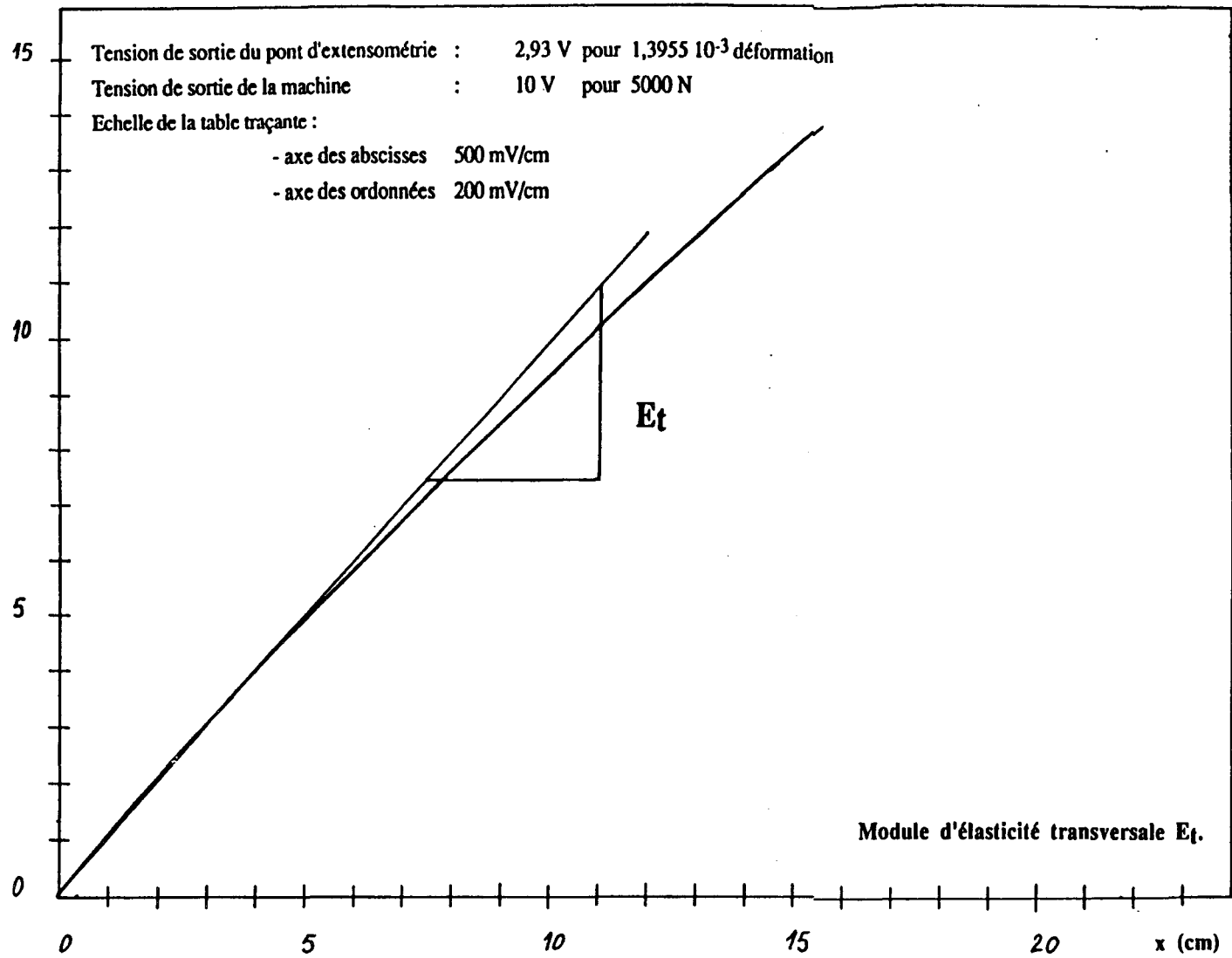
ANNEXE C5

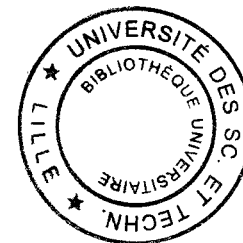
MODULE D'ELASTICITE LONGITUDINAL POUR LE MATERIAU EM10



ANNEXE C6

MODULE D'ELASTICITE TRANSVERSAL POUR LE MATERIAU EM10





ANNEXE C7

MODULE DE CISAILLEMENT POUR LE MATERIAU EM10

