



**HAL**  
open science

# Caractérisation et modélisation de l'endommagement des composites bobinés. Application à la prédiction de l'éclatement des réservoirs bobinés hyperbares

Juan Pedro Berro Ramirez Berro Ramírez

► **To cite this version:**

Juan Pedro Berro Ramirez Berro Ramírez. Caractérisation et modélisation de l'endommagement des composites bobinés. Application à la prédiction de l'éclatement des réservoirs bobinés hyperbares. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2013. Français. NNT : 2013ESMA0026 . tel-00954470

**HAL Id: tel-00954470**

**<https://theses.hal.science/tel-00954470>**

Submitted on 3 Mar 2014

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# THESE

Pour l'obtention du Grade de

## DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET D'AEROTECHNIQUE

(Diplôme National – Arrêté du 7 août 2006)

*Ecole Doctorale :*

Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de Recherche : Mécanique de Solides, Matériaux et Structures

*Présenté par :*

Juan Pedro Berro Ramírez

\*\*\*\*\*

### **Caractérisation et modélisation de l'endommagement des composites bobinés. Application à la prédiction de l'éclatement des réservoirs bobinés hyperbares.**

\*\*\*\*\*

*Directeur de thèse :* Damien Halm

\*\*\*\*\*

*Soutenue le 28 Novembre 2013*

*Devant la Commission d'Examen*

\*\*\*\*\*

A. Thionnet	Professeur, Université de Bourgogne/ Mines Paristech	Rapporteur
L. Gornet	Maître de Conférences HDR, Ecole Centrale Nantes	Rapporteur
F. Laurin	Ingénieur de Recherche, ONERA, Châtillon	Examinateur
E. Baranger	Chargé de Recherche CNRS, LMT Cachan	Examinateur
E. Martin	Professeur – ENSEIRB – MATMECA Bordeaux	Examinateur
S. Villalonga	Ingénieur de Recherche CEA, Monts	Examinateur
J-C Grandidier	Professeur, ISAE – ENSMA, Poitiers	Examinateur
D. Halm	Professeur, ISAE – ENSMA, Poitiers	Directeur de thèse



## Table de matières

---

---

Table de figures .....	7
------------------------	---

Tableaux .....	15
----------------	----

### Introduction

### Chapitre I: Eléments sur les matériaux composites

1.1 Les matériaux composites. ....	24
------------------------------------	----

1.1.1 Généralités.....	24
------------------------	----

1.1.2 Comportement mécanique. ....	31
------------------------------------	----

1.2 Endommagements des matériaux composites.....	32
--	----

1.2.1 Micro - fissuration, décohésion fibre/matrice.....	33
--	----

1.2.2 Fissuration matricielle.....	34
------------------------------------	----

1.2.3 Le délaminage. ....	35
---------------------------	----

1.2.3.1 Micro – délaminage et délaminage diffus. ....	36
---	----

1.2.3.2 Macro délaminage.....	37
-------------------------------	----

1.3 Techniques de détection de l'endommagement.....	38
---	----

1.3.1 Emission acoustique .....	39
---------------------------------	----

1.3.2 Radiographies par rayons X.....	41
---------------------------------------	----

1.3.3 Corrélation d'image numérique.....	42
--	----

### Chapitre II: Quelques modèles d'endommagement des matériaux composites

2.1 Introduction. ....	46
------------------------	----

2.2 Modèles d'endommagement statique .....	47
--	----

2.2.1 Modèles à l'échelle micromécanique. ....	48
--	----

2.2.2 Modèles à l'échelle mésoscopique - modèle de Cachan .....	51
---	----

2.2.3 Approche multi – échelle. Modèle ONERA.....	56
---	----

2.2.4 Rupture progressive.....	62
--------------------------------	----

2.2.5 Rupture probabiliste. ....	65
----------------------------------	----



2.3	Conclusions .....	66
<b>Chapitre III: Modèle d'endommagement à directions fixes</b>		
3.1	Introduction - Comportement non linéaire des matériaux composites bobinés .....	70
3.2	Principes de modélisation.....	75
3.2.1	« Continuum Damage Mechanics » et « Thermodynamique de Processus Irreversibles » .....	75
3.2.1.1	Variables d'endommagement.....	78
3.2.2	Approche à directions fixes de l'endommagement.....	80
3.2.3	Théorie de représentation des fonctions tensorielles.....	82
3.3	Modèle d'endommagement pour les matériaux composites bobinés.....	83
3.3.1	Choix des systèmes d'endommagement .....	84
3.3.2	Potentiel thermodynamique.....	86
3.3.3	Lois d'état .....	93
3.3.4	Domaine de réversibilité et lois d'évolution.....	95
3.3.5	Rupture probabiliste des fibres .....	105
3.4	Implémentation numérique.....	107
3.4.1	Dépendance au maillage.....	108
3.4.2	Convergence .....	111
3.4.3	Calcul probabiliste des seuils de rupture des fibres.....	112
3.4.4	Emission acoustique virtuelle.....	117
3.5	Identification .....	120
3.5.1	Modélisation EF des échantillons.....	120
3.5.2	Identification des paramètres du modèle déterministe.....	121
3.5.3	Identification des paramètres probabilistes .....	126
3.5.3.1	Rupture des fibres de carbone .....	126
3.5.3.2	Taux volumique des fibres.....	127
3.5.4	Identification des énergies absolues (EA virtuelle) .....	131
3.6	Conclusion.....	132

## **Chapitre IV: Caractérisation expérimentale de l'endommagement de structures en composite bobiné - Essais sur éprouvettes entaillées**

4.1	Introduction .....	138
4.2	Dispositif expérimental.....	140
4.3	Comportement en traction des éprouvettes bobinées entaillées.....	142
4.3.1	Influence de la température sur le comportement mécanique .....	142
4.3.2	Caractérisation de l'évolution de l'endommagement.....	149
4.3.2.1	Observation de l'endommagement : Micrographies et rayons X .....	150
4.3.2.2	Analyse de la cinétique d'endommagement par émission acoustique.....	163
4.4	Conclusions .....	170

## **Chapitre V: Validation du modèle et application à la tenue de réservoirs hyperbares**

5.1	Introduction .....	176
5.2	Validation numérique.....	176
5.2.1	Modèle éléments finis des éprouvettes entaillées .....	177
5.2.1.1	Géométrie. ....	177
5.2.1.2	Maillage, Conditions aux limites et chargement. ....	178
5.2.2	Simulation des éprouvettes entaillées $[\pm 45_4]_s$ .....	180
5.2.2.1	Analyse des courbes de traction et charges a rupture.....	180
5.2.2.2	Emission acoustique virtuelle.....	181
5.2.2.3	Analyse par corrélation d'images .....	183
5.2.2.4	Analyse des cartographies d'endommagement.....	183
5.2.3	Simulation des éprouvettes entaillées $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ .....	186
5.2.3.1	Analyse des courbes de traction et charges à rupture.....	186
5.2.3.2	Emission acoustique virtuelle.....	188
5.2.3.3	Analyse des cartographies d'endommagement.....	189
5.2.4	Conclusions sur la validation du modèle .....	195

5.3	Application industrielle : réservoir bobiné hyperbare .....	196
5.3.1	Modélisation EF du réservoir.....	198
5.3.1.1	Géométrie .....	198
5.3.1.2	Maillage.....	203
5.3.1.3	Propriétés des matériaux.....	204
5.3.1.4	Conditions aux limites et chargement.....	206
5.3.2	Simulation de l'éclatement .....	207
5.3.2.1	Modèle déterministe : Prédiction de l'éclatement. ....	207
5.3.2.2	Modèle déterministe : Etude de la non linéarité.....	209
5.3.2.3	Modèle probabiliste .....	216
5.4	Conclusions .....	219

## **Chapitre VI: Perspectives**

6.1	Introduction .....	222
6.2	Amélioration et extension du Modèle .....	222
6.2.1	Améliorations du modèle statique .....	222
6.2.1.1	Construction du potentiel thermodynamique.....	222
6.2.1.2	Validation de la modélisation de l'endommagement hors – plan. ....	223
6.2.1.3	Couplage multiphysique.....	225
6.2.2	Modèle cyclique .....	226
6.2.2.1	Quelques Modèles d'endommagement en fatigue. ....	226
6.2.2.2	Extension cyclique du modèle développé. ....	228
6.3	Etude du réservoir.....	235

## **Annexes**

Modes d'éclatement du réservoir bobiné .....	249
--	-----

## **Bibliographie**

## Table de figures

---

---

Figure 1. Evolution de l'utilisation des composites dans l'aéronautique. ....	24
Figure 2. Utilisation des composites CFRP dans le domaine industriel. ....	25
Figure 3. Types de renfort dans les matériaux composites. ....	26
Figure 4. Contrainte à rupture et module spécifiques pour les différents types de fibres longues. ....	26
Figure 5. Exemple de stratifié composite. ....	27
Figure 6. Types d'enroulement filamentaire. ....	28
Figure 7. Séquence d'enroulement filamentaire. ....	28
Figure 8. Différents motifs pour une même orientation (CEA Le Ripault). ....	29
Figure 9. a) Enroulement d'un tube, b) installation composée de structures bobinées. ....	29
Figure 10. Réservoirs bobinés type IV embarqués. ....	29
Figure 11. Evolution de la pression d'éclatement calculée pour un tube $[90, \pm 20, 90]$ selon un modèle d'épaisseur fin ou épais ( $b$ =rayon extérieur, $a$ =rayon intérieur). ....	30
Figure 12. a) Structure de fusée en composite bobiné, b) fuselage fabriqué par enroulement filamentaire. ....	31
Figure 13. Schéma des différents endommagements dans les stratifiés. ....	33
Figure 14. Fissure matricielle forme à partir de la coalescence des décohésions et microfissures matricielles. ....	34
Figure 15. Détail des fissures matricielles sur un bord libre. ....	34
Figure 16. Influence de l'épaisseur dans l'apparition des fissures matricielles. ....	35
Figure 17. Micro délaminage en extrémité de fissure matricielle. ....	36
Figure 18. Schéma du délaminage diffus. ....	37
Figure 19. Délaminage observe dans une cornière a) sans fissuration matricielle et b) avec fissuration. ....	38
Figure 20. Schéma du montage de l'émission acoustique. ....	39
Figure 21. Effets Kaiser et Felicity. ....	40
Figure 22. a) Schema de projection des endommagements sur le plan. b) Image obtenu par rayons X [51]. ....	41
Figure 23. Schéma de fonctionnement de la corrélation d'image. ....	42
Figure 24. Classement des théories en accord avec leurs prédictions. ....	46
Figure 25. Échelles dans le matériau composite. ....	47

Figure 26. Endommagements échelle micro 1)Macro fissure matricielle, 2)Micro délaminage en pointe de fissure, 3)Endommagement diffus (microfissuration matricielle, décohésion fibre – matrice) et 4) Macro délaminage d’après [71].	49
Figure 27. Effet de l'épaisseur	50
Figure 28. Courbes de traction pour différentes valeurs de n et m et cartographie pour un drapage m=N=2. [79]	56
Figure 29. Schéma multi échelle	57
Figure 30. Quelques essais réalisés et modélisation EF	61
Figure 31. a) Comparaison courbes expérimental - numérique et b) cartographies délaminage et délaminage réel.	62
Figure 32. Schéma du calcul PFA	64
Figure 33. a) Maillages utilisés et b) courbes force – déplacement.	64
Figure 34. Changement d'échelle micro – macro en ayant V.E.R et V.E.S. [96]	66
Figure 35. Comportement des éprouvettes $[0_8]$ et $[90_8]$ (Mines Paristech)	71
Figure 36. Fissuration matricielle dans une éprouvette $[0_2, 90_2]_s$ . (Mines Paristech)	71
Figure 37. Schéma d'une éprouvette croisée. Chaque couleur représente une orientation différente (positive $+\theta$ ou négative $-\theta$ )	72
Figure 38. Comparaison stratifié - bobiné ( $[\pm 45_4]_s$ ) – essai de traction simple.	72
Figure 39. Effet des entrecroisements sur la propagation des fissures.	73
Figure 40. Systèmes d'endommagement.	85
Figure 41. Schéma des systèmes et endommagements associés.	86
Figure 42. Effet unilatéral.	89
Figure 43. Influence des constantes dans la matrice de rigidité.	90
Figure 44. Types d'évolution du comportement à représenter.	96
Figure 45. Evolution de la variable d'endommagement fragile	97
Figure 46. a) Evolution de la variable d'endommagement pour trois combinaisons différentes des constantes. b) Effets de ces évolutions sur le comportement du matériau.	98
Figure 47. Influence des paramètres sur le comportement de l'endommagement diffus.	100
Figure 48. Courbe contrainte – déformation.	104
Figure 49. Évolution de la contrainte visqueuse et sa dérivée temporelle.	104
Figure 50. Micrographie d'une éprouvette en composite bobiné. Détail des zones riches en matrice (cercles rouges).	106
Figure 51. Démarche probabiliste.	106

Figure 52.a) Dépendance de la réponse en fonction de la taille de maille. b) Dépendance de la zone en fonction de la forme et taille de maille.....	109
Figure 53. Éléments finis en série.....	109
Figure 54. Effet de l'endommagement d'un élément sur la structure. ....	110
Figure 55. Influence de la vitesse sur la réponse. ....	110
Figure 56. test de l'algorithme Box - Muller implémenté dans l'Umat.....	115
Figure 57. Données générées avec un facteur de forme de 4049 et d'échelle de 6.02.....	116
Figure 58. Démarche de sélection de la contrainte a rupture ou de la fraction de fibres en un point de gauss donne. ....	117
Figure 59. a) Energie absolue vs temps. b) zoom dans la zone de basse et moyenne énergie. ....	118
Figure 60. Méthode choisie pour représenter des signaux énergétiques.....	119
Figure 61. Dimensions des éprouvettes d'identification. ....	120
Figure 62. Eprouvette EF $[\pm 45_4]_s$ et éprouvette réelle. ....	121
Figure 63. Identification des comportements à 0° et 90°. ....	122
Figure 64. Identification fissuration matricielle. ....	123
Figure 65. Courbes de traction $[\pm 45_4]_s$ utilisées pour l'identification. ....	123
Figure 66. Identification de l'évolution de l'endommagement diffus et le glissement. ....	124
Figure 67. Identification des paramètres visqueux.....	125
Figure 68. Comparaison test - simulation de la traction sur $[\pm 45_4]_s$ bobiné. ....	125
Figure 69. Résultat du test de traction sur des fibres seules. ....	126
Figure 70. Comparaison probabilité cumulée expérimentale – simulée. ....	127
Figure 71. Assemblage des micrographies.....	128
Figure 72. Taux volumique en fonction de la taille de fenêtre utilisée.....	129
Figure 73. Identification du taux volumique en utilisant des lois normales. ....	130
Figure 74. Identification des paramètres de la loi normale et dépendance par rapport à la taille. ....	130
Figure 75. Energie absolue détectée dans un essai de traction sur une éprouvette entaillée $[0_2, \pm 20_2]_s$ . ....	132
Figure 76. Dimensions des éprouvettes entaillées.....	138
Figure 77. Mandrin bobiné et ligne de coupure. ....	139
Figure 78. a) Contour des éprouvettes. b) Types de motifs obtenus selon la largeur de mèche.....	139
Figure 79. Dispositif expérimental des essais de traction. ....	141

Figure 80. Capteurs EA et marqueurs.....	141
Figure 81. Camera utilisée pour la corrélation d'image. ....	141
Figure 82. Courbe de traction à trois températures $[0_2, \pm 20_2]_s$ .....	143
Figure 83. Courbe de traction à trois températures $[0_2, \pm 30_2]_s$ .....	143
Figure 84. Courbe de traction à trois températures $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ .....	143
Figure 85. Courbes de traction $[\pm 45_4]_s$ À trois températures. ....	145
Figure 86. a) Rupture de l'éprouvette entaillée bobinée. b) rupture d'une éprouvette stratifiée. ....	146
Figure 87. Courbes de traction $[\pm 67.5_4]_s$ à trois températures. ....	147
Figure 88. DMTA dans une éprouvette à $0^\circ$ (a) et $90^\circ$ (b).....	147
Figure 89. Séquence des endommagements dans une éprouvette quasi - isotrope.....	150
Figure 90. Micrographie (vue latérale) de l'entaille d'une éprouvette $[0_2, \pm 20_2]_s$ .....	150
Figure 91. micrographie des entailles ( $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ ). ....	151
Figure 92. Etat d'endommagement de l'éprouvette $[0_2, \pm 30_2]_s$ .....	151
Figure 93. Radiographie X post - mortem d'une éprouvette $[0_2, \pm 20_2]_s$ .....	152
Figure 94. Zone délaminée dans une éprouvette $[0_2, \pm 20_2]_s$ .....	153
Figure 95. Radiographie éprouvette $[0_2, \pm 30_2]_s$ .....	153
Figure 96. Fissures intra - laminaires dans le pli à $90^\circ$ . a) entaille b) hors entaille.....	154
Figure 97. Radiographie post - mortem d'une éprouvette quasi – isotrope.....	154
Figure 98. Comparaison des radiographies à trois températures $[0_2, \pm 20_2]_s$ .....	155
Figure 99. Comparaison de radiographies à trois températures des éprouvettes quasi - isotropes. ....	156
Figure 100. Champ de déformation de cisaillement d'une éprouvette quasi – isotrope a différents moments du chargement. ....	158
Figure 101. Observations de l'endommagement dans une éprouvette du Groupe II. ....	159
Figure 102. Radiographies post - mortem des éprouvettes $[\pm 45_4]_s$ a trois températures. ..	160
Figure 103. Corrélation d'images sur des éprouvettes $[\pm 45_4]_s$ à différentes étapes du chargement exprimées en fraction de la charge à rupture.....	161
Figure 104. Radiographies post - mortem des éprouvettes $[\pm 67.5_4]_s$ a trois températures.162	
Figure 105. a) Cumul d'énergie absolue dans un essai de traction $[0_2, 20_2]_s$ . b) histogramme 3D des evenements-temps-position.....	164
Figure 106. a) Vue de dessus de l'histogramme 3D. b) Augmentation de la zone endommagée au cours du temps. ....	164

Figure 107. a) Cumul d'énergie (vert) et courbe de traction (bleu) et b) histogramme 3D d'une éprouvette $[0_2, \pm 30_2]_s$ .....	165
Figure 108. Comparaison des surfaces émettrices. ....	166
Figure 109. a) Cumul d'énergie acoustique et b) histogramme 3d d'une éprouvette $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ .....	166
Figure 110. Comparaison des cumuls d'énergie du drapage $[0_2, \pm 20_2]_s$ . ....	167
Figure 111. Comparaison cumul d'énergie du drapage quasi - isotrope et zoom de la partie basse énergie. ....	168
Figure 112. a) Comportement mécanique et acoustique et b) histogramme 3d d'une éprouvette $[\pm 45_4]_s$ .....	168
Figure 113. Comparaison des cumuls d'énergie de la séquence $[\pm 45_4]_s$ .....	169
Figure 114. Vue latérale d'une éprouvette $[0_2, \pm 45_2, 0_2]_s$ .....	172
Figure 115. Géométrie des éprouvettes entaillées.....	177
Figure 116. a) Modèle EF coque et b) 3D d'une éprouvette $[\pm 45_4]_s$ .....	178
Figure 117. Maillage a) coque et b) 3D.....	179
Figure 118. Vue du maillage dans l'épaisseur du modèle 3D quasi - isotrope. ....	179
Figure 119. Conditions aux limites et chargement imposé.....	179
Figure 120. Courbes de traction numérique et expérimentale de l'éprouvette entaillée $[\pm 45_4]_s$ . ....	180
Figure 121. Comparaison des charges à rupture. ....	181
Figure 122. Comparaison entre les mesures d'émission acoustique virtuelle (sim) et réelle (exp). ....	182
Figure 123. Comparaison du champ de déformation axiale experimental (gauche) et numerique (droite). ....	183
Figure 124. Niveau d'endommagement diffus dans les trois phases (a, b, c) définies sur la courbe d'EA (Figure 122). ....	184
Figure 125. a) Rupture expérimentale, b) Modèle 3D (gauche : endommagement hors plan, droite : endommagement matriciel), c) coque (endommagement matriciel). La couleur noire représente la rupture totale de la matrice.....	184
Figure 126. Endommagement hors - plan a l'intérieur de l'éprouvette juste avant la rupture finale (Noir = Totalement endommagé). ....	185
Figure 127. Comparaison expérience - Simulation 2d - 3D (déterministe). ....	186
Figure 128. Charges à rupture expérimentale et simulées de la séquence quasi - isotrope. ....	187
Figure 129. Simulations probabilistes du drapage quasi - isotrope.....	187



Figure 130. Charges à rupture (simulations probabilistes).....	188
Figure 131. Comparaison énergie cumulée expérimentale et simulée (séquence quasi - isotrope).....	188
Figure 132. Comparaison fissuration matricielle post - mortem expérimentale et numérique (noir = complètement endommagé).....	189
Figure 133. Comparaison des cartographies numérique et expérimentale de l'endommagement hors - plan a l'interface de différents plis. (noir = totalement endommagé). ....	190
Figure 134. Déformée (grandissement x5) du centre de l'éprouvette entaillée quasi - isotrope.....	191
Figure 135. Composite bobiné ondulé (a) modèle EF et b) micrographie) .....	192
Figure 136. Endommagement hors plan (en haut) pour différentes valeurs de contraintes dans le sens des fibres (en bas).....	192
Figure 137. Comparaison de la cartographie de la fissuration matricielle avec une micrographie post - mortem.....	193
Figure 138. Comparaison de la Cartographie de l'endommagement hors - plan avec une micrographie post mortem. ....	194
Figure 139. Comparaison de la cartographie de l'endommagement diffus avec une micrographie post - mortem.....	194
Figure 140. Champ de glissement plan $\gamma_{12}$ a) expérimental et b) numérique, pour une valeur de force axiale appliquée de 30% de la charge maximale dans les deux cas.....	195
Figure 141. Réservoir bobiné de type IV.....	197
Figure 142. Fabrication du réservoir bobiné de type IV.....	198
Figure 143. Géométrie du liner et de l'embase.....	199
Figure 144. a) Alternance d'orientations dans l'enroulement, b) Paramètres de calcul de l'évolution des angles.....	200
Figure 145. Comparaison des dômes EF et réels.....	202
Figure 146. Modèles 3D (droite) et axisymétrique (gauche).....	202
Figure 147. Comparaison des masses des réservoirs numérique et réel. ....	203
Figure 148. Exemple de la variation des propriétés dans une structure bobinée, en fonction de la variation d'angle dans le dôme.....	204
Figure 149. Evolution des angles dans le réservoir.....	204
Figure 150. a) courbe de traction a rupture de l'acier 316l et b) identification de la loi plastique.....	205

Figure 151. Conditions aux limites et déplacements mesurés. ....	206
Figure 152. Courbes de déplacement expérimentale et simulée du réservoir de type IV à 20°C.....	207
Figure 153. Courbes de déplacement expérimentale et simulée du réservoir de type IV à 20°C avec le déplacement axial corrigé.....	208
Figure 154. a) Réservoir éclaté en mode sain et b) non sain. ....	209
Figure 155. Déformation plastique équivalente dans l'embase à 600 bar.....	209
Figure 156. Radiographie du réservoir. Détail du jeu existant. ....	210
Figure 157. Simulation avec un jeu entre le composite et l'embase dans les dômes (le comportement du composite est considéré ici comme élastique sans endommagement). ....	210
Figure 158. Endommagement des fibres (une valeur de 1 représente des fibres rompues) (1580 bar, 1600 bar et 1620 bar).....	211
Figure 159. Emission acoustique pendant l'essai d'éclatement, (temps en s en abscisse, 2000 seconds = 650 bar). ....	212
Figure 160. Rupture matricielle et hors - plan a 600 bar.....	212
Figure 161. a) Détail de l'endommagement hors - plan et b) fuite détectée lors des essais. ....	214
Figure 162. Influence de la rupture matricielle dans le comportement du réservoir. ....	215
Figure 163. Comparaison des déformations de certaines couches (en rouge, à droite, couches circonférentielles).....	216
Figure 164. Comparaison entre simulations probabiliste et déterministe de l'éclatement du réservoir.....	216
Figure 165. Comparaison entre deux simulations probabilistes 3D et axisymétrique. ....	217
Figure 166. Endommagement des fibres de la première couche circonférentielle -simulation probabiliste 3D (noir : fibre rompue). ....	218
Figure 167. a) Cellule élémentaire, b) Chargements élémentaires pour calculer l'influence sur la rigidité (Huchette 2005).....	223
Figure 168. Eprouvette testée. ....	224
Figure 169. Modèle éléments finis de l'essai de flexion trois points.....	224
Figure 170. Comparaison des courbes force - déplacement expérimentale et numérique et configuration de l'endommagement hors-plan (délaminage). ....	224
Figure 171. Délaminages observés pendant l'essai de flexion. ....	225
Figure 172. Evolution de l'endommagement par rapport au nombre de cycles pour trois amplitudes différentes. ....	228

Figure 173. Comparaison expérimentale et numérique de la courbe contrainte – déformation au cours du cyclage. ....	228
Figure 174. Evolution du cumul dans un cycle de charge-décharge. ....	230
Figure 175. Influence du paramètre n dans l'évolution des variables d'endommagement (d). .....	231
Figure 176. Evolution expérimentale et simulée de la tenue résiduelle. ....	232
Figure 177. Chargements cycliques appliqués. ....	232
Figure 178. Evolution de l'endommagement selon le chargement appliqué.....	233
Figure 179. Simulation cyclage et traction.....	234
Figure 180. Évolution de l'endommagement matriciel cyclique. ....	235
Figure 181. a) géométrie du dôme généré et b) détail de l'assignation des angles. ....	236
Figure 182. Modes d'éclatement a) sain et b) non sain.....	249
Figure 183. a) Dôme du modèle 1 et b) modèle 2. ....	250
Figure 184. Eclatement des modèles 1 et 2.....	251
Figure 185. Rupture des fibres (rouge=totalement endommagé) pour a) modèle 1 et b) modèle 2. ....	251
Figure 186. Endommagement matriciel dans le moment de l'éclatement.....	252

## Tableaux

---

Tableau 1. Propriétés mécaniques de quelques matrices organiques .....	25
Tableau 2. Types d'endommagement dans les composites stratifiés .....	33
Tableau 3. Moyenne et écart type pour chaque tirage. ....	115
Tableau 4. Jeu de paramètres.....	125
Tableau 5. Valeurs d'énergie absolue et distribution des coups choisis. ....	132
Tableau 6. Drapages fabriqués et testés.....	139
Tableau 7. Caractéristiques du maillage.....	178
Tableau 8. Structuration de la virole (partie cylindrique) – la première couche est la plus proche du liner. ....	200
Tableau 9. Caractéristiques des maillages.....	204
Tableau 10. Propriétés élastiques et masse volumique du polymère pa6 utilisé dans le liner...205	
Tableau 11. Propriétés élastiques et masse volumique de l'acier 316L (embases).....	205
Tableau 12. Propriétés mécaniques du composite bobiné dans un repère local. ....	206
Tableau 13. Evolution des endommagements matriciel et hors - plan au cours du chargement.....	213
Tableau 14. Architectures de réservoir testées.....	250



---

# INTRODUCTION

---

Les matériaux composites à fibres longues sont de plus en plus une vraie alternative aux matériaux métalliques grâce aux propriétés mécaniques spécifiques, l'adaptabilité aux besoins mécaniques de la structure ou de la pièce à fabriquer et leur faible sensibilité aux phénomènes de fatigue. Le domaine d'utilisation des composites est très vaste, puisqu'il s'étend de l'industrie aérospatiale au matériel sportif. C'est pour ces raisons que l'utilisation de ce type de matériau est en pleine croissance depuis nombreuses années.

Une des utilisations des composites à fibre longue en plein essor depuis plusieurs années est la fabrication des structures cylindriques (dont les réservoirs). La fabrication de ces structures de révolution est faite par bobinage de fibres (pré – imprégnées, voie humide, fibres sèches...) sur un moule ou un mandrin. Cette procédure est qualifiée d'enroulement filamentaire. Ce processus entraîne une architecture finale du matériau différente des stratifiées utilisés dans l'aérospatiale. Cette architecture particulière aura des conséquences sur le comportement mécanique du matériau, notamment sur les modes et la cinétique de dégradation.

Une des applications de ces structures bobinées est la fabrication des réservoirs pour le stockage de gaz à haute pression. Plus particulièrement, dans le cadre de cette thèse, nous étudierons des réservoirs conçus pour le stockage de l'hydrogène à très haute pression et qui feront partie des voitures de l'avenir équipées de piles à combustible, en réponse aux problématiques énergétiques et écologiques.

Les problématiques combinées et avérées de raréfaction des ressources fossiles et de changement climatique encouragent une évolution de notre système d'approvisionnement énergétique. Une filière hydrogène apparaît comme un candidat des plus sérieux à moyen terme. Très récemment, les résultats du projet européen HyWays (6<sup>ème</sup> PCRDT) ont confirmé qu'une introduction rapide de l'hydrogène dans le système de production d'énergie pourrait contribuer considérablement à la réduction des émissions de CO<sub>2</sub>. Dans le secteur des transports routiers (qui représente 85% des réductions concernées), le

développement des technologies de l'hydrogène permettrait de réduire de 50% les émissions de CO<sub>2</sub> et de 40% la consommation de pétrole d'ici 2050.

Si les chercheurs soulignent par ailleurs que l'hydrogène permet de découpler la demande en énergie et les ressources, le corollaire du stockage de cette nouvelle énergie, ou plus exactement de ce nouveau vecteur énergétique, demeure indubitablement nécessaire pour assurer une adéquation satisfaisante entre la disponibilité et la demande, elle-même variable dans le temps.

La filière hydrogène apparaît ainsi comme la voie la plus prometteuse pour répondre à la problématique énergétique mondiale et à l'évolution du climat de la planète. Le stockage hyperbare de l'hydrogène gazeux est aujourd'hui la voie la plus mature. Pour structurer les réservoirs à des pressions élevées (en tenant compte des facteurs de sécurité) sans obtenir des masses de système de stockage trop importantes, des matériaux composites hautes performances sont utilisés. Alors que les structures composites minces représentent une très grosse majorité des cas, les pressions mises en jeu dans les stockages d'hydrogène conduisent à de *fortes épaisseurs*. Les connaissances associées au dimensionnement et à la conception de structures épaisses sont plus limitées alors que, de fait, celles-ci sont nettement plus sensibles aux variabilités de procédés et/ou de matériaux. Pour y faire face, les industriels accroissent les quantités de fibres de carbone déposées sur les réservoirs au détriment du prix et de la masse du réservoir. Cela constitue un véritable problème car la fibre de carbone représente déjà 45% à 80% du prix du réservoir selon la fibre de carbone utilisée. Le prix demeure un des verrous majeurs de cette technologie inhibant son déploiement. La conception des réservoirs fait en général appel à l'utilisation de codes de calcul plus ou moins évolués. Les codes de calcul utilisant les éléments finis pour le design de l'architecture fibreuse comme ABAQUS, ANSYS, SAMCEF, SYSPLY, ZEBULON... sont généralement employés en pré-dimensionnement. Le dimensionnement du réservoir n'est généralement finalisé qu'à l'issue de phases itératives de fabrications suivies d'essais destructifs (processus long et très coûteux). Les éléments finis utilisés pour les calculs sont le plus souvent des éléments de type « coque ». Ceux-ci ne sont pas très bien adaptés pour décrire le comportement en cas de fortes épaisseurs. Les éléments 3D sont très peu utilisés car leur mise en œuvre est le plus souvent très laborieuse. En outre, pour la phase de dimensionnement, les critères de rupture comme les critères énergétiques (TSAI-WU, TSAI-HILL, HASHIN...) sont en général trop conservatifs et, en conséquence, non utilisés car conduisant eux aussi à des surdimensionnements notables. Ils ne tiennent

notamment pas compte des processus le plus souvent cumulatif de dégradation de l'amorçage jusqu'à la rupture de l'objet. Lorsque des modèles d'endommagement sont utilisés, ils sont le plus souvent spécifiques à un type de matériau, à un type de sollicitation ou à un type d'architecture. Par ailleurs, les structures simulées ne sont pas les structures réelles car le procédé d'enroulement filamentaire provoque de nombreux défauts et les entrecroisements de torons de fibres ou encore les variations réelles des angles et des épaisseurs, notamment dans les dômes des réservoirs, ne sont pas ou mal connus. Il en résulte qu'aujourd'hui, les outils de calcul par éléments finis pour la conception des réservoirs et les méthodologies associées ne sont pas qualifiés et chaque utilisateur utilise son code avec ses propres règles.

Le projet ANR auquel cette thèse a contribué, OSIRHYS IV, tente d'apporter des réponses à ces verrous scientifiques. Il se penche sur le stockage haute pression de l'hydrogène pour des réservoirs de type IV où le liner, assurant uniquement la fonction d'étanchéité à l'hydrogène, est en matériau polymère et la fonction de résistance mécanique est prise en charge par la coque composite (très épaisse). L'objet de ce projet est de faire un état des lieux des codes de calculs EF pour le design et la simulation du comportement des réservoirs de stockage hyperbare de l'hydrogène gazeux de type IV obtenus par enroulement filamentaire. Le travail de thèse présenté ici trouve son application en contribuant au projet OSIRHYS IV et en répondant plus particulièrement au problème de la simulation de l'endommagement, et de la rupture, dans les structures épaisses en composites bobinés.

Dans cette thèse, nous présentons un modèle d'endommagement continu développé pour l'étude des matériaux composites bobinés. Ce modèle devra reproduire le comportement du matériau tout en gardant une certaine simplicité dans sa formulation. Parallèlement au développement du modèle, une campagne expérimentale est menée pour valider les capacités de prédiction du modèle. Le plan détaillé de ce manuscrit est présenté par la suite.

Dans le premier chapitre, les matériaux composites seront présentés d'une façon très générale en insistant sur les composites à fibre de carbone – matrice polymère bobiné. On fera un bref rappel des particularités mécaniques de ce type de matériaux comme l'anisotropie mécanique. Dans une deuxième partie, on présentera les différents outils expérimentaux, comme l'émission acoustique et la corrélation numérique d'image qui seront utilisés dans le cadre de cette thèse.



Le deuxième chapitre est consacré à la description des différentes approches de la modélisation de l'endommagement des matériaux composites. On notera que la grande majorité de ces outils sont dédiés aux stratifiés. On fera ainsi le point sur des modèles écrits à l'échelle des microconstituants (« modèles micromécaniques »), à l'échelle du pli unidirectionnel (« mésoscopiques ») comme le mésomodèle de Cachan ou le modèle développé à l'ONERA. Des modèles de rupture progressive seront aussi présentés car ils ont été les premières tentatives de simulation de la rupture de structures composites. On finira ce chapitre en introduisant une nouvelle famille de modèles qui essaient d'incorporer le caractère probabiliste de la rupture des fibres dans le comportement du composite. Parmi tous ces modèles, seulement le dernier a été utilisé dans les composites bobinés, ce qui nous donne une idée du manque d'études consacrées à ce type de matériau par rapport aux stratifiés.

Dans le chapitre 3, un modèle d'endommagement spécifique aux matériaux composites bobinés sera développé. On partira de l'analyse du comportement élémentaire du composite bobiné pour montrer quels phénomènes il sera nécessaire de modéliser. On se servira de la mécanique de l'endommagement et de la thermodynamique des processus irréversibles, de la théorie de représentation des fonctions tensorielles et d'une approche à direction fixes pour construire ce modèle. L'utilisation de cette dernière approche se justifie par l'existence de certaines directions d'endommagement privilégiées. L'existence de ces directions est une conséquence de l'architecture du matériau. Une fois ces outils décrits, on présentera la construction du potentiel thermodynamique, à partir duquel seront obtenus la contrainte et les forces thermodynamiques, puis les évolutions des différentes variables d'endommagement présentes dans le modèle. Une approche probabiliste sera présentée pour prendre en compte le comportement stochastique des composites dans les directions des fibres. On introduira également une démarche pour simuler les émissions acoustiques associées aux différents modes d'endommagement et disposer ainsi d'un autre outil de comparaison avec les données expérimentales. Ce modèle sera implémenté dans une subroutine UMAT pour pouvoir l'appliquer au calcul de structures avec un code industriel. Cette implémentation ainsi que l'identification de tous les paramètres seront décrites en détail.

Le chapitre 4 sera consacré à l'étude expérimentale d'éprouvettes entaillées ayant la même architecture que le matériau composite bobiné présent dans les structures typiques fabriquées par cette méthode (comme les réservoirs). Plusieurs séquences seront testées à

trois températures (-40°C, 20°C et 85°C) pour nous permettre de mieux comprendre le comportement de ce type de matériau en présence de concentration de contraintes et les différents modes d'endommagement (amorçage et évolution). Tous ces essais ont été multi – instrumentés (émission acoustique, micrographies, rayons X, DIC et suivi optique) permettant l'étude des éprouvettes de différents points de vue, toujours complémentaires. Cette campagne d'essais nous permettra aussi de construire une base de données pour valider le comportement de notre modèle d'endommagement en simulant le comportement des séquences les plus représentatives.

Cette validation du modèle ainsi que son application à la tenue des réservoirs bobinés seront traités dans le chapitre 5. Ce chapitre est divisé en deux parties bien distinctes : dans la première, on fera une comparaison entre les essais menés sur certaines éprouvettes entaillées et les résultats fournis par le modèle. On essaiera de vérifier les capacités de prédiction multi – échelle du modèle, c'est-à-dire de voir s'il est capable de reproduire correctement le comportement mécanique macroscopique (courbes force – déplacement) mais aussi le type d'endommagement présent dans le matériau ainsi que sa localisation et son étendue. Une fois le modèle validé, on testera ses capacités dans une application industrielle : la prédiction de la tenue d'un réservoir bobiné. La géométrie de cette structure sera modélisée à l'aide du plugin Abaqus Wound Composite Modeler. On analysera les prédictions d'éclatement, dans un premier temps déterministes. La richesse du modèle nous permettra de prédire des phénomènes complexes comme la création des chemins de fuite ou le mode d'éclatement (éjection ou non des extrémités). La prise en compte de la rupture probabiliste apportera une amélioration significative dans la prédiction de l'éclatement grâce à l'effet de redistribution des contraintes.



---

# CHAPITRE I:

## *ELEMENTS SUR LES MATERIAUX COMPOSITES ET LEUR ENDOMMAGEMENT*

---

## 1.1 Les matériaux composites.

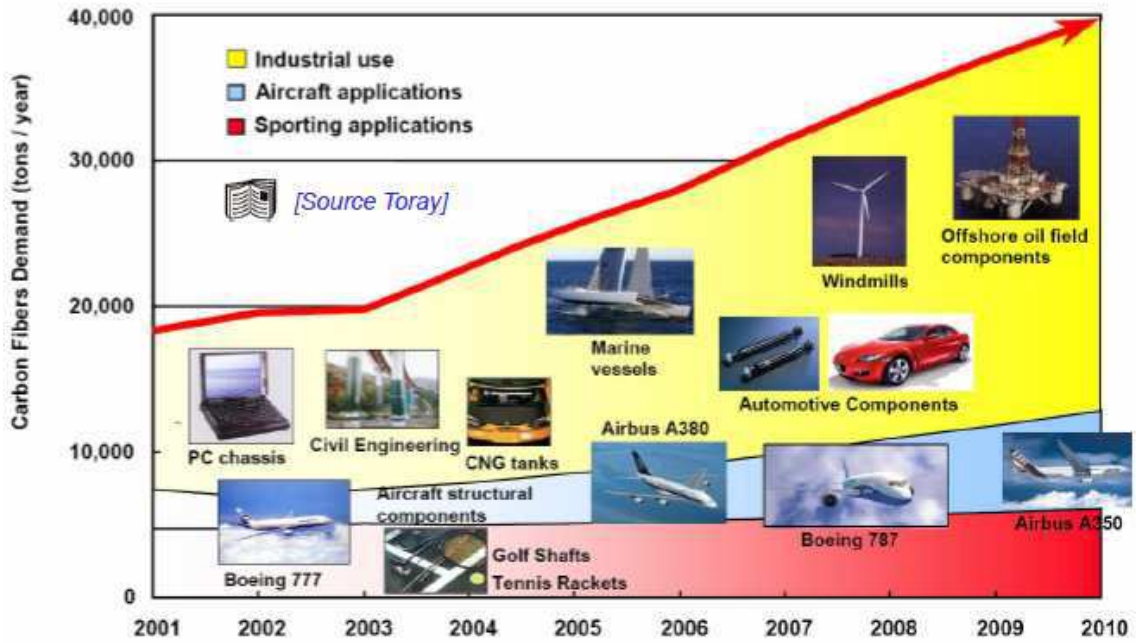
### 1.1.1 Généralités.

Les composites sont composés d'un ensemble de matériaux différents avec des propriétés également différentes. La plupart du temps, il s'agit de renforts noyés dans une matrice qui doit assurer la cohésion de l'ensemble, répartir les efforts et protéger les renforts contre l'environnement. Les renforts ont une fonction purement structurelle, c'est-à-dire qu'ils doivent résister aux contraintes imposées. L'avantage de ce type de matériaux est la capacité de s'adapter à l'état de contraintes qu'il va supporter. De cette façon, on peut obtenir un matériau optimisé pour la fonction qu'il va réaliser. En plus, ses propriétés spécifiques sont notamment meilleures par rapport aux matériaux classiques comme les métaux. Ces deux caractéristiques ont fait que l'utilisation des matériaux composites est en pleine croissance dans le monde industriel en général et aéronautique en particulier (Figure 1 et Figure 2).



[1]

Figure 1. Evolution de l'utilisation des composites dans l'aéronautique.



[1]

Figure 2. Utilisation des composites CFRP dans le domaine industriel.

La matrice peut être organique (thermodurcissable ou thermoplastique), thermostable, métallique ou céramique. Les propriétés des matrices varient beaucoup selon le type utilisé. On montre dans le tableau suivant les propriétés mécaniques de certaines matrices organiques.

Type	Matériaux	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	$E$		T° Transition vitreuse (C°)
			(GPa)	(GPa)	
Thermodurcissables	<i>Polyester</i>	1.2	2.8-3.5	0.05-0.08	60-100
	<i>Epoxy</i>	1.1-1.5	3-5	0.1-0.15	290
Thermoplastiques	<i>Polypropylène</i>	0.9	1.1-1.4	0.02-0.035	50-60
	<i>Polyamide</i>	1.14	1.2-2.5	0.06-0.08	65-100
Thermostables	<i>Bismaléimide</i>	1.23	2.7-3.5	0.045	230
	<i>Polyimide</i>	1.43	3.2	0.069- 0.089	360

Tableau 1. Propriétés mécaniques de quelques matrices organiques

Les renforts, quant à eux, sont souvent de nature filamenteuse ou particulaire (Figure 3).

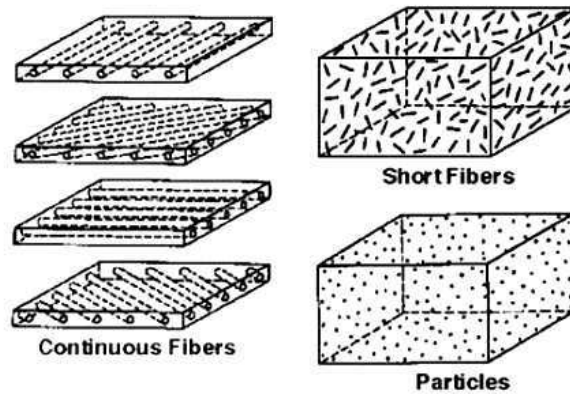
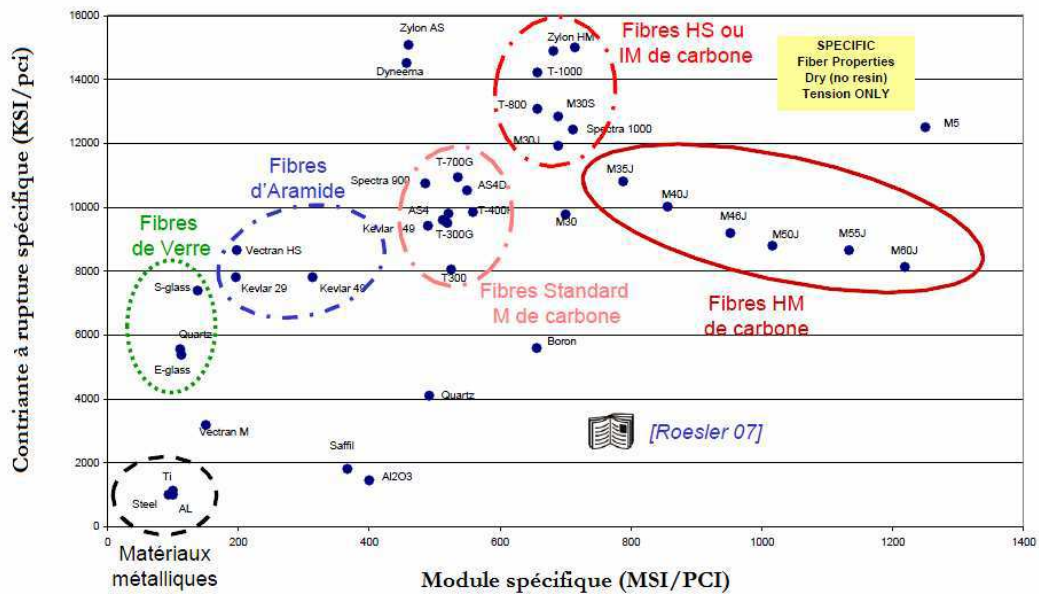


Figure 3. Types de renfort dans les matériaux composites.

Les propriétés mécaniques de ces fibres diffèrent beaucoup selon la nature de la fibre. On peut voir dans le graphique suivant l'ensemble de types des fibres selon leur contrainte à rupture et leur module spécifique.



[1]

Figure 4. Contrainte à rupture et module spécifiques pour les différents types de fibres longues.

On peut voir dans la Figure 4 que les fibres de carbone ont les meilleures performances. On ne trouve pas dans ce graphique les fibres d'origine végétale, comme le lin ou le chanvre qui ont un faible coût mais aussi des propriétés mécaniques faibles. Son utilisation est plutôt orientée vers l'industrie de l'automobile. Dans le cas des fibres longues, qui sera traité dans la suite, les paramètres influant sur les propriétés sont notamment la géométrie des fibres, la concentration des constituants, l'orientation du renfort.

Les multiples combinaisons existant entre les matrices et fibres qu'on vient de présenter donnent lieu à une grande quantité de composites différents, par exemple :

- CFRP : fibres de carbone dans une matrice polymère. Très utilisés dans l'industrie aérospatiale, l'énergie...
- GFRP : les fibres de carbone sont remplacées par des fibres de verre.
- CMC : composites à matrice céramique parmi lesquels on peut trouver des fibres de carbone ou de SiC dans une matrice également SiC, C ou  $Al_2O_3$ . Ces composites sont très utilisés dans les applications à très haute température.
- « Green Composites » : fibres végétales dans une matrice polymère.

En plus d'une classification en fonction des types de composants et des différentes combinaisons, le procédé d'élaboration permet également de distinguer certaines classes de matériaux composites. On peut citer les composites stratifiés pour lesquels les fibres sont orientées selon les besoins mécaniques pour obtenir la meilleure réponse possible. Ces composites sont composés de plusieurs couches UD (*i.e.*, unidirectionnels) qui sont déposées les unes sur les autres pour former le stratifié souhaité. Un exemple de l'architecture stratifiée est montré ci – dessous :

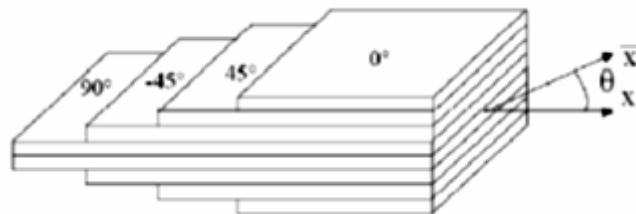


Figure 5. Exemple de stratifié composite.

La procédure d'élaboration liée à cette architecture est le « lay – up » qui peut être manuel (« Hand Lay – up ») ou automatique. Cette procédure est assez coûteuse, notamment en raison de sa durée et le besoin d'un autoclave pour la cuisson de la pièce. Néanmoins, les propriétés mécaniques obtenues sont très élevées, si bien que cette procédure est la plus utilisée dans les applications visant les plus hautes performances (aéronautique). Si, à la place des plis UD, on utilise des tissus, une nouvelle gamme de processus de fabrication apparaît, comme le RTM ou l'infusion. Ces procédures permettent de fabriquer des pièces à une vitesse supérieure ou de très grandes tailles (notamment l'infusion).



Un autre procédé d'élaboration, très utilisé dans le cas des pièces possédant une symétrie de révolution, et qui constituera l'objet d'étude de cette thèse, est l'enroulement filamentaire : une machine vient déposer une mèche de fibres de carbone pré – imprégnée sur un moule ou, par exemple, sur le liner polymère du réservoir de type IV. On trouve plusieurs façons de déposer cette mèche [2] sur la structure comme on peut le voir sur la figure suivante :

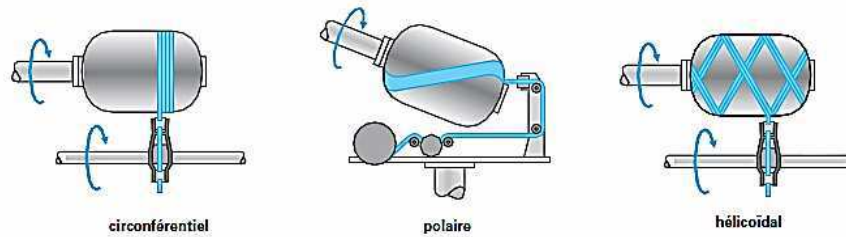


Figure 6. Types d'enroulement filamentaire.

Il y a plusieurs paramètres spécifiques à cette procédure comme par exemple :

- le type d'enroulement.
- le taux d'imprégnation des fibres.
- la tension de la mèche.
- le type de trajectoire (dans le cas des réservoirs).
- la durée de la cuisson
- le chevauchement des fibres

L'architecture du composite est déterminée par l'angle formé par la mèche et l'axe de symétrie. Un exemple de motif résultant de cette fabrication est indiqué sur la figure suivante [3]. On notera l'entrecroisement des mèches qui sera responsable de certaines particularités de comportement, comme on pourra le voir dans la suite.

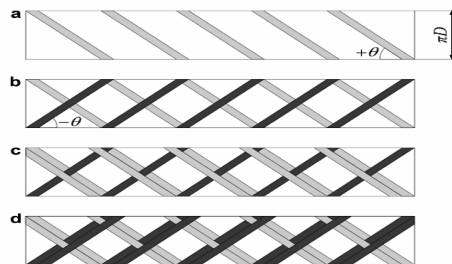


Figure 7. Séquence d'enroulement filamentaire.

Ce motif peut nous rappeler l'architecture d'un composite tissé. Le composite bobiné est composé de cellules de forme et de taille variables selon les paramètres de fabrication. Ces variations géométriques ont des conséquences sur le comportement mécanique. On voit dans la figure suivante un exemple du bobinage à  $\pm 45^\circ$  avec différents paramètres.

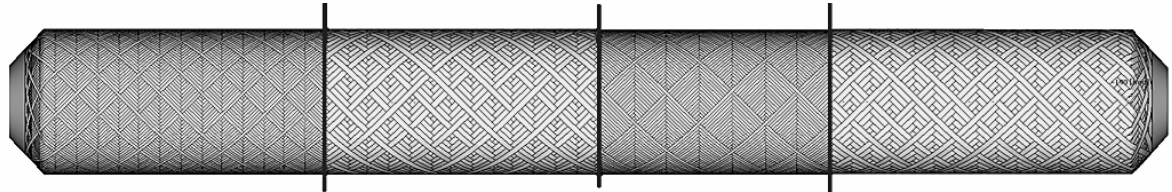


Figure 8. Différents motifs pour une même orientation (CEA Le Ripault).

En ce qui concerne l'utilisation de ce type de structures, on peut les trouver dans le domaine de du pétrole et du gaz pour la construction de pipelines avec un moindre poids et une meilleure résistance à l'oxydation et à la corrosion (Figure 9).



a)



b)

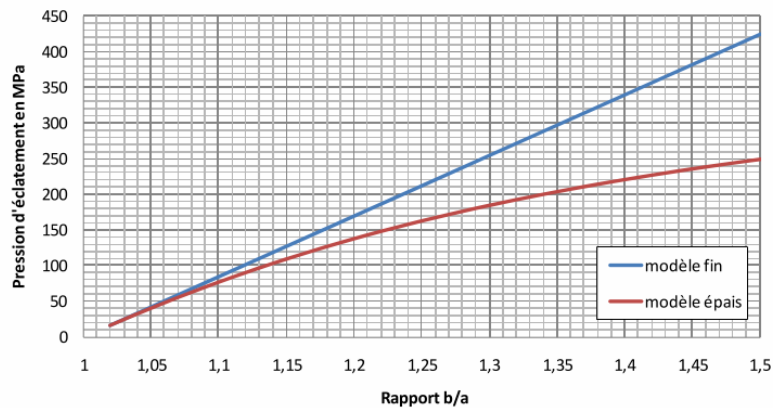
Figure 9. a) Enroulement d'un tube, b) installation composée de structures bobinées.

Toujours dans le domaine de l'énergie, l'enroulement filamentaire est utilisé pour fabriquer des réservoirs haute pression pour le stockage du gaz (hydrogène dans cette thèse). Ces réservoirs ont évolué depuis la première version entièrement métallique jusqu'à l'actuel type IV en composite bobiné et liner polymère.



Figure 10. Réservoirs bobinés type IV embarqués.

Ces réservoirs peuvent être très différents par leur taille selon leur utilisation (embarqué ou fixe). Une caractéristique spécifique qui aura une grande influence sur le comportement de ces structures est la forte épaisseur de la coque composite. En effet, cette forte épaisseur limitera la validité des techniques de conception et de simulation du comportement mécanique (théorie des stratifiés, en particulier) comme on peut le voir dans le graphique ci – dessous.



[4]

Figure 11. Evolution de la pression d'éclatement calculée pour un tube  $[90, \pm 20, 90]$  selon un modèle d'épaisseur fin ou épais ( $b$ =rayon extérieur,  $a$ =rayon intérieur).

La Figure 11 montre comment un modèle basé sur la théorie de stratifiés prédit une évolution linéaire de la pression d'éclatement qui s'éloigne de la prédiction d'un modèle épais. En plus, cette forte épaisseur provoquera des problèmes pendant la cuisson en raison du gradient de température. Ce fait génère des contraintes résiduelles d'origine thermique qui peuvent être significatives [5,6]. Cet effet d'épaisseur nous amènera dans le cadre de cette thèse à formuler un modèle 3D pour essayer de mieux reproduire le comportement mécanique de la coque composite.

Finalement on peut aussi trouver des structures de très grande taille fabriquées par cette méthode dans le domaine aérospatiale, notamment les structures et les réservoirs des fusées (Figure 12a) ou des parties d'avions comme le fuselage (Figure 12b).



a)



b)

Figure 12. a) Structure de fusée en composite bobiné, b) fuselage fabriqué par enroulement filamenteux.

Dans la suite, on se concentrera sur les caractéristiques mécaniques des composites d'une façon très générale.

### 1.1.2 Comportement mécanique.

---

Une des caractéristiques mécaniques les plus importantes des composites est l'anisotropie naturelle présente dans ce type de matériau. À la différence des matériaux isotropes, lorsqu'on impose un champ de contraintes, les axes principaux du matériau ne sont pas confondus avec les directions des contraintes principales.

Les composites à fibres unidirectionnelles (par exemple l'échelle du pli dans les matériaux stratifiés) font partie la catégorie des matériaux à isotropie transverse, c'est-à-dire que le matériau présente une isotropie dans le plan orthogonal à la direction privilégiée (direction des fibres). La matrice de souplesse dans ce cas a la forme suivante:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & \frac{-\nu_{21}}{E_2} & \frac{-\nu_{21}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & \frac{-\nu}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{-\nu}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu)}{E_2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}$$

où « 1 » représente la direction des fibres, « 2 » la direction perpendiculaire,  $E_1$  et  $E_2$  sont les modules de Young associés à la direction des fibres (1) et transverse (2),  $G_{12}$  le module de cisaillement plan,  $\nu_{12}$  le coefficient Poisson dans le plan du pli et  $\nu$  le coefficient Poisson entre les directions 2 et 3.

## 1.2 Endommagements des matériaux composites

Les travaux présentés dans cette thèse viseront à établir, à valider et à utiliser un modèle d'endommagement pour prévoir la rupture d'une structure complexe (réservoir bobiné). On suppose que les mécanismes d'endommagement présents dans le composite bobiné seront très similaires (voir identiques) à ceux qu'on trouve dans les composites stratifiés. C'est la raison pour laquelle on analysera dans cette section les différents modes d'endommagement des stratifiés dans le but de montrer quel mécanisme nous devons prendre en compte dans la future modélisation du composite bobiné. On doit ajouter que, même s'il existe une vaste base de données pour les composites stratifiés, les composites bobinés n'ont pas été étudiés d'une manière si approfondie.

La ruine des matériaux composites est un phénomène très complexe où plusieurs mécanismes d'endommagement différents apparaissent et interagissent. Ces phénomènes prennent naissance à l'échelle microscopique (micro – fissuration matricielle, apparition de micro – vides) et conduisent à des mécanismes macroscopiques (délaminage, macro – fissures matricielles, décohésion fibre – matrice, rupture des fibres). Chaque constituant

(fibre, matrice) ou interface peut être affecté par un mécanisme d'endommagement (Tableau 2)

Fibre	Matrice	Interfaces	
		Inter - pli	Fibre- matrice
Rupture des fibres	Micro – fissuration	Délamination	Décohésion fibre - matrice
	Micro – vides		
	Macro fissuration		

Tableau 2. Types d'endommagement dans les composites stratifiés

Ces phénomènes sont schématisés sur la Figure 13. De nombreux facteurs ont une influence sur l'apparition puis l'évolution des différents mécanismes d'endommagement. Ces facteurs peuvent être le type de sollicitation (statique/fatigue), la direction du chargement, le type d'empilement, la température, l'humidité.... La suite de cette section passe en revue d'une manière plus détaillée les différents modes d'endommagement.

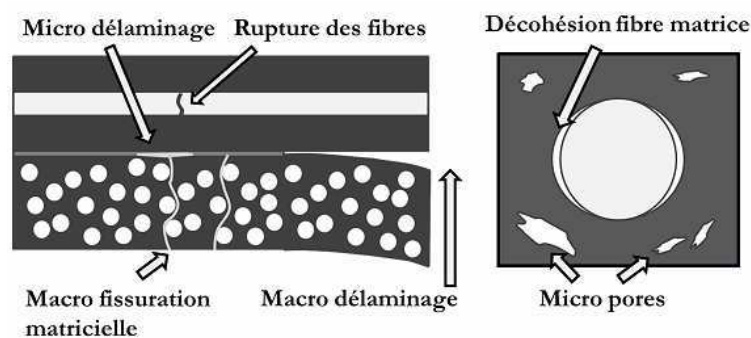


Figure 13. Schéma des différents endommagements dans les stratifiés.

### 1.2.1 Micro - fissuration, décohésion fibre/matrice

La micro – fissuration et la décohésion fibre / matrice sont les premiers endommagements qui apparaissent si la matrice subit un chargement important. Ces défauts à l'échelle microscopique sont le lieu privilégié pour l'amorçage des endommagements à l'échelle supérieure, notamment des macrofissures, par coalescence [7], Figure 14.



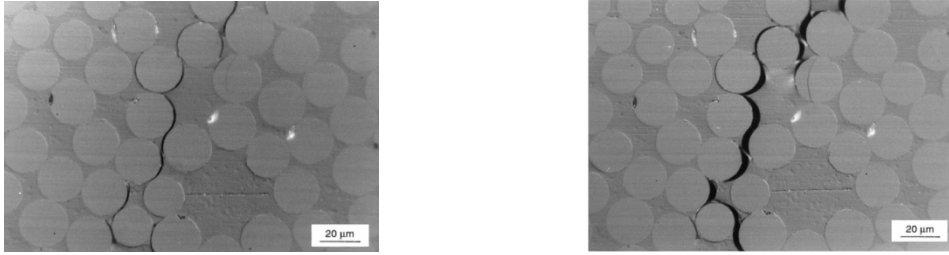


Figure 14. Fissure matricielle formée à partir de la coalescence des décohésions et microfissures matricielles.

Les causes de ces décohésions sont variées. On peut citer, par exemple, la présence de micro-défauts au niveau de l'interface fibre - matrice (comme des micro-vides) qui entraîne l'amorçage des décohésions, mais aussi les contraintes d'origine thermique (pendant la cuisson) ou l'état de contrainte local induit par la répartition aléatoire des fibres [8].

### 1.2.2 Fissuration matricielle

---

La fissuration matricielle est la principale cause de ruine de la matrice, dans la mesure où, sans être le mécanisme directement le plus nocif, il peut être à l'origine d'autres phénomènes plus endommageants. Ce mode de dégradation consiste en l'apparition progressive de fissures. L'orientation de la fissuration est fortement liée à l'architecture du matériau et à sa forte anisotropie. De nombreux travaux [9], [10] et [11] ont étudié ce mécanisme, en chargement soit quasi – statique soit cyclique. La Figure 15 montre un état de fissuration matricielle induit par traction.

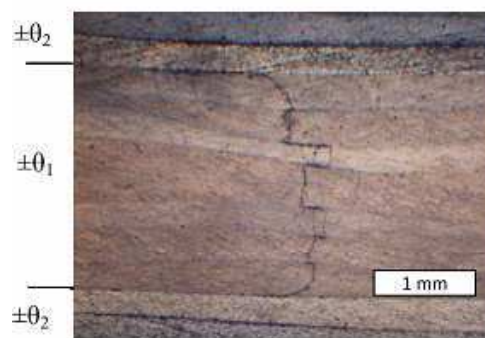


Figure 15. Détail des fissures matricielles sur un bord libre.

Si la Figure 15 présente un état de fissuration provoqué par un chargement mécanique monotone, il est important de noter que d'autres types de sollicitation peuvent conduire à l'apparition de ce type d'endommagement. A titre d'exemple, le cyclage thermique peut causer lui-même des fissures dans le matériau, comme l'ont montré [12,13]. La température

favorise également le phénomène d'oxydation, qui dégrade la matrice en favorisant l'amorçage des microfissures [14,15]. La fissuration matricielle est un mécanisme complexe dont l'apparition et l'évolution ne dépendent pas seulement du chargement, mais également de la géométrie et de l'architecture du composite. De nombreux travaux (concernant les stratifiés) ont démontré l'influence de l'épaisseur du pli dans l'apparition, l'évolution et la densité des fissures [10,16–18]. Par exemple, pour de faibles épaisseurs de pli dans des stratifiés ( $0^\circ/90^\circ$ ), aucune fissure n'apparaît avant la rupture. En augmentant l'épaisseur, la déformation à l'apparition des fissures est indépendante de l'épaisseur, comme le montre la Figure 16 [16].

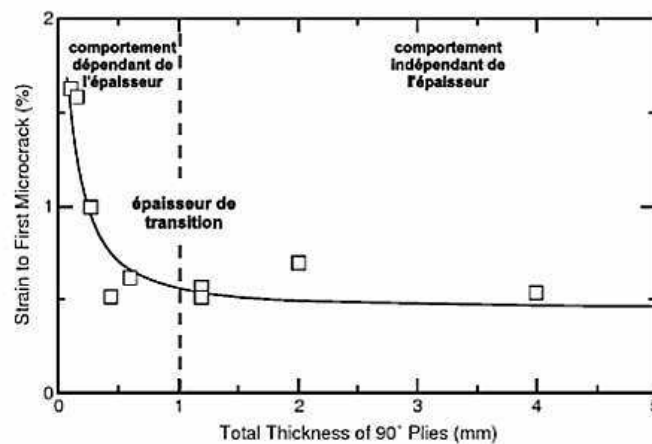


Figure 16. Influence de l'épaisseur dans l'apparition des fissures matricielles.

En ce qui concerne l'évolution du nombre de fissures, on note une augmentation de la densité en fonction du chargement appliqué jusqu'à un état dit « saturé » : une fois que la fissuration a atteint ce niveau, l'augmentation de charge ne provoquera pas la création de nouvelles fissures. Cette évolution sera également affectée par l'épaisseur du pli [19].

En plus de l'épaisseur du pli, le type d'empilement aura également des conséquences très claires sur la fissuration matricielle. Il a été montré [20] que les empilements « distribués » du type  $[(\alpha, \beta, \theta)_n]_s$  montrent un niveau d'endommagement moins élevé que les empilements « compacts »  $[(\alpha_n, \beta_n, \theta_n)]_s$ .

### 1.2.3 Le délaminage.

La fissuration matricielle, déjà assez complexe, interagit avec un autre type d'endommagement : le délaminage. On peut définir le délaminage comme la rupture des interfaces existant entre des plis différents. On distingue trois types de délaminage : le



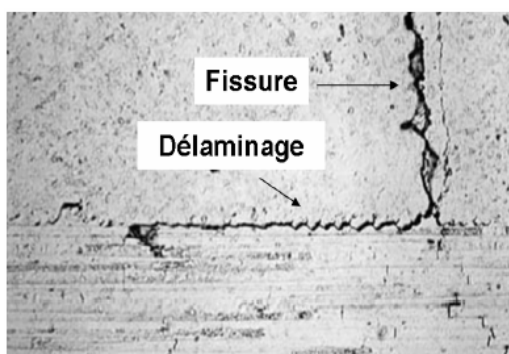
micro – délaminage, le délaminage diffus et le macro – délaminage. On n’étudiera ici que le délaminage des stratifiés. Cette remarque est importante dans la mesure où l’entrecroisement des fibres présent dans le composite bobiné peut agir comme une barrière aux délaminages massifs qui n’existe pas dans le cas des stratifiés.

---

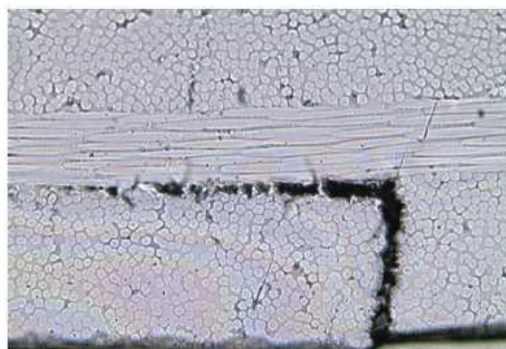
### 1.2.3.1 Micro – délaminage et délaminage diffus.

---

Le micro-délaminage naît à partir des fissures matricielles qui sont stoppées à l’interface entre deux plis. [21] proposent une analyse de l’interaction entre ces deux modes d’endommagement. En pointe de fissure, les concentrations de contraintes induites sont telles que du délaminage peut apparaître entre les deux plis adjacents (Figure 17).



[22]



[23]

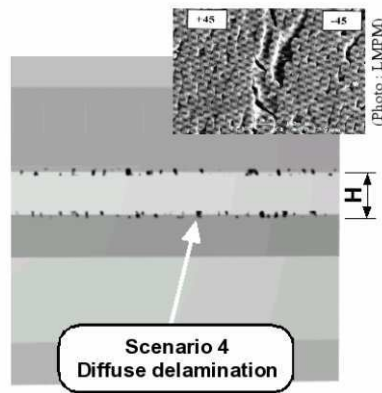
Figure 17. Micro délaminage en extrémité de fissure matricielle.

Ce micro-délaminage est le responsable de l’état saturé de la fissuration matricielle et son apparition annonce la rupture finale par localisation des endommagements [24].

Les contraintes interlaminaires peuvent également être à l’origine de l’apparition et de la propagation du délaminage, notamment à partir des bords libres qui induisent des singularités.

Le développement de cet endommagement entraîne la diminution de la rigidité du matériau [25]. L’augmentation de la densité de fissuration matricielle provoque la coalescence des micro-délaminages en formant des macro-délaminages qui affecteront d’une façon très importante l’intégrité structurelle, notamment sous chargements hors - plan. A une échelle inférieure, on trouve le délaminage diffus qui, avec la microfissuration matricielle et la décohésion fibre – matrice, fait partie de l’endommagement diffus typique des états de cisaillement. Cet endommagement est provoqué par l’apparition de micro-vides

et de décohésions dans les zones riches en matrice présentes dans l'interface inter – pli. On peut voir dans la Figure 18.



[26]

Figure 18. Schéma du délaminage diffus.

---

#### 1.2.3.2 Macro délaminage.

---

Le macro délaminage a une étendue beaucoup plus importante que le micro délaminage décrit préalablement. Il peut être provoqué par la coalescence des micro délaminages [27] formés par les fissures matricielles stoppées à l'interface du pli, par un chargement de type hors – plan ou, sur un bord libre, par les différences de coefficients de Poisson dans les plis. Cet endommagement induit une perte de rigidité dans la structure qui sera plus ou moins importante selon le type de chargement. Par exemple, on constate des pertes de raideur en traction après l'apparition du délaminage [25] mais avec une propagation très stable (coalescence des micro délaminages). Par contre, cette propagation devient très instable dès que les chargements sont de nature hors – plan comme, par exemple, les sollicitations en flexion [28] ou sur des cornières [29]. Dans ce type d'essais, Laurin et al ont montré une influence non négligeable de la fissuration matricielle sur l'amorçage et la propagation du délaminage.

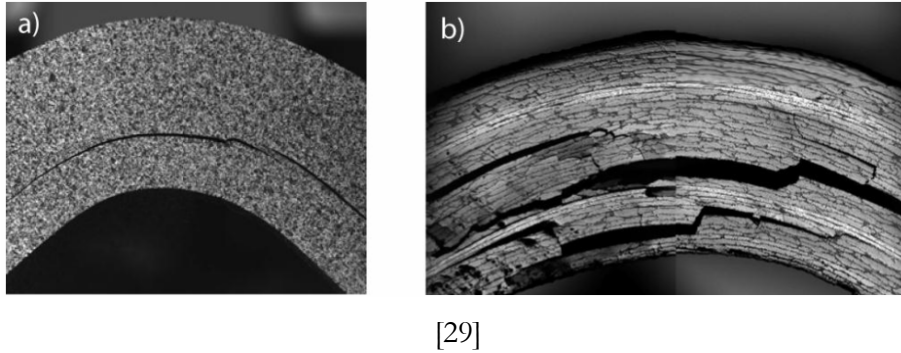


Figure 19. Délaminage observe dans une cornière a) sans fissuration matricielle et b) avec fissuration.

En ce qui concerne la modélisation, on peut distinguer les approches du type théorique ou analytique, comme par exemple le shear – lag développé par [21,30,31]. Les modèles d'endommagement les plus avancés comme le mésomodèle de Cachan [32] ou celui de l'ONERA [33] incorporent ce type d'endommagement dans leur formulation. D'autres approches modélisent le délaminage par éléments cohésifs [34–37].

Malgré tout, le délaminage est encore un des endommagements qui fait l'objet de nombreuses études et qui pose des questions tant au niveau expérimental que numérique.

### 1.3 Techniques de détection de l'endommagement

---

La section précédente a décrit les modes d'endommagement communément observés dans les matériaux composites stratifiés. Afin de comparer la dégradation des stratifiés et des composites bobines, et de conclure que ces deux types de matériaux subissent des endommagements similaires (ou non), une vaste campagne d'essais sera menée sur des structures particulières (plaques entaillées dont le procédé d'élaboration respecte l'enchevêtrement des fibres bobinées). Ces expériences seront instrumentées afin de constituer une base de données la plus large possible pour étudier et comprendre les mécanismes d'endommagement dans ces matériaux et, encore plus important, être capable de comparer les capacités prédictives du modèle de comportement qui sera développé. En plus des analyses micrographiques, seront utilisées l'émission acoustique, des radiographies par rayons X et la corrélation d'images numérique.

### 1.3.1 Emission acoustique

L'émission acoustique est une technique qui nous permet d'entendre des sons créés par des événements se produisant dans les matériaux (notamment des endommagements). Par exemple, lorsqu'une fissure est créée, une certaine énergie est libérée sous la forme d'une onde élastique [38]. Cette technique nous permet d'enregistrer ces ondes en temps réel. Pour capter ces ondes, on utilise deux (ou plus) capteurs piézoélectriques qui convertissent l'énergie mécanique en signaux électriques. Un gel couplant est utilisé pour assurer la transmission des ondes entre le matériau et le capteur piézoélectrique. Un ordinateur pourvu d'une carte d'acquisition spécifique est chargé d'enregistrer et de traiter les données via un logiciel déterminé (AEWin dans notre cas). Le schéma de la Figure 20 illustre le principe.

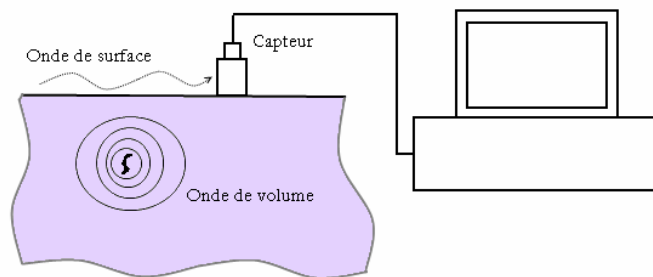


Figure 20. Schéma du montage de l'émission acoustique.

Cette technique est très utilisée pour le suivi d'endommagement via l'activité acoustique. Certains auteurs l'ont utilisée pour étudier le mouvement de dislocations dans les matériaux métalliques [39], la rupture des fibres [40], l'apparition des fissures dans l'acier A316 [41] etc. Lorsqu'on étudie l'activité acoustique d'un matériau pendant un essai, deux phénomènes différents peuvent apparaître. D'un côté, l'effet Kaiser désigne une émission de signaux acoustiques une fois dépassée la charge atteinte précédemment (Figure 21 ABC), par exemple quand on applique des cycles croissants de charge. Sous certaines conditions, on détecte une activité acoustique avant de dépasser la charge maximale (Figure 21 DEF). On parle alors d'effet Felicity, pour lequel on définit le rapport suivant :

$$R_F = \frac{F_F}{F_{max}} \text{ avec } F_F < F_{max}$$

Équation 1

où  $F_F$  est la force pour laquelle on détecte des échos et  $F_{max}$  est la force maximale précédemment atteinte au cours de l'essai. Les valeurs de ce rapport (rapport Felicity), inférieures à un, sont souvent interprétées comme la signature des défauts du matériau, des contraintes internes [42] ou du frottement [43].

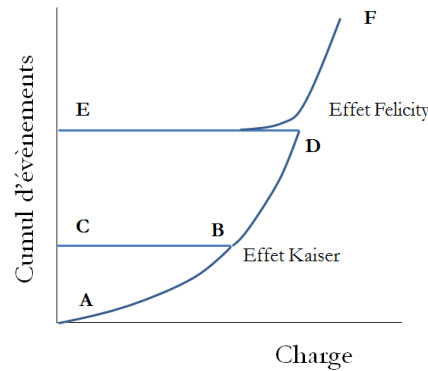


Figure 21. Effets Kaiser et Felicity.

L'utilisation d'un unique capteur permet d'entendre les signatures acoustiques. Avec deux capteurs (ou plus), il est possible de localiser (dans une direction) la source de l'écho. Des tests acoustiques préliminaires sont indispensables pour calculer la vitesse de propagation d'onde dans le matériau. Une fois connue cette vitesse, chaque capteur entendra l'écho à un instant différent, soit  $t_1$  et  $t_2$ . Ces différences de temps et la connaissance de la vitesse de propagation des ondes permettent de repérer la source d'émission acoustique. On peut utiliser plus de deux capteurs soit pour améliorer la précision dans une localisation unidimensionnelle, soit pour être capable de localiser dans le plan [44].

Une autre utilisation intéressante de l'émission acoustique est la discrimination des modes d'endommagement selon leurs signatures acoustiques. Il existe plusieurs techniques pour le tri des signaux acoustiques et leur classification. Un critère simple de classification est le tri par amplitude. Cette technique suppose qu'à chaque mode d'endommagement correspond une gamme d'amplitude déterminée [45]. Une évolution de cette technique est l'analyse multiparamétrique qui associe un groupe de paramètres à chaque type d'endommagement. Ces paramètres définissent les coordonnées d'un point dans l'espace paramétrique. Cette approche a été introduite par [46,47]. Il existe plusieurs façons de classifier les échos : supervisés et non supervisés. Dans le premier groupe, le classificateur doit être entraîné pour pouvoir classifier correctement les échos. On trouve des exemples

dans [48] et [49]. Les classificateurs non supervisés, contrairement aux premiers, n'ont pas besoin d'entraînement pour classifier les échos. Une méthode non supervisée est la méthode des  $k$  – moyennes utilisée récemment par Bertin [50].

### 1.3.2 Radiographies par rayons X

---

La radiographie par rayons X est une technique qui nous permet d'obtenir des images dont le contraste dépend de la densité du matériau et de son épaisseur. Grâce à cette technique, on observe une projection de certains endommagements comme les fissures matricielles (des lignes droites) ou le délaminage sous la forme de taches diffuses. Le fonctionnement de cette technique est assez simple. D'un côté, nous avons le foyer de rayons X, de l'autre une surface sensible aux rayons X et entre les deux on place l'échantillon. Les différents endommagements subis par l'échantillon créent des espaces « vides », mais ce vide n'ajoute pas assez de contraste pour pouvoir être observé. C'est pourquoi on doit traiter l'échantillon avec un opacifiant qu'on vient déposer sur la surface libre et qui remplit, par capillarité, ces espaces vides. Cet opacifiant est composé de 60g d'iodure de zinc, 10 ml d'eau distillé, 10 ml d'alcool isopropylique et quelques gouttes de mouillant photoflow.

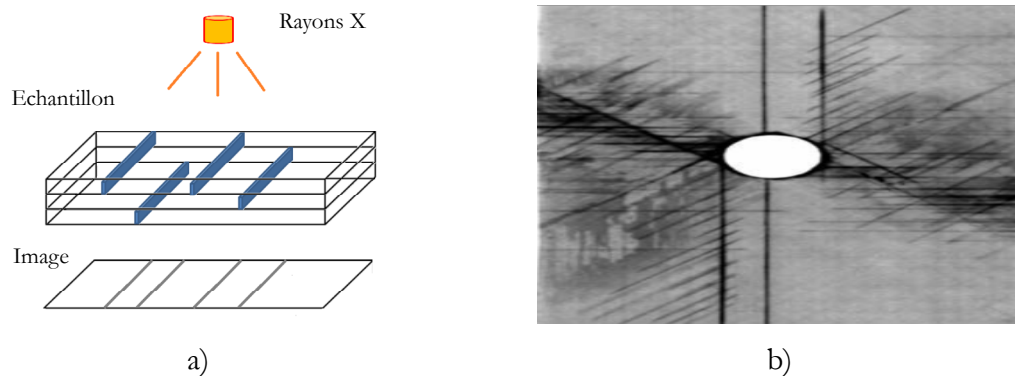


Figure 22. a) Schéma de projection des endommagements sur le plan. b) Image obtenue par rayons X [51]

Les clichés consistent toujours en une superposition des différents endommagements présents dans le matériau (Figure 22a.) On trouve un exemple d'image obtenue par rayons X dans [52]. On observe des traits bien marqués correspondant aux fissures matricielles et des zones plus floues liées au délaminage. On utilisera cette technique pour comparer l'état d'endommagement final des éprouvettes avec les cartographies d'endommagement données par le modèle.

### 1.3.3 Corrélation d'image numérique

---

La corrélation d'image numérique est une méthode de mesure de champs non intrusive. Grâce à cette technique, on est capable d'obtenir les champs de déplacements de la surface d'une structure. Dans cette méthode, on compare deux photographies de la surface étudiée à deux instants différents. Puis, avec des techniques de corrélation, on arrive à localiser les points dans les deux photographies et mesurer leur déplacement. Cette technique trouve son origine dans la mécanique des fluides vers les années 70. Les premières applications importantes de la corrélation d'image dans le domaine de la mécanique des solides sont dues à Sutton [53]. Actuellement, cette technique est largement utilisée dans le domaine de la mécanique des matériaux [54], [55], notamment pour l'étude des champs des déformation et, via un post-traitement, des pertes de rigidité [56] donc de l'endommagement.

Pour la réalisation de cette technique, on a besoin d'une surface texturée du matériau. Cette texture peut être due à la nature de l'échantillon ou déposée artificiellement. Avec un éclairage correct et cette texture, on obtient des images très contrastées (en niveaux de gris) qu'on divisera en carrés d'une taille déterminée appelés fenêtres de corrélation. Chacun de ces carrés a une distribution de niveaux de gris unique qu'on cherchera dans son état déformé en prenant comme hypothèse que cette distribution ne change pas au cours de la déformation. La recherche et l'identification de ces fenêtres entre les deux images sont faites grâce à la technique de la corrélation. Quand une fenêtre de l'état déformé montre un niveau de corrélation supérieure à une valeur déterminée (seuil), on considère qu'elle correspond à la fenêtre initiale avec laquelle elle a été corrélée.

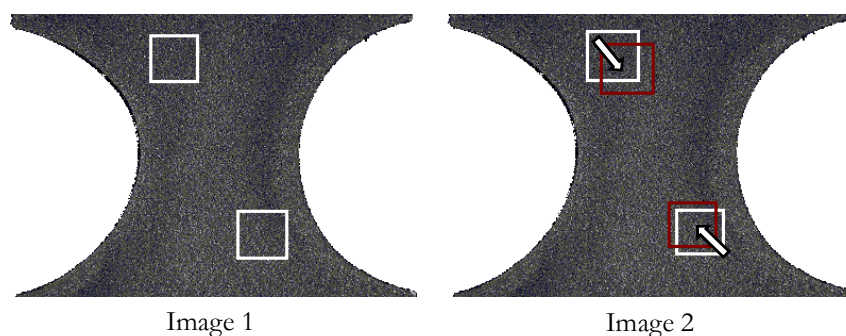


Figure 23. Schéma de fonctionnement de la corrélation d'image.

Une fois que les fenêtres sont identifiées, on mesure le déplacement existant et on obtient le champ de déplacement complet. Il nous reste à dériver ce champ de

déplacement pour obtenir le champ de déformation. Pour corréler les deux images et obtenir les champs de déplacements, on utilise un logiciel développé à l'Institut P' depuis quelques années appelé Granu. Une fois obtenus ces déplacements, on crée un modèle éléments finis sous ABAQUS qui représente la même zone qui été photographiée. Le champ de déplacement est donc imposé comme chargement et on obtient directement les champs de déformation correspondante.





---

## CHAPITRE II:

### *QUELQUES MODELES D'ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX COMPOSITES*

---

## 2.1 Introduction.

Ce chapitre se compose de deux parties : la première abordera les différents scénarios d'endommagement des matériaux composites, en particulier des matériaux composites carbone – époxy à fibres longues. Dans la deuxième partie, on se concentrera sur les différentes approches visant à modéliser l'endommagement existant dans la littérature. Depuis de nombreuses années, la communauté scientifique s'intéressant à l'étude du comportement de ce type de matériaux a proposé différentes approches pour modéliser les conséquences de l'endommagement ainsi que prédire la ruine totale des structures élaborées à partir des composites CFRP. Les premières tentatives ont été basées sur des critères de rupture. Dans ce cadre, des indicateurs de rupture sont construits à l'aide de fonctions des contraintes ou des déformations. On compte de nombreux critères, parmi lesquels on peut remarquer les critères de contrainte ou déformation maximales, Hashin [57,58], Tsai – Hill [59], Tsai Wu [60] et le critère de Puck [61]. Certains critères donnent un seul indicateur d'endommagement global, tandis que d'autres distinguent différents types d'endommagement présents dans le matériau composite.

Un exercice de validation des différents critères et modèles d'endommagement, appelé WWFE (World Wide Failure Exercise), a proposé certains cas tests [62] à partir de données matériaux et de drapages partagés par les participants qui devaient prédire la rupture totale de différentes structures testées en utilisant leur propre méthode [63], [64]. Cet exercice est, jusqu'à présent, le benchmark le plus étendu et complet dans le monde de l'endommagement des composites. Néanmoins, dans la version originale de cet exercice, seuls des critères de rupture ont été utilisés et non pas des modèles continus. Les résultats de ce benchmark sont montrés dans la figure suivante :

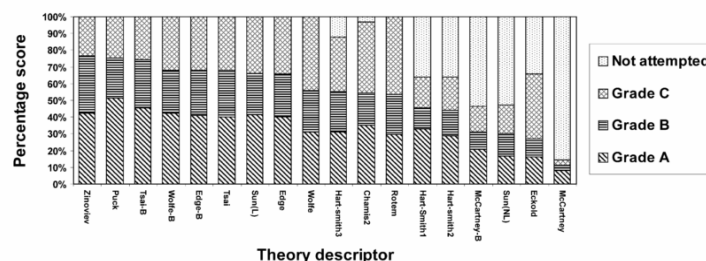


Figure 24. Classement des théories en accord avec leurs prédictions.

Une approche alternative aux critères est la description de la dégradation des propriétés des matériaux d'une façon progressive. De cette façon, les propriétés évoluent

conformément à certaines lois qui reproduisent avec plus ou moins de finesse le comportement observé expérimentalement. Cette approche est dénommée Mécanique de l'endommagement continu et a beaucoup évolué depuis les premiers travaux fondateurs de Kachanov [65]. Ce formalisme a montré ses avantages sur de nombreuses applications et matériaux [66]. Ces modèles ont été appliqués à l'étude de matériaux très différents comme des roches, des métaux ainsi que des composites. Nous allons présenter par la suite des exemples actuels des différentes approches existant dans la modélisation de l'endommagement des matériaux composites.

## 2.2 Modèles d'endommagement statique

---

Nous présentons par la suite quelques exemples des différentes approches et leur apport à l'étude de l'endommagement et de la prédiction de la rupture des structures composites. Une des différences principales parmi les différents modèles réside dans l'échelle à laquelle on se place pour construire le modèle. De cette façon, on trouve des modèles qui envisagent l'échelle de la fibre et de la matrice, et qui prennent en compte le comportement de la fibre d'une part, celui de la matrice d'autre part et leur interaction. De cette manière, nous obtenons le comportement du pli à partir de ses éléments constituants. Si on s'éloigne et on prend le pli unidirectionnel comme unité élémentaire, on parle de modèles à l'échelle mésoscopique. Le modèle mésoscopique modélise le comportement du pli UD, puis de structures de plus grande taille. Par contre, se placer à cette échelle oblige à faire un effort conséquent de modélisation du comportement du pli. D'autres modèles sont construits sur une approche hybride : c'est l'approche multi – échelle (changement d'échelle selon les besoins).

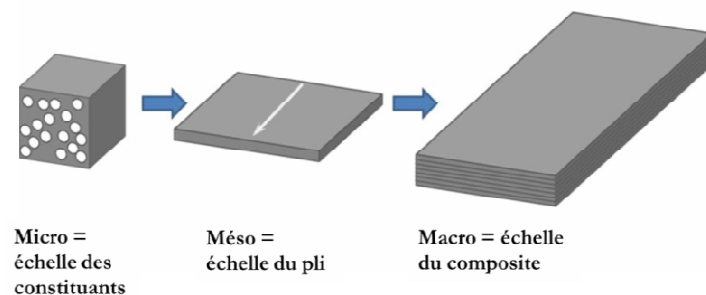


Figure 25. Échelles dans le matériau composite.

La prévision de la rupture peut être traitée par les modèles d'endommagement de deux manières différentes : les approches de type « rupture progressive » [67,68] utilisent des critères de rupture qui, une fois atteints, dégradent localement les propriétés dans certaines directions, alors que d'autres modèles décrivent la dégradation progressive [69] des propriétés et associent la rupture à la détection d'une divergence du comportement ou de la simulation.

Ajoutons qu'il est possible d'enrichir les modèles cités précédemment de manière à reproduire la nature statistique de certains phénomènes comme la rupture des fibres [70]. On dispose alors d'outils aptes à interpréter des effets de type « maillon faible », de tailles, de gradients etc...

### 2.2.1 Modèles à l'échelle micromécanique.

---

Un modèle est dit micromécanique quand il considère l'échelle des constituants et traite explicitement les endommagements présents à cette échelle. Les modèles développés à l'échelle des constituants sont, évidemment, les modèles capables de reproduire le plus fidèlement le comportement et, surtout, l'endommagement du matériau. Néanmoins, ces modèles ont un inconvénient par rapport aux autres types de modélisation, à savoir le coût de calcul. On décrira dans cette section un modèle micromécanique représentatif de cette classe [71]. Dans le cadre de travail de ce modèle micromécanique, on suppose qu'un état quelconque de dégradation d'un matériau composite est le résultat de la superposition d'un ensemble de mécanismes élémentaires selon leur forme à l'échelle du pli : des mécanismes discrets (fissures) et des mécanismes « continus » qui ne sont pas directement observés mais dont on peut mesurer les conséquences. Ce dernier mécanisme est usuellement ignoré par les modèles micromécaniques.

Si on examine en profondeur les mécanismes discrets, on pourra distinguer deux types différents : les fissures matricielles et le délaminage local. Le premier mécanisme nommé apparaît dans tous les plis du composite, surtout dans ceux qui subissent des chargements transversaux par rapport à la direction des fibres. Le deuxième mécanisme (délaminage local) apparaît à l'interface entre plis différents et est dû à la sur-contrainte générée dans les extrémités des fissures transversales. De la même façon, ce modèle prend en compte des mécanismes dits « continus », à savoir, l'endommagement diffus provoqué par une décohérence fibre matrice quasi homogène et le délaminage diffus dû aux micropores qui

existent à l'interface inter – pli. Un schéma de l'ensemble de ces endommagements est présenté ci – dessous.

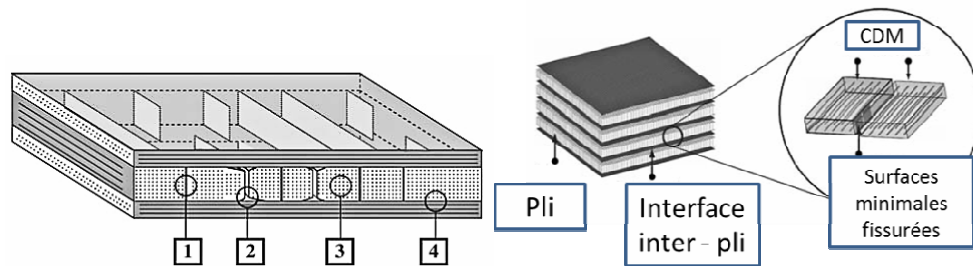


Figure 26. Endommagements échelle micro 1)Macro fissure matricielle, 2)Micro délaminage en pointe de fissure, 3)Endommagement diffus (microfissuration matricielle, décohésion fibre – matrice) et 4) Macro délaminage d'après [71].

La structure du matériau est décrite comme un ensemble de cellules de fibres et de matrice et des interfaces qui peuvent être aussi des fissures. Ces cellules sont séparées par des surfaces minimales fissurées. De cette façon on obtient un modèle discret du matériau, qui appartient à la « mécanique de la fracture finie » [57]. Ces surfaces ont une forme idéalisée (carrée) et sont orientées parallèlement aux fibres. En ce qui concerne les phénomènes de rupture des fibres, un volume minimal élémentaire de rupture doit être introduit. La taille choisie pour ce volume est celle de l'épaisseur du pli. Ces volumes sont orientés en suivant les directions de fibres. Pour le reste du modèle, c'est-à-dire l'endommagement diffus et la plasticité, les auteurs suivent un schéma continu classique qui sera détaillé dans le point suivant.

Les approches purement micromécaniques permettent de modéliser l'initiation des fissures, l'effet de l'épaisseur, la prise en compte de phénomènes stochastiques... Une description plus approfondie de certains modèles micromécaniques sera fournie dans la suite. En ce qui concerne l'effet de l'épaisseur du pli, la plupart des papiers concernant ce point ne sont pas récents [10,16,17,72,73]. Deux observations générales ont été faites à partir de tests de traction sur stratifiés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  : i) le comportement des plis à  $90^\circ$  est différent selon l'épaisseur du pli et ii) il y a une épaisseur  $b$  de transition entre deux comportements différents (figure 4) : en dessous d'une certaine valeur de l'épaisseur, le phénomène de fissuration est gouverné par un critère en ténacité, alors qu'il est sensible à la contrainte au-delà. . On peut trouver une discussion de ce phénomène dans [18].

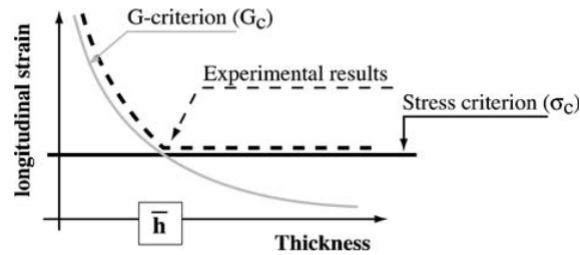


Figure 27. Effet de l'épaisseur

En ce qui concerne la microfissuration vue comme un phénomène stochastique, plusieurs modèles probabilistes ont déjà été proposés [9,74–77]. Les auteurs adoptent l'idée de la fissuration comme phénomène stochastique mais indépendante d'une loi de probabilité. Ce fait est modélisé en introduisant une incertitude dans l'énergie critique  $G_c$ , tout en gardant la même énergie moyenne.

Les critères d'initiation et de propagation dans ce type d'approche font intervenir les forces thermodynamiques à l'échelle locale associées aux modes de rupture I, II et III, l'épaisseur du pli et l'épaisseur seuil  $\bar{h}$  (voir Figure 27). En ce qui concerne le délaminage, le modèle utilise aussi des surfaces minimales de rupture dont l'initiation et la propagation dépendent des taux de restitution d'énergie locaux. La rupture de fibres est, elle, considérée comme un phénomène fragile. Comme dans le cas des mécanismes « continus », on adopte un volume cubique minimal élémentaire de hauteur  $b$  pour lequel on définit une force thermodynamique moyenne en traction, une force thermodynamique moyenne en compression et une force thermodynamique de cisaillement. Avec ces trois éléments, on peut construire deux critères différents, un pour une rupture en traction et l'autre pour une rupture en compression.

Le principal problème de ce type de simulation est le coût numérique qu'il implique. En effet, pour un calcul simple [71] d'un stratifié avec 24 plis, on obtiendrait un maillage nécessitant  $10^{10}$  degrés de liberté. Ce fait oblige à adopter des stratégies différentes de calcul comme le calcul multi-échelle avec homogénéisation spatiale et temporelle (méthode LATIN). Ce type de modélisation décrit donc très finement certains processus d'endommagement mais ne peut pas être utilisé à de grandes échelles, notamment pour des calculs de structures industrielles.

### 2.2.2 Modèles à l'échelle mésoscopique - modèle de Cachan

L'échelle mésoscopique est l'échelle de travail la plus communément utilisée, probablement parce qu'elle combine un bon niveau de finesse de description du comportement et une souplesse suffisante pour rendre possible le calcul de structures de grande taille. L'exemple le plus connu de cette catégorie est le « méso – modèle » développé par P. Ladevèze au LMT CACHAN et appliqué à différents types de matériaux composites, qu'ils soient à matrice céramique [69] ou à matrice organique [78]

Ce modèle tient compte de trois modes d'endommagement à l'intérieur du pli : la rupture de fibre, la fissuration matricielle et l'endommagement diffus. Une version plus complète de ce modèle [79] incorpore l'interface (avec ses propres endommagements) entre les plis. Si nous nous plaçons à l'échelle du pli unidirectionnel, la densité d'énergie complémentaire  $\mathfrak{e}_{\mathcal{d}}$  a la forme suivante :

$$2\mathfrak{e}_{\mathcal{d}} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix}^T [S] \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0 (1 - \bar{d}_{12})(1 - \bar{d})} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}^0 (1 - \bar{d})} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}^0 (1 - \bar{d}_{23})(1 - \bar{d}_{23})}$$

Équation 2

avec [S] le tenseur de souplesse de la forme :

$$\begin{bmatrix} \frac{1}{E_1^0 (1 - d_F)} & \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0 (1 - d_F)} & \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0 (1 - d_F)} \\ \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0 (1 - d_F)} & \frac{1}{(1 - [\sigma_{22}]^+ + \bar{d}_{22})(1 - [\sigma_{22}]^+ + \bar{d}^0) E_2^0} & \frac{\nu_{23}^0}{(1 - [\sigma_{22}]^+ + \bar{d}_{22}) E_2^0} \\ \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0 (1 - d_F)} & \frac{\nu_{23}^0}{(1 - [\sigma_{22}]^+ + \bar{d}_{22}) E_2^0} & \frac{1}{(1 - [\sigma_{33}]^+ + \bar{d}^0) E_2^0} \end{bmatrix}$$

Équation 3

où les termes  $E_i^0$  et  $\nu_{ij}^0$  représentent respectivement les modules de Young et coefficients de Poisson liés aux trois directions du matériau, à savoir, 1 pour la fibre, 2 pour la direction perpendiculaire aux fibres (dans le plan) et 3 pour la direction hors – plan. Les termes  $[\sigma_{22}]^+$  et  $[\sigma_{33}]^+$  prennent la valeur 1 dans les cas de chargement positif et 0 autrement.

Les variables internes sont :

- $d_F$ : rupture de fibre



- $\bar{d}_{22}, \bar{d}_{12}, \bar{d}_{23}$ : fissuration transverse
- $\bar{d}', \bar{d}$  et  $\bar{d}_{23}$  représentent ici l'effet de l'endommagement diffus.
- $\bar{d}_{23}$  est défini à partir de l'équation suivante :

$$1 - \bar{d}_{23} = \frac{1 - \bar{d}'}{1 - \frac{v_{23}^0}{1 + v_{23}^0} \bar{d}'}$$

Équation 4

On obtient les lois d'évolution à partir des forces thermodynamiques construites classiquement par dérivation de l'énergie complémentaire par rapport aux variables internes. Par exemple, dans le cas de la rupture des fibres, on obtient la force de la façon suivante :

$$Y_{d_F} = - \frac{\partial \langle \epsilon_d \rangle}{\partial d_F}$$

Équation 5

Pour différencier les ruptures en traction et compression, deux valeurs seuils sont utilisées :  $Y_F^t$  et  $Y_F^c$ . Si la force  $Y_{d_F}$  est supérieure à  $Y_F^t$  et  $\sigma_{11} > 0$  alors la rupture en traction est atteinte. Dans le cas où  $Y_{d_F}$  est supérieure à  $Y_F^c$  mais  $\sigma_{11} < 0$ , la rupture atteinte sera celle en compression. Concernant l'endommagement diffus, les forces correspondantes sont obtenues de la même façon :

$$Y_{\bar{d}} = - \frac{\partial \langle \epsilon_d \rangle}{\partial \bar{d}} \quad Y_{\bar{d}'} = - \frac{\partial \langle \epsilon_d \rangle}{\partial \bar{d}'}$$

Équation 6

Une combinaison  $Y = Y_{\bar{d}} + b_2 Y_{\bar{d}'}$ , de ces deux forces thermodynamiques est utilisée pour calculer l'évolution de la variable d'endommagement  $\bar{d}$ , et à partir de cette dernière, on obtient  $\bar{d}' = b_3 \bar{d}$ . L'évolution de  $\bar{d}$  suit l'expression :

$$\bar{d} = \sup_{\tau \leq t} \frac{\sqrt{Y} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}}$$

Équation 7

où  $t$  est la durée de l'essai. Les constantes  $b_2$ ,  $b_3$ ,  $V_0$  et  $Y_f$  doivent être identifiées expérimentalement.

En ce qui concerne la loi d'évolution de l'endommagement matriciel, elle est obtenue à partir d'un modèle micromécanique et est gouvernée par un critère du type « taux de restitution d'énergie ». On définit la densité de fissuration matricielle  $\rho$  (quantité pouvant être mesurée, par exemple, par comptage de microfissures). La densité  $\rho$  peut être liée formellement aux variables d'endommagement décrites préalablement et agissant sur la rigidité. Cette densité évolue jusqu'à atteindre une certaine valeur  $\rho_s$ . A partir de ce moment, des phénomènes inter laminaires apparaissent (notamment du délaminage). Ce modèle micromécanique est construit pour des plis minces. Le taux de restitution d'énergie lié à la densité des fissures  $\rho$  (qui joue le rôle de force thermodynamique) a la forme suivante :

$$\bar{Y}_\rho = \left[ \bar{Y}_{22} \frac{\partial \bar{d}_{22}}{\partial \rho} + \bar{Y}_{12} \frac{\partial \bar{d}_{12}}{\partial \rho} + \bar{Y}_{23} \frac{\partial \bar{d}_{23}}{\partial \rho} \right]$$

Équation 8

où  $\bar{Y}_{22}$ ,  $\bar{Y}_{12}$  et  $Y_{23}$  ne sont pas strictement des forces thermodynamiques mais des distributions de la « force »  $Y_\rho$  par rapport aux différents modes. En considérant  $G_I^c$ ,  $G_{II}^c$  et  $G_{III}^c$  les taux de restitution d'énergie critiques pour les modes I, II et III respectivement, on construit l'enveloppe de rupture suivante :

$$\left[ \left( \frac{\bar{Y}_{22} \frac{\partial \bar{d}_{22}}{\partial \rho}}{G_I^c} \right)^\alpha + \left( \frac{\bar{Y}_{12} \frac{\partial \bar{d}_{12}}{\partial \rho}}{G_{II}^c} \right)^\alpha + \left( \frac{\bar{Y}_{23} \frac{\partial \bar{d}_{23}}{\partial \rho}}{G_{III}^c} \right)^\alpha \right]^{1/\alpha} = 1$$

Équation 9

Avec cet ingrédient, on peut exprimer l'évolution des variables d'endommagement associées à la fissuration matricielle comme :

- Si  $\rho \leq \rho_s$

$$\rho = \sup_{\tau \leq 1} \left[ G \left\{ (y_I \bar{V}_{22})^\alpha + (y_{II} \bar{V}_{12})^\alpha + (y_{III} \bar{V}_{23})^\alpha \right\}^{1/\alpha} \right]$$

Équation 10

avec

$$G = \frac{\partial f_{22}}{\partial \rho}^{-1} \left( \frac{1}{x} \right), \quad y_I = \frac{1}{G_I^c}, \quad y_{II} = \frac{\frac{\partial f_{12}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{II}^c}, \quad y_{III} = \frac{\frac{\partial f_{23}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{III}^c}$$

Équation 11

et en supposant les relations suivantes entre la densité de microfissuration et les variables d'endommagement :

$$\bar{d}_{22} = f_{22}(\rho) \quad \bar{d}_{12} = f_{12}(\rho) \quad \bar{d}_{23} = f_{23}(\rho)$$

Équation 12

- Sinon :

$$\rho = \rho_s \quad \bar{d}_{22} = f_{22}(\rho_s) \quad \bar{d}_{12} = f_{12}(\rho_s) \quad \bar{d}_{23} = f_{23}(\rho_s)$$

Équation 13

Les fonctions  $f_{22}$ ,  $f_{12}$  et  $f_{23}$  sont obtenues à partir de l'homogénéisation du pli élémentaire [80]. Ce modèle ne prend cependant pas en compte la viscosité de la matrice. Cette modélisation a été étendue dans ces dernières années en introduisant l'endommagement des interfaces, via l'utilisation d'éléments spécifiques [79]. Le coût de calcul en est considérablement augmenté. Trois variables d'endommagement  $d_I, d_{II}, d_{III}$  sont associées à cet endommagement. La force thermodynamique  $\bar{Y}_{int}$  qui pilote l'évolution de ces variables est une combinaison des forces associées à chacune des variables. Le schéma utilisé est très similaire à celui de la fissuration matricielle, en distinguant le cas de la densité de fissures  $\rho$  inférieure ou égale à la valeur de saturation. Les évolutions de ces variables d'endommagement d'interface sont calculées de la façon suivante :

- Si  $\rho \leq \rho_s$

$$d_I = \left( \frac{1}{3} \frac{(\bar{Y}_{int} - Y_{0,int})}{Y_{\sigma,int} - Y_{0,int}} \right)^{1/2}$$

Équation 14

$$d_{II} = d_I + (1 - d_I)2a_1\bar{\rho}\sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)$$

Équation 15

$$d_{III} = d_I + (1 - d_I)2a_1\bar{\rho}\cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right)$$

Équation 16

- Autrement, si  $\rho = \rho_s$

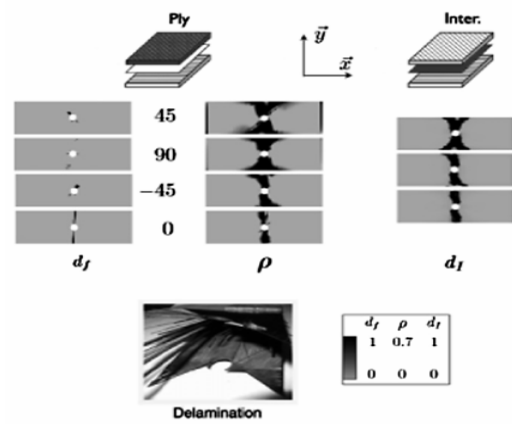
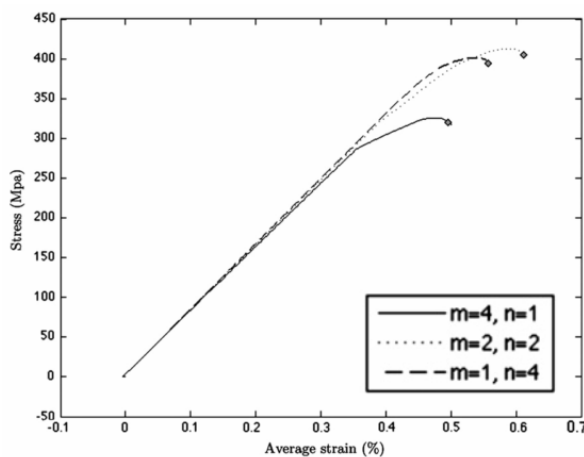
$$d_I = d_{II} = d_{III} = 1$$

Équation 17

où  $\bar{V}_{int} = \sup_{r \leq r} V_{int}$ ,  $\bar{\rho}$  représente la densité moyenne entre deux plis adjacents,  $a_1$  un paramètre du matériau et  $\theta$  l'angle entre deux plis adjacents.

Ce modèle a été utilisé largement pour le calcul de structures stratifiés, notamment des éprouvettes trouées, traitées dans l'article [81], dans lequel le modèle d'endommagement intra pli est implémenté dans un code industriel comme ABAQUS, ou dans la référence [79] où le modèle est utilisé dans sa version la plus complète pour prédire le type de rupture dans des éprouvettes trouées selon le type de séquence utilisé (groupé ou non groupé). Le premier article aborde une simulation de la traction sur une éprouvette trouée  $[0_2, 90_2]_s$  et en montre les cartographies d'endommagement.

Le deuxième article poursuit l'analyse des éprouvettes trouées avec des drapages différents  $([45_n/90_n/-45_n/0_n]_m)_s$ , les coefficients n et m prenant les valeurs 1,2 et 4). Un exemple de résultat est donné sur la figure suivante :



b)

a)

Figure 28. Courbes de traction pour différentes valeurs de  $n$  et  $m$  et cartographie pour un drapage  $m=N=2$ . [79]

Ces courbes montrent l'effet de l'épaisseur des plis (groupé ou non groupé) sur le comportement qui est en accord avec des données expérimentales montrant l'effet bénéfique des plis fins et non groupés [50]. On peut voir sur la Figure 28b les cartographies d'endommagement des fibres ( $d_f$ ), de densité de fissuration ( $\rho$ ) et délaminage ( $d_l$ ). Ce modèle, dans une version simplifiée sans endommagement d'interface, a été utilisé par [82] pour modéliser des tissus de fibres de verre et époxy en statique et aussi en fatigue comme on en parlera ultérieurement. Cependant, on n'a pas constaté d'utilisation de ce modèle dans le cas spécifique des composites bobinés de forte épaisseur.

Un autre exemple de ce type de modèle à l'échelle mésoscopique et construit dans un cadre thermodynamique est le « Onera Damage Model » [83] utilisé principalement dans l'étude de composites à matrice céramique comme on peut voir dans [84]. Une différence assez notable entre ces deux modèles est le choix de la variable observable : la contrainte dans le cas du modèle de Cachan, et la déformation dans le cas du modèle ONERA.

### 2.2.3 Approche multi – échelle. Modèle ONERA

---

Cette approche est basée sur le calcul des variables à différentes échelles du matériau composite. Une des approches multi-échelles les plus connues est celle construite par [85] pour être appliquée aux stratifiés carbone – époxy. Ce modèle opère une transition d'échelle entre l'échelle mésoscopique (celle correspondant au pli unidirectionnel) et l'échelle dit macroscopique correspondant au stratifié complet. Le schéma général est présenté ci-dessous.

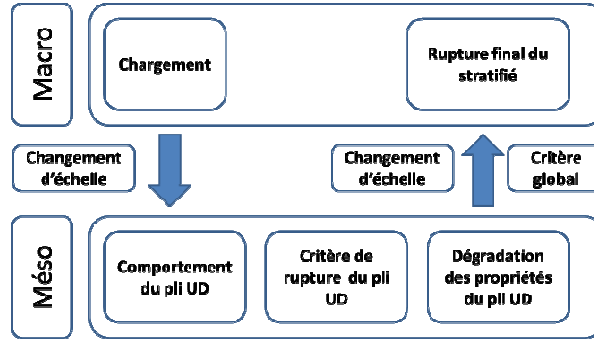


Figure 29. Schéma multi échelle

Cette approche peut être divisée en cinq étapes différentes : une méthode de changement d'échelle, le choix du comportement mésoscopique, la définition d'un critère de rupture mésoscopique, la dégradation des propriétés et la rupture du stratifié. La méthode de changement d'échelle repose sur la Théorie classique des stratifiés. Le critère de rupture est basé sur le multi – critère de Hashin [58]. Il envisage un mode de rupture de fibre et un autre dit d'inter – fibre, tous les deux considérés soit en traction, soit en compression. Le critère inter – fibre ( $f_2^+ = 1$  en traction ou  $f_2^- = 1$  en compression) a l'expression suivante :

Si  $\sigma_{22} \geq 0$  (où  $\sigma_{22}$  est la contrainte perpendiculaire aux fibres)

$$f_2^+(\sigma_{22}, \tau_{12}, d_f) = \left( \frac{\sigma_{22}}{Y_t} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{12}}{S_c(1 - p\sigma_{22})} \right)^2 = 1$$

Équation 18

Autrement, si  $\sigma_{22} < 0$

$$f_2^-(\sigma_{22}, \tau_{12}, d_f) = \left( \frac{\sigma_{22}}{Y_c} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{12}}{S_c(1 - p\sigma_{22})} \right)^2 = 1$$

Équation 19

Les termes qui apparaissent dans les deux expressions,  $Y_t$ ,  $Y_c$  et  $S_c$ , représentent les résistances effectives en traction, compression et en cisaillement plan. Le coefficient  $p$  représente les interactions entre l'état de cisaillement et la traction/compression transversale. L'introduction de ce terme permet d'avoir une plus grande résistance dans un état de chargement en cisaillement et en légère compression. Les résistances effectives sont calculées de la façon suivante :

$$\bar{Y}_t = (1 - d_f)Y_t \quad \bar{Y}_c = (1 - d_f)Y_c \quad \bar{S}_c = (1 - d_f)S_c$$

Équation 20

où  $Y_t$ ,  $Y_c$  et  $S_c$  sont les résistances mesurées lors des essais d'identification et  $d_f$  l'endommagement des fibres.

Une autre amélioration par rapport au critère classique de Hashin est l'intervention d'une variable d'endommagement pour représenter la dégradation des résistances inter – fibre provoquée par la rupture anticipée d'une seule fibre. Cette rupture, de caractère statistique (par exemple selon une distribution de Weibull), provoque l'apparition de décohésions aux interfaces fibre – matrice et de microfissures dans le voisinage. Ce mécanisme peut être modélisé en utilisant une variable d'endommagement  $d_f$  dont l'évolution est basée sur des modèles classiques d'endommagement. Elle est calculée comme indiqué ci-dessous.

$$d_f = \alpha_f (\sup [f_1^+] - f_0)^+$$

Équation 21

L'endommagement évolue quand la fonction  $f_1$  dépasse le seuil  $f_0$ . La cinétique sera définie par le coefficient  $\alpha_f$ . Une distinction entre traction et compression est faite aussi dans le calcul de la fonction  $f_1$  comme le montre l'expression suivante :

$$f_1^+ = \left( \frac{\sigma_{11}}{\bar{\chi}_c(d_2)} \right)^2 = 1 \quad \text{si } \sigma_{11} \geq 0$$

Équation 22

$$f_1^- = \left( \frac{\sigma_{11}}{\bar{\chi}_c} \right)^2 = 1 \quad \text{si } \sigma_{11} \leq 0$$

Équation 23

La composante  $\sigma_{11}$  représente la contrainte dans le sens des fibres. On peut observer que la résistance en traction est connectée avec une autre variable d'endommagement ( $d_2$ ) qui sera décrite ultérieurement. Cette variable représente l'endommagement inter fibre et sa présence est due à l'influence que cet endommagement a sur les ruptures des fibres.

On vient de décrire le critère mésoscopique utilisé pour déterminer la rupture d'un pli unidirectionnel. A l'échelle macroscopique, le comportement thermo – viscoélastique est donné par :

$$\bar{\sigma} = \mathbf{C}_0 : (\bar{\epsilon}^T - \bar{\epsilon}^{th} - \bar{\epsilon}^{ve})$$

Équation 24

où  $\mathbf{C}_0$  représente le tenseur de raideur élastique,  $\bar{\epsilon}^T$  est le tenseur des déformations totales,  $\bar{\epsilon}^{th} = \alpha(T - T_0)\bar{1}$  sont les déformations provoquées par la dilatation thermique et  $\bar{\epsilon}^{ve}$  les déformations d'origine visqueuse. Elles sont calculées via un modèle spectral développé au sein de l'ONERA [86,87].

Ce modèle de comportement est complété à l'échelle macroscopique avec la description de la dégradation des propriétés provoquée par l'apparition des endommagements au sein du composite. Dans ce modèle, la dégradation est décrite en utilisant la matrice de souplesse  $\bar{S}$  comme nous pouvons voir ci – dessous :

$$\bar{S} = S^0 + \sum_i d_i H_i^{eff}$$

Équation 25

$$d_i = \alpha_i \left( \sqrt{f_i^{\pm}} - 1 \right)^+ \text{ et } d_i \geq 0$$

Équation 26

L'effet de chaque endommagement dans la souplesse du pli unidirectionnel est contrôlé par les tenseurs  $H_i^{eff}$  qui, dans ce cas, prennent la forme suivante:

- Pour l'endommagement de fibre

$$H_1^{eff} = \begin{bmatrix} (\eta_1 h_{11}^+ + (1 - \eta_1) h_{11}^-) S_{11}^0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & h_{66}^{FF} S_{66}^0 \end{bmatrix}$$

Équation 27



$$\begin{aligned} \sigma_{11} \geq 0 &\Rightarrow 1 \\ \sigma_{11} < 0 &\Rightarrow 0 = \eta_1 \end{aligned}$$

Équation 28

- Pour l'endommagement inter – fibre

$$H_2^{eff} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & (\eta_2 h_{22}^+ + (1 - \eta_2) h_{22}^-) S_{22}^0 & 0 \\ 0 & 0 & h_{66}^{IFF} S_{66}^0 \end{bmatrix}$$

Équation 29

$$\begin{aligned} \sigma_{22} \geq 0 &\Rightarrow 1 \\ \sigma_{22} < 0 &\Rightarrow 0 = \eta_2 \end{aligned}$$

Équation 30

L'effet de fermeture des fissures en fonction du signe des contraintes est introduit par le biais des indices d'activation  $\eta_{1,2}$ . Les constantes  $h_{11}^+, h_{66}^{IFF}/h_{66}^0$  représentent l'effet de chaque endommagement sur les composantes du tenseur de souplesse et elles sont déterminées à partir d'une approche micromécanique.

Pour finir cette description du modèle ONERA pour des composites carbone/époxy, il ne nous reste qu'à décrire le critère de rupture macroscopique (rupture du stratifié). En effet, ces critères changent en fonction de l'application du stratifié. Le choix fait par les modélisateurs est l'introduction d'un indicateur normalisé et directionnel défini par l'équation suivante:

$$E_3 = \frac{\Sigma^T; S_0^{macro}; \Sigma}{\Sigma^T; S^{macro}; \Sigma}$$

Équation 31

où les tenseurs  $S_0^{macro}$  et  $S^{macro}$  représentent la souplesse initiale et effective du stratifié et  $\Sigma$  la contrainte macroscopique exprimée dans le repère du chargement. Cet indicateur a une valeur initiale de 1 et diminue lorsque l'endommagement progresse. Il suffit de déterminer un seuil à partir duquel le stratifié sera considéré rompu. Jusqu'ici, on a décrit le modèle utilisé pour modéliser l'endommagement dans le *plan*. Des développements ultérieurs [88] ont introduit de nouveaux endommagements dans le plan et hors – plan [29] ainsi que des améliorations des critères de rupture mésoscopiques. Ces améliorations rendent le modèle

plus fidèle et complet mais aussi plus complexe, eu égard au nombre de paramètres et à leur identification. On peut citer comme exemple d'application de ce modèle les travaux décrits dans les articles [89,90] où le modèle est utilisé pour prédire la rupture de joints composites. Dans un premier temps, le joint a été modélisé par une éprouvette trouée et boulonnée (Figure 30).

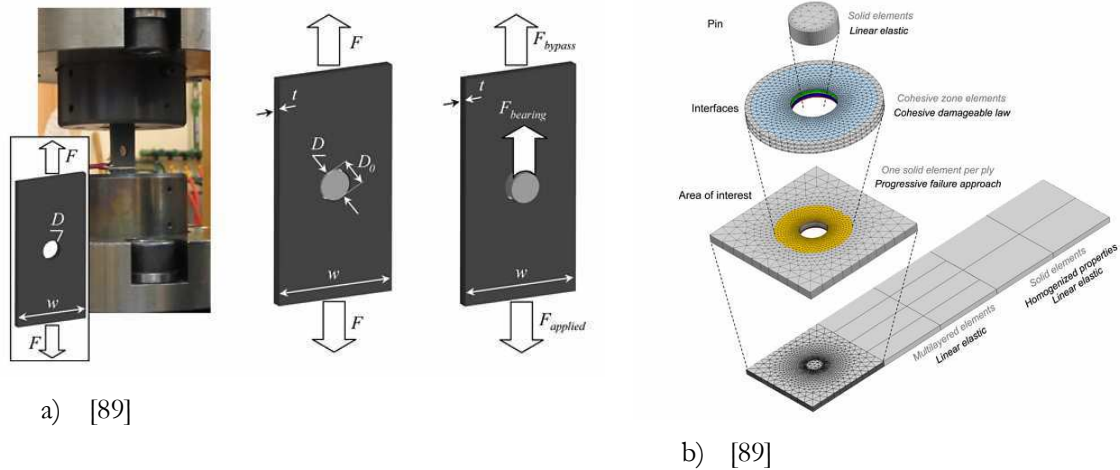
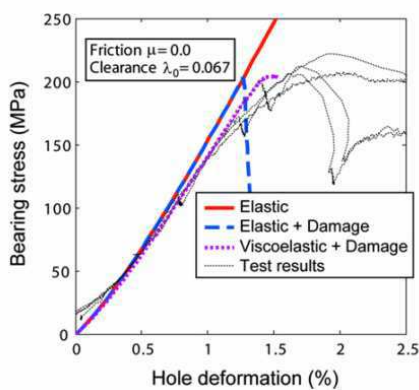
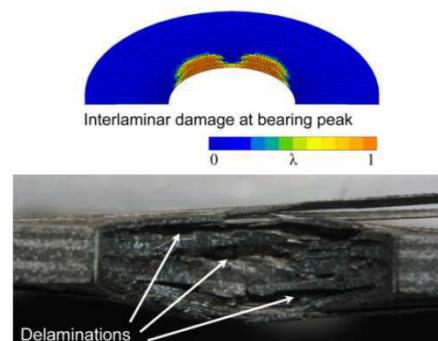


Figure 30. Quelques essais réalisés et modélisation EF.

Plusieurs essais ont été menés pour tester les capacités du modèle. Dans ces simulations, un modèle de zone cohésive est introduit pour prendre en compte l'endommagement des interfaces inter – pli. Le modèle donne de bons résultats en termes de prédiction de rupture et de cartographies d'endommagement comme on peut le voir sur les images suivantes. Ces bons résultats dans un cas de calcul de structures complexe expliquent le succès de ce modèle et son utilisation pour dimensionner les structures stratifiées.



a) - [89]



b) - [89]

Figure 31. a) Comparaison courbes expérimental - numérique et b) cartographies délaminage et délaminage réel.

#### 2.2.4 Rupture progressive.

---

Cette approche a été une des premières tentatives pour étudier l'effet de la rupture locale dans le comportement d'une structure. Des exemples peuvent être trouvés dans des articles comme [67,91] dans lesquels la méthode de rupture progressive (dite « Progressive Failure Analysis ») est appliquée au calcul d'éléments finis.

L'avantage de cette méthode est la simplicité de son application. Elle ne définit pas de forces thermodynamiques ni d'endommagement (au sens de l'évolution progressive d'une variable indiquant l'état de dégradation du matériau). On décrira dans la suite la démarche standard de ce type d'approche en donnant quelques exemples représentatifs. La méthode peut être décrite synthétiquement de la façon suivante : on utilise un critère (par exemple de type Hashin) pour déterminer en chaque point de Gauss le type de rupture et si l'élément doit être rompu ou non. Si le critère est vérifié, les propriétés de l'élément concerné sont dégradées. Cette dégradation peut être imposée différemment selon les auteurs. Par exemple, dans [91], on considère trois types d'endommagement différents pour lesquels trois types d'abattement de propriétés sont envisagés. Si la matrice de rigidité élastique du pli a la forme :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{55} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{bmatrix}$$

Équation 32

les rigidités restantes après les différents modes de rupture (FF= rupture des fibres, IFF=rupture interface fibre – matrice et Del= délaminage) sont :

- 1) Rupture des fibres

$$Q^{FF} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & Q_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

Équation 33

2) Rupture de l'interface fibre – matrice

$$Q^{IFF} = \begin{bmatrix} Q_{11} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{55} \end{bmatrix}$$

Équation 34

3) Délaminage

$$Q^{DEL} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

Équation 35

Une fois que les propriétés d'un élément sont abattues, cet élément restera toujours avec ses nouvelles propriétés. Une fois que tous les éléments ont été cassés au cours d'un incrément de chargement, la réponse de la structure doit être calculée à nouveau puisque la rupture de certains éléments change la rigidité globale de la structure et donc sa réponse. Ce calcul est itératif car il peut y avoir de nouveaux éléments qui vont rompre à cause du nouvel état provoqué par la rupture d'autres éléments. On passe à l'incrément suivant dès la convergence du calcul. Graphiquement, on peut résumer ce processus par la Figure 32

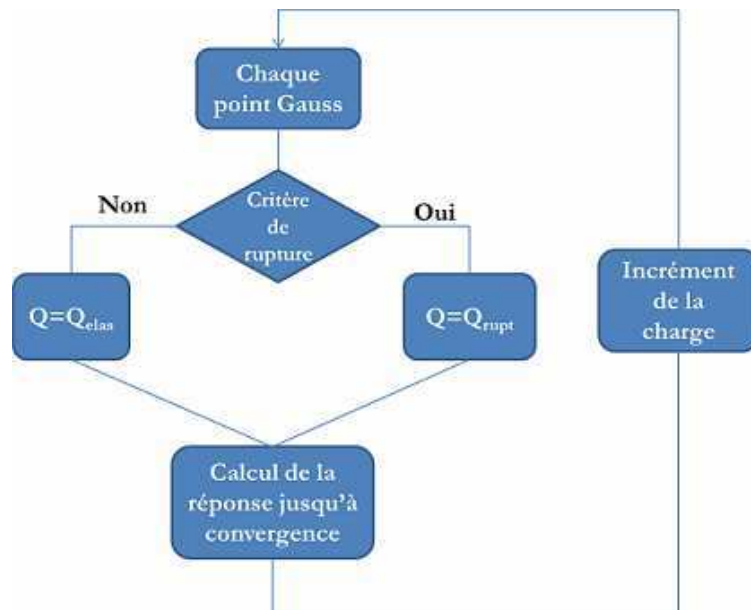
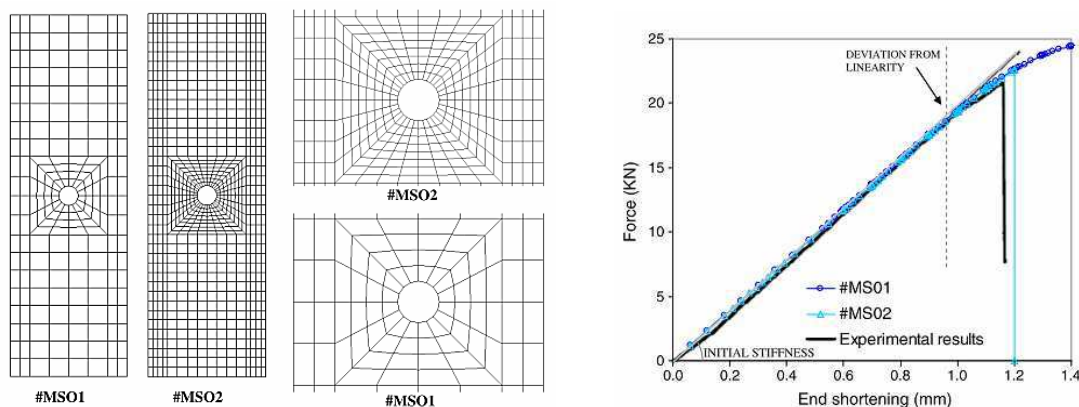


Figure 32. Schéma du calcul PFA.

Malgré sa simplicité, l'utilisation de ce type d'approche conduit à des problèmes numériques lors de calculs éléments finis. Ces problèmes apparaissent à cause de l'abattement brusque des propriétés qui génèrent une forte discontinuité dans la réponse. On peut trouver dans la littérature des exemples de calculs récents [92] réalisés avec des modèles de rupture progressive. Dans cet article, l'auteur a implémenté un modèle PFA, très similaire à celui montré dans cette section, dans le logiciel de calcul éléments finis ANSYS à l'aide d'une subroutine USERMAT. Dans un premier temps, des éprouvettes stratifiées trouées ont été simulées (compression) avec ce modèle. On montre dans les figures suivantes les maillages et les courbes expérimentales et simulées obtenues.



a) [92] b) [92]  
Figure 33. a) Maillages utilisés et b) courbes force – déplacement.

On peut voir sur ces figures l'influence du maillage dans la réponse de la structure, phénomène très courant dans les simulations avec un comportement adoucissant (ce point

sera traité dans le chapitre suivant). Les résultats obtenus sont cependant en très bon accord avec les données expérimentales. Des simulations de panneaux avec raidisseurs ont été aussi réalisées avec des résultats assez satisfaisants.

Les points forts de ces modèles sont principalement leur simplicité et leur facilité d'implémentation dans des codes numériques. Ils ne nécessitent qu'un critère pour déterminer le moment d'apparition de la rupture locale et choisir la forme de la matrice de raideur dégradée. Néanmoins, ces modèles sont moins adaptés pour décrire finement les endommagements de nature progressive, comme ceux induits par des chargements de cisaillement, et qui consistent en une combinaison de phénomènes comme la décohérence fibre/matrice en cisaillement, la microfissuration matricielle, le micro délaminage...

#### 2.2.5 Rupture probabiliste.

---

La nature stochastique de la rupture des fibres de carbone est bien connue. Ce phénomène a été étudié largement [93] et les modélisateurs du comportement des composites à fibre longue de carbone essaient de plus en plus d'incorporer cette nature « probabiliste » des ruptures des fibres dans leur modèle. Il n'est pas envisageable de décrire un seul modèle comme exemple de tous les autres puisque la manière d'aborder le problème et les solutions proposées sont assez variées et différentes les unes des autres. Un type de modélisation dans lequel on peut trouver la nature probabiliste de la rupture est le modèle multi-échelle qui descend jusqu'à l'échelle microscopique. Un exemple de ce type de modèle se trouve dans [94–96]. Ici, le comportement des composants est modélisé à l'échelle microscopique et transformé à l'échelle macroscopique via homogénéisation, avec des VER composé par la matrice et un ensemble de 32 fibres. On ne décrira pas ici le processus d'homogénéisation ni le VER. La nature stochastique des fibres est incorporée via une loi de Weibull. Dans ce modèle, on différencie l'élément fini et l'élément statistique puisqu'il y a une dépendance entre la longueur de la fibre sur laquelle on identifie la loi et les paramètres de Weibull. Une question qui se pose quand on considère des phénomènes stochastiques est la taille de l'élément utilisé dans le calcul éléments finis. Dans ce travail, deux éléments différents sont considérés : un élément mécanique (l'élément fini) et un élément statistique sur lequel on vient appliquer la variabilité des propriétés. On peut voir cet effet sur la figure suivante.

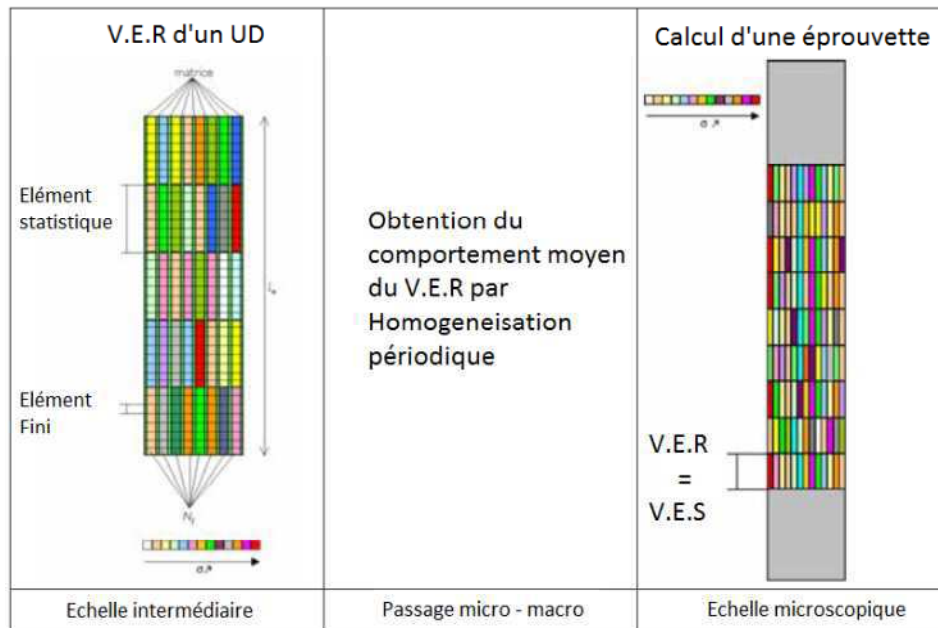


Figure 34. Changement d'échelle micro – macro en ayant V.E.R et V.E.S. [96]

Ce modèle a été confronté à des essais sur une éprouvette entaillée avec de bons résultats en ce qui concerne la prédiction des clusters de fibres rompues au cours de l'essai. La description complète de cette validation se trouve dans [95]. Un des problèmes de ce modèle est le coût de calcul associé qui rend assez difficile son utilisation à une échelle industrielle.

Un autre type de modélisation probabiliste consiste à calculer les probabilités de rupture pour une contrainte donnée. Ces modèles, par exemple [97], sont capables de reproduire la probabilité de rupture d'un élément donné en prenant en compte l'influence de son environnement. Ces modèles stochastiques sont basés soit sur des simulations de type Montecarlo, soit sur des dichotomies de fragments ou sur des chaînes d'éléments bayésiens.

## 2.3 Conclusions

Dans ce chapitre, on a évoqué différentes approches existantes pour simuler le phénomène de l'endommagement et de la rupture des matériaux composites. Dans ce passage en revue, on a commencé par présenter les modèles qui se placent à l'échelle des constituants du matériau composite : les modèles micromécaniques. On a vu que ce type de modèles est capable de reproduire avec une grande finesse les différents modes d'endommagement présents mais avec une contrepartie très claire : un coût de calcul très

élevé qui oblige à les utiliser pour le calcul de petites pièces (ou de zones critiques de taille restreinte), loin de la taille nécessaire pour le calcul de structure. On franchit une échelle jusqu'à arriver à la taille du pli, l'échelle mésoscopique. A cette échelle, on trouve deux approches différentes : le modèle mésoscopique de Cachan, placé dans le cadre thermodynamique de la mécanique de l'endommagement et qui est un modèle de référence à cette échelle, et le modèle ONERA qui, partant d'un critère construit sur la base de celui de Hashin, est couplé avec un modèle d'endommagement qui fait évoluer la dégradation du matériau. Le type de comportement non linéaire modélisé est différent pour chaque approche : si le caractère endommageable est présent dans les deux cas, on note l'adjonction du caractère viscoélastique de la matrice dans le cas du modèle ONERA. On aura constaté que le premier peut simuler la déformation résiduelle mais pas les boucles de décharge ou l'effet de la vitesse (absence de phénomènes visqueux) et le deuxième ne peut pas simuler correctement les décharges [98]. Cependant, les deux modèles ont montré leur performance dans le domaine de la simulation de structures stratifiés minces. En augmentant davantage la simplicité, on arrive au modèle de rupture progressive qui dégrade brutalement les propriétés du matériau dès qu'un certain critère est vérifié. Ce type de modèle est plus simple mais moins fin dans la description des modes d'endommagement. Il montre aussi des problèmes de convergence dus notamment à la diminution brusque des propriétés. Une nouvelle génération de modèles d'endommagement se développe actuellement en incorporant la nature stochastique de la rupture des fibres. Ces modèles sont capables de bien reproduire la variabilité de la rupture des fibres et de cette façon de mieux étudier l'effet de cette variabilité dans les simulations de structures.

Par contre, tous ces modèles (sauf le modèle probabiliste dans [94–96]) ont été développés et utilisés pour simuler des composites stratifiés de faible épaisseur. On peut voir que le cas des composites bobinés présente des particularités par rapport aux stratifiés. En particulier, ces structures bobinées sont caractérisées par de fortes épaisseurs, ce qui nécessite une fine description des phénomènes hors – plan. Afin de traiter le cas de ce type de matériau peu abordé dans la littérature, nous proposerons une approche différente et originale qui essaiera d'associer les divers aspects abordés jusqu'ici, à savoir la description de différents types d'endommagement, la déformation résiduelle, la viscosité de la matrice, le caractère probabiliste de la rupture des fibres et les fortes épaisseurs. On gardera à l'esprit la nécessité de proposer une approche simple et de pouvoir l'implémenter dans un code de calcul industriel.





---

## CHAPITRE III:

### MODELE D'ENDOMMAGEMENT A DIRECTIONS FIXES

---

### 3.1 Introduction - Comportement non linéaire des matériaux composites bobinés

---

---

Les matériaux composites bobinés ne diffèrent pas des composites stratifiés classiques en ce qui concerne les types d'endommagements qu'ils subissent. Ces endommagements sont : la rupture des fibres, la rupture matricielle (macro – fissures), l'endommagement diffus qui regroupe la décohésion fibre/matrice, la micro fissuration matricielle et le micro délaminage et finalement, le macro délaminage. Il existe dans la littérature plusieurs études sur les composites bobinés comme [50,99,100]. Dans ces études, on a constaté que dans la direction des fibres ou la direction transverse, le comportement reste similaire à celui du composite stratifié, c'est-à-dire un comportement linéaire avec une rupture très fragile. Néanmoins, le comportement en cisaillement pur (drapages à  $\pm 45^\circ$ ) montre une différence très claire. Les niveaux de déformation atteints sont plus élevés pour le composite bobiné que pour les stratifiés. Malgré ces informations, il n'y a pas eu de comparaison de comportement entre un composite stratifié et un composite bobiné, qu'on distingue par le procédé de fabrication et donc l'architecture du matériau.

Dans le cadre du projet OSIRHYS IV, une campagne d'essais d'identification a été menée d'une façon conjointe par Mines ParisTech et l'Institut Pprime. Le matériau bobiné utilisé est composé de fibres T700SC et de matrice époxyde UF3369. Les drapages testés sont les suivants :  $[0_8]$ ,  $[90_8]$ ,  $[0_2, 90_2]_s$  et  $[\pm 45_4]_s$ . Les trois premiers drapages sont dédiés à l'étude de la rupture des fibres et de la fissuration matricielle. Ces éprouvettes n'ont aucune différence d'architecture par rapport à un composite stratifié courant. Le comportement en traction simple des deux premiers drapages est montré sur la figure suivante :

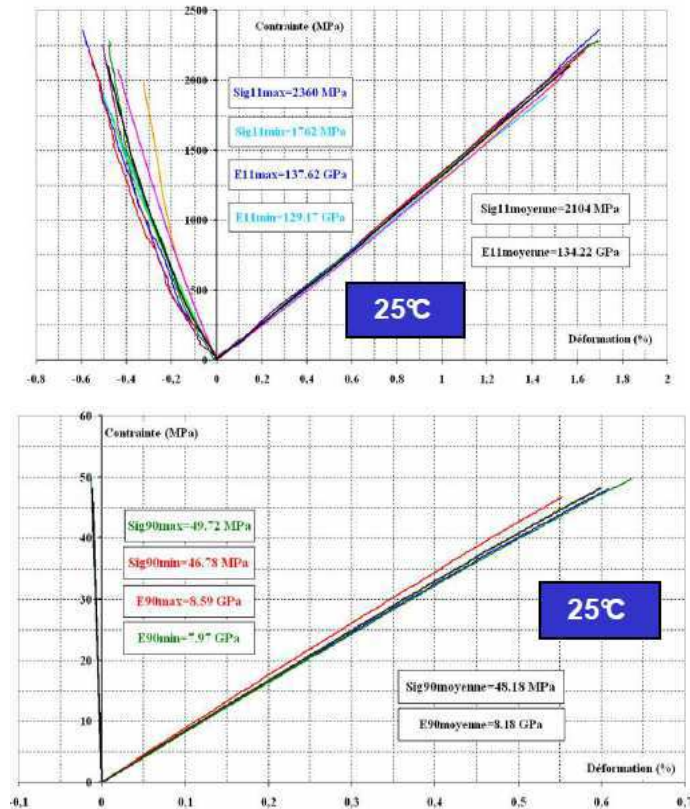


Figure 35. Comportement des éprouvettes  $[0_8]$  et  $[90_8]$  (Mines Paristech)

On peut voir sur la Figure 35 que le matériau suit un comportement attendu, très linéaire avec une rupture brusque donc fragile. L'essai de traction d'une éprouvette à drapage  $[90_8]$  nous donne l'information du seuil de rupture matricielle mais pas l'évolution de la fissuration dans le cas où les plis à  $90^\circ$  sont placés entre des plis orientés dans la direction de traction. Cette information est donnée par le troisième drapage ( $[0_2, 90_2]_s$ ). On peut voir l'évolution de la densité des fissures lors d'un essai de traction quasi – statique dans la Figure 36.

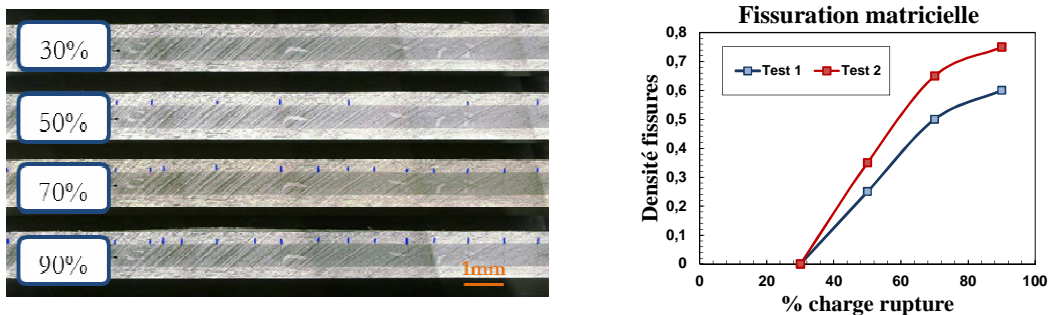


Figure 36. Fissuration matricielle dans une éprouvette  $[0_2, 90_2]_s$ . (Mines Paristech).

Le comportement en cisaillement du matériau est obtenu en réalisant des essais de traction sur la séquence  $[\pm 45_4]_s$ . Il faut remarquer un détail sur la notation du drapage et

l'architecture du matériau bobiné. Dans le cas d'un stratifié, cette notation correspond à  $[+45, -45, +45, -45, +45, -45, +45, -45]_s$ . Par contre, dans le cas du bobiné, on doit parler de pseudo - couches puisque, dans le même plan, on trouvera des orientations à  $+45^\circ$  ou  $-45^\circ$  en fonction de la zone considérée, en raison de l'entrecroisement des mèches. Dans le Chapitre 1, on a montré le motif créé par le procédé d'enroulement filamentaire. Les essais présentés dans ce chapitre (et d'une manière générale dans tout ce manuscrit) ont été réalisés sur des éprouvettes dont l'architecture est identique à celle des réservoirs (le Chapitre 4 présentera la procédé d'élaboration) et prélevées de telle sorte qu'on trouve la ligne d'entrecroisement sur l'axe central de l'éprouvette. On trouvera ainsi une alternance des orientations des deux côtés de l'éprouvette comme le montre la Figure 37.



Figure 37. Schéma d'une éprouvette croisée. Chaque couleur représente une orientation différente (positive  $+\theta$  ou négative  $-\theta$ )

La figure suivante montre la courbe contrainte – déformation axiales pour les deux types de composites (stratifié vs. bobiné).

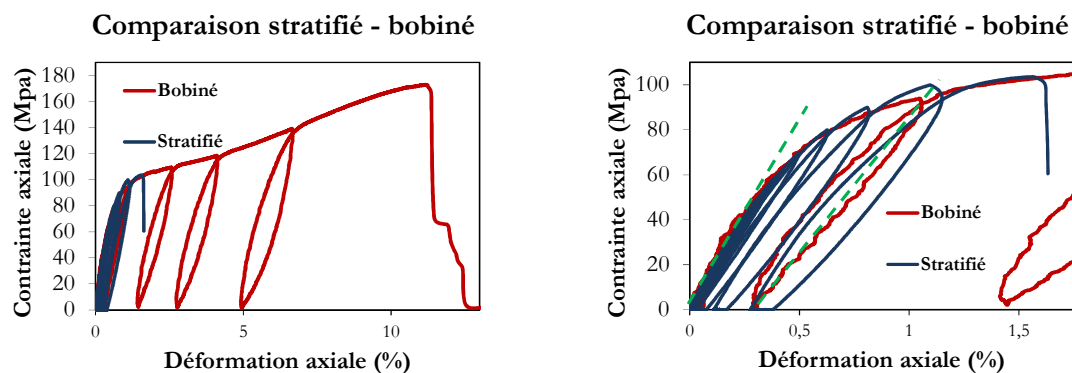


Figure 38. Comparaison stratifié - bobiné  $([\pm 45_4]_s)$  – essai de traction simple

Cette figure montre la différence fondamentale de comportement entre les deux architectures de matériau. Le composite stratifié montre une déformation à rupture d'environ 1.5% contre 11% pour le composite bobiné. On note par contre une coïncidence presque parfaite des deux courbes jusqu'à la rupture du stratifié. Cette coïncidence nous permet de faire l'hypothèse suivante : la différence de comportement n'est pas un effet

« matériau » mais un effet « structure », c'est-à-dire que l'architecture bobinée modifie la réponse de l'éprouvette en tant que structure composée de mèches de composite entrecroisées. Ces entrecroisements arrêtent probablement la propagation des microfissures matricielles et macro délaminages (causant la rupture globale des éprouvettes stratifiées), permettant à l'éprouvette de résister plus longtemps et d'atteindre des valeurs de déformation et de charge plus grandes. Cette hypothèse peut être corroborée par des observations in situ et post – mortem (Figure 39).

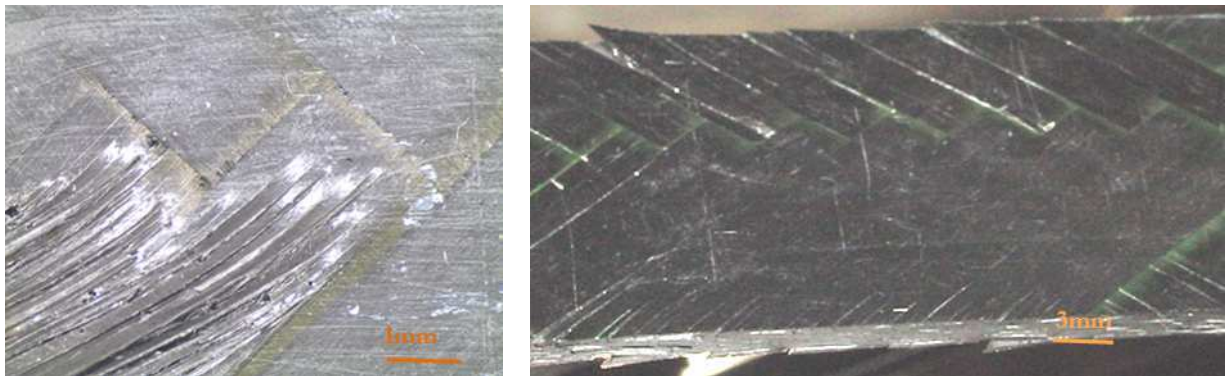


Figure 39. Effet des entrecroisements sur la propagation des fissures.

On peut voir ci – dessus que les fissures se sont arrêtées à proximité des entrecroisements. Cet effet nous montre l'importance d'un paramètre supplémentaire dans le design des structures bobinées : l'entrecroisement. Cette comparaison illustre la nécessité de proposer un modèle capable de décrire une cinétique d'endommagement conforme à ces essais et différente de celles des stratifiés. Pour résumer les types d'endommagement présents dans ce composite, l'essai sur éprouvettes  $[\pm 45_4]_s$  nous montre trois phénomènes qu'on doit représenter :

- i. L'endommagement lié au cisaillement ou endommagement « diffus » lié à la décohésion fibre – matrice, à la micro – fissuration matricielle et au micro délaminage.
- ii. La forte déformation résiduelle de glissement apparaissant en cisaillement, attribuée aux possibles mouvements relatifs entre les plis.
- iii. La présence non négligeable de la viscosité de la matrice dans le comportement en cisaillement. La preuve la plus flagrante est la présence des boucles ouvertes de

charge – décharge. La viscosité deviendra de plus en plus importante quand la température du composite augmentera.

Pour l'instant, on n'a analysé que les phénomènes dans le plan des plis mais les fortes épaisseurs des structures à modéliser imposent de prendre en compte des phénomènes hors-plan. La campagne d'essais réalisée dans le cadre du projet OSIRHYS IV n'a pas explicitement abordé ces effets. En l'absence de données expérimentales hors – plan sur le composite bobiné (par exemple des essais de flexion quatre point sur des cornières [101]), nous ferons l'hypothèse de modéliser ce comportement de la même manière que le comportement transverse [102]. Une caractérisation précise des propriétés hors – plan reste une perspective de ce travail.

Avant d'entrer dans la construction du modèle, on résume les différents endommagements et phénomènes qu'il est nécessaire de prendre en compte dans les composites bobinés et les structures de type réservoir :

- i. Rupture des fibres : phénomène de nature stochastique qu'on modélisera d'abord par une approche déterministe classique et puis avec une approche probabiliste simplifiée.
- ii. Macro fissuration matricielle, lorsqu'on sollicite en traction transverse.
- iii. Endommagement diffus (microfissuration matricielle, microdélaminage et décohésion fibre – matrice)
- iv. Glissement (apparition de déformations résiduelles)
- v. Viscosité
- vi. Endommagement hors – plan (délaminage), en raison des fortes épaisseurs.
- vii. Anisotropie induite par le chargement : les micromécanismes de rupture évoqués précédemment sont par nature orientés et sont liés aux directions d'application du chargement
- viii. Compétition entre anisotropie induite et anisotropie initiale : la forte structuration des matériaux bobinés (tout comme les stratifiés) agit sur l'influence et l'évolution des microdéfauts.

## 3.2 Principes de modélisation

---

---

Les modèles classiques d'endommagement des composites stratifiés présentés au Chapitre 2 ne prennent pas en compte la totalité des effets qu'on vient d'énumérer. Certains n'intègrent pas de composante visqueuse dans le comportement, d'autres ont des difficultés à simuler correctement les décharges,... D'une manière générale, les fortes épaisseurs et, subséquemment, l'endommagement par délaminage constituent également une limite à ces approches, du moins dans leur version première. Cependant, ces verrous sont loin d'être rédhibitoires et un effort de développement modéré parviendrait sans doute à les enrichir suffisamment pour qu'ils puissent simuler correctement l'endommagement des composites bobinés traités dans cette étude. Mais plutôt que de réaliser cette adaptation, il a été choisi de développer une stratégie de modélisation visant à intégrer *a priori* l'ensemble des phénomènes présentés dans le paragraphe précédent. Cette stratégie, inspirée des travaux de [103] pour les matériaux quasi-fragiles, repose sur un certain nombre d'outils théoriques dont on se propose d'étudier ici la capacité à apporter une réponse au problème de la modélisation du comportement complexe des matériaux bobinés. On tentera de montrer que cette association d'outils élémentaires, parce qu'elle ne préjuge pas de la forme que doit avoir la formulation finale, permet d'aboutir à une écriture de modèle suffisamment générale et souple pour s'adapter à différents types de dégradation. Ce paragraphe vise à présenter rapidement ces outils élémentaires que sont le cadre de la Mécanique Continue de l'Endommagement (et les principes de la Thermodynamique des Processus Irréversibles), la description d'une configuration donnée d'endommagement par directions fixes et la théorie de représentation des fonctions tensorielles.

### 3.2.1 « Continuum Damage Mechanics » et « Thermodynamique de Processus Irréversibles ».

---

On se place dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles utilisant des variables internes. L'hypothèse de l'état local ou des hypothèses plus évoluées (par exemple celle de l'état d'accompagnement [104]) postulent que l'état mécanique du solide est parfaitement déterminé par la donnée d'un certain nombre de variables, fonctions du point considéré. On postule l'existence d'un potentiel thermodynamique  $w$ , en l'occurrence l'énergie libre de Helmholtz par unité de masse, fonction de la variable observable  $\underline{\underline{\epsilon}}$  (déformation) et d'un jeu de variables internes  $\underline{\underline{V}}_k$  (scalaires ou tensorielles) dont le but est



de décrire les phénomènes dissipatifs en jeu et agissant ainsi comme témoin de l'histoire du solide.  $w$  est donc de la forme :

$$w = w(\bar{\varepsilon}, V_k)$$

Équation 36

Le choix a été fait ici d'un potentiel fonction de la déformation  $\bar{\varepsilon}$ . D'autres théories [78] s'appuient sur une formulation en contraintes  $\bar{\sigma}$ .

Dans le cas d'évolutions à température constante et uniforme, l'inégalité de Clausius-Duhem s'écrit (Lemaître et Chaboche [105]) :

$$\left( \bar{\sigma} - \rho \frac{\partial w}{\partial \bar{\varepsilon}} \right) : \dot{\bar{\varepsilon}} - \rho \frac{\partial w}{\partial V_k} * \dot{V}_k \geq 0$$

Équation 37

où \* représente la contraction sur le nombre d'indices adéquat. La relation (Équation 37) doit être vérifiée pour tout type d'évolution, y compris dans les cas élastiques pour lesquels  $\dot{V}_k = 0$ , impliquant :

$$\bar{\sigma} = \rho \frac{\partial w(\bar{\varepsilon}, V_k)}{\partial \bar{\varepsilon}}$$

Équation 38

Cette équation définit le comportement élastique du matériau dans le cadre restreint de l'hypothèse des contraintes totales élastiques [106]. On définit d'une manière analogue les forces thermodynamiques  $F^k$  associées aux variables internes  $V_k$  par :

$$F^k = -\rho \frac{\partial w(\bar{\varepsilon}, V_k)}{\partial V_k}$$

Équation 39

Le second principe de la thermodynamique se réduit donc à :

$$F^k * \dot{V}_k \geq 0$$

Équation 40

Parallèlement aux lois d'état (Équation 38) et (Équation 39), il convient de préciser les lois complémentaires qui décrivent l'évolution des variables internes  $V_k$ , i.e. les processus irréversibles. On suppose l'existence d'un potentiel de dissipation  $\varphi(\dot{V}_k, \dots)$ , fonction à valeur scalaire, continue, convexe, non négative et nulle à l'origine dans l'espace de ses variables. Dans l'hypothèse d'un système à dissipation normale, les lois complémentaires deviennent :

$$F^k = \frac{\partial \varphi(\dot{V}_k, \dots)}{\partial \dot{V}_k}$$

Équation 41

Il est cependant souvent plus intéressant d'avoir des lois donnant l'évolution des  $V_k$  en fonction des variables duales  $F^k$ . On définit alors, par une transformée de Legendre-Fenchel, un pseudo-potentiel de dissipation  $\varphi^*(F^k, \dots)$ , dual de  $\varphi$  par rapport à  $\dot{V}_k$ . On peut montrer que  $\varphi^*$  possède les mêmes propriétés que  $\varphi$ . La loi d'évolution des  $V_k$  s'écrit alors :

$$\dot{V}_k = \frac{\partial \varphi^*(F^k, \dots)}{\partial F^k}$$

Équation 42

L'hypothèse de normalité, associée aux différentes propriétés de  $\varphi^*$ , permet de vérifier a priori l'Équation 37, i.e. le second principe de la thermodynamique. En effet, la convexité de  $\varphi^*$  conduit à :

$$F^k * \dot{V}_k = F^k * \frac{\partial \varphi^*(F^k, \dots)}{\partial F^k} \geq \varphi^*(F^k, \dots) - \varphi^*(0) \geq 0$$

Équation 43

Dans le cas de comportements non visqueux, on considère un domaine d'élasticité convexe  $\mathcal{C}_D$  défini par  $\mathcal{C}_D = \{F^k | f(F^k, \dots) \leq 0\}$  et ayant pour fonction indicatrice  $\varphi^*$ , i.e. :

$$\varphi^*(F^k, \dots) = 0 \text{ si } f(F^k, \dots) \leq 0$$

Équation 44

$$\varphi^*(F^k, \dots) = \infty \text{ si } f(F^k, \dots) > 0$$

Équation 45

Les lois d'évolution des variables internes  $V_k$  deviennent alors :

$$\dot{V}_k = \lambda \frac{\partial f(F^k, \dots)}{\partial F^k}$$

Équation 46

avec

$$\lambda \geq 0, \quad f(F^k, \dots) \leq 0, \lambda f = 0$$

Équation 47

Le multiplicateur  $\lambda$  est obtenu en résolvant l'équation de cohérence  $\dot{f} = 0$ . La donnée d'un potentiel thermodynamique (Équation 36) duquel découlent les lois d'état (Équation 38) et (Équation 39) et d'un pseudo-potentiel  $\varphi^*$  donnant l'évolution des variables  $V_k$  définit les lois constitutives du modèle dans le cadre précité des systèmes à dissipation normale.

---

### 3.2.1.1 Variables d'endommagement

---

La variable doit pouvoir refléter, dans sa représentation mathématique, les propriétés essentielles de l'endommagement (notamment son orientation et sa densité) ainsi que ses effets sur la réponse mécanique du matériau. Plusieurs solutions sont envisageables :

- une variable scalaire : cette représentation a été largement utilisée dans la littérature (voir, par exemple, [105], en lien avec le concept de contrainte effective) en

considérant le cas de l'endommagement isotrope ; la variable  $\bar{d}$  est définie comme l'indicateur de la perte de rigidité du solide :

$$\bar{d} = 1 - \frac{E}{E_0}$$

Équation 48

$E_0$  et  $E$  représentent respectivement les modules d'Young initial et instantané du matériau lors d'un essai uniaxial. L'avantage d'une telle variable réside essentiellement dans sa simplicité et la facilité de sa quantification (la comparaison des pentes de décharge d'une courbe contrainte - déformation avec la pente initiale fournit directement la valeur de  $\bar{d}$ ), mais sa nature scalaire ne peut pas rendre compte du comportement fortement anisotrope des matériaux considérés ici.

- une variable vectorielle : on peut imaginer [107] une variable  $\bar{\mathbf{d}}$  proportionnelle au vecteur  $\bar{\mathbf{n}}$  normal à un ensemble de microfissures parallèles ( $\bar{\mathbf{d}} = d\bar{\mathbf{n}}$ ). Onat et Leckie [108] apportent la preuve que seuls les tenseurs d'ordre pair en  $\bar{\mathbf{n}}$  conviennent ; en effet, si  $\bar{\mathbf{d}} = d\bar{\mathbf{n}}$  est supposé décrire l'endommagement dû à une fissure de normale  $\bar{\mathbf{n}}$ ,  $\bar{\mathbf{d}} = -d\bar{\mathbf{n}}$  remplit le même rôle... En d'autres termes, un vecteur ne constitue pas une représentation objective de l'endommagement. De plus, Kachanov [109] montre que des représentations vectorielles sont incapables de modéliser le cas simple de fissures n'interagissant pas.
- une variable tensorielle d'ordre deux : c'est cette dernière solution qui sera retenue ici ; elle permet de rendre compte du caractère orienté des microfissures tout en évitant les inconvénients évoqués au point précédent.

Une microfissure est caractérisée, d'une part, par son orientation (normale  $\bar{\mathbf{n}}$ ) et, d'autre part, par sa surface  $S$ . L'ordre deux impose une expression proportionnelle à  $\bar{\mathbf{n}} \otimes \bar{\mathbf{n}}$ , où  $\otimes$  dénote le produit tensoriel ( $(\bar{\mathbf{n}} \otimes \bar{\mathbf{n}})_{ij} = n_i n_j$ ). On s'accordera sur la forme suivante de la variable d'endommagement :

$$\bar{\mathbf{D}} = d(\mathcal{S}) \bar{\mathbf{n}} \otimes \bar{\mathbf{n}}$$

Équation 49

où le coefficient de proportionnalité  $d(\mathcal{S})$  fait intervenir une certaine mesure de la densité de microfissuration. Cette expression est valable pour une microfissure ou un ensemble de microfissures parallèles, i.e. caractérisées par une même normale  $\bar{\mathbf{n}}$ . La fonction scalaire  $d$  caractérise l'étendue de la surface des microfissures.

L'Équation 49 peut être étendue à un nombre quelconque de systèmes de microfissures en sommant la contribution de chaque ensemble  $j$  :

$$\bar{\mathbf{D}} = \sum_j d_j(\mathcal{S}) \mathbf{n}_j \otimes \mathbf{n}_j$$

Équation 50

La forme (Équation 50) fait de  $\bar{\mathbf{D}}$  un tenseur du second ordre symétrique à coefficients réels. Par conséquent, il existe une base de vecteurs propres orthogonaux  $(\mathbf{v}_1, \mathbf{v}_2, \mathbf{v}_3)$  associés aux valeurs propres  $\mathbf{D}_1, \mathbf{D}_2, \mathbf{D}_3$  dans laquelle on peut exprimer  $\bar{\mathbf{D}}$  par :

$$\bar{\mathbf{D}} = \sum_{k=1}^3 \mathbf{D}_k \mathbf{v}_k \otimes \mathbf{v}_k$$

Équation 51

Cette définition s'interprète macroscopiquement de la manière suivante : toute configuration d'endommagement est équivalente, dans ses effets, à un réseau de trois systèmes orthogonaux de microfissures parallèles.

### 3.2.2 Approche à directions fixes de l'endommagement

---

Le paragraphe précédent a cité quelques exemples de variables d'endommagement à même de prendre en compte le caractère orienté (et donc l'anisotropie induite) des microdéfauts dans les matériaux composites. En particulier, la variable tensorielle d'ordre deux apparaît comme le meilleur compromis entre la prise en compte de l'anisotropie générée par les défauts et le caractère opérationnel de la représentation de l'endommagement. Halm et Dragon [110] ont proposé une extension de cette variable

d'ordre deux à l'ordre quatre afin de prendre en compte le caractère unilatéral de l'endommagement (restauration des propriétés effectives par refermeture de défauts). Cette extension est construite à partir des éléments propres de la variable d'ordre deux.

Cependant, Cormery et Welemane [111] ont montré que les décompositions spectrales peuvent aboutir à la non unicité de l'énergie libre, et par conséquent à la perte de son caractère de potentiel thermodynamique. Afin de pallier ces difficultés, [103] ont proposé une alternative à la représentation de l'endommagement : l'approche à directions fixes.

Cette approche consiste à remplacer la représentation « continue » de l'endommagement que suppose une unique variable tensorielle  $\bar{D}$  d'ordre 2 (dont les composantes et les directions propres évoluent au cours du chargement) par un ensemble de tenseurs directionnels fixes (c'est-à-dire n'évoluant pas)  $\bar{N}_i = \bar{n}_i \otimes \bar{n}_i$  où le vecteur  $\bar{n}_i \in \mathbb{R}^3$  représente la normale à la microfissure considérée. On associe ces tenseurs géométriques à des variables internes scalaires  $\rho_i$ , qui représentent les densités de microfissures, lesquelles évolueront pendant le chargement.

En conséquence, l'unique variable tensorielle  $\bar{D}$  est remplacée par  $p$  couples indépendants  $(\rho_i, \bar{N}_i = \bar{n}_i \otimes \bar{n}_i, i = 1 \dots p)$  où chaque orientation  $\bar{n}_i$ , désormais paramètre de l'étude, est fixe dans l'espace physique du matériau et chaque densité de microfissures associée  $\rho_i$ , est une variable interne du modèle amenée à évoluer. La contribution des  $p$  systèmes d'endommagement sera la somme des contributions de chaque système. Cette addition est possible puisqu'on suppose la non interaction des différents systèmes d'endommagement.

La principale différence entre cette définition de l'endommagement anisotrope et la variable tensorielle d'ordre deux  $\bar{D}$  réside, en plus de la multiplication des variables, dans le caractère fixe des directions d'endommagement. Ce caractère fixe aura une grande importance dans la construction du modèle adapté aux composites. En effet, la variable  $\bar{D}$  possède trois vecteurs propres qui évoluent avec le chargement ; la loi d'évolution doit donc gérer simultanément la croissance des défauts et la rotation éventuelle des directions propres en fonction du chargement. Dans l'approche alternative développée dans [103], les directions sont fixes et seules les densités associées (scalaires) évoluent. Ces directions ne

sont pas définies au travers d'une décomposition spectrale, ce qui en évite les inconvénients précédemment mentionnés. Les tenseurs  $\bar{N}_i$  (et leur nombre) seront choisis de sorte à représenter correctement les différents modes d'endommagement apparaissant dans le matériau.

### 3.2.3 Théorie de représentation des fonctions tensorielles

---

Dans la construction du potentiel thermodynamique, on fait l'hypothèse que l'énergie de déformation reste inchangée par toute rotation de ses arguments. Imaginons que le potentiel est construit avec le tenseur des déformations  $\bar{\epsilon}$  et un autre tenseur d'ordre deux  $\bar{N}$ . Si on appelle  $\bar{Q}$  une rotation appartenant au groupe orthogonal complet  $O = \{ \bar{Q} \mid \bar{Q} \cdot \bar{Q}^t = \bar{Q}^t \cdot \bar{Q} = \bar{I} \}$ , il s'agit de déterminer l'expression générale d'une fonction  $w$  telle que :

$$w(\bar{Q} \cdot \bar{\epsilon} \cdot \bar{Q}^t, \bar{Q} \cdot \bar{N} \cdot \bar{Q}^t) = w(\bar{\epsilon}, \bar{N}), \quad \forall \bar{Q} \in O$$

Équation 52

$w$  est alors un invariant scalaire dans le groupe complet  $O$ , i.e. une fonction isotrope. On supposera de plus que  $w$  est un invariant polynomial. Il s'agit donc de déterminer une famille de générateurs d'invariants scalaires polynomiaux des arguments  $\bar{\epsilon}$  et  $\bar{N}$ , telle que tout invariant scalaire polynomial de ces mêmes arguments puisse s'exprimer par un polynôme des invariants générateurs. Ici, et c'est un cas particulier, cet ensemble d'invariants forme une base, qui est appelée base d'intégrité. On peut trouver une étude très détaillée de la détermination de ces bases d'intégrité dans [112] ou [113]. De nombreux travaux utilisent ce concept de représentation des fonctions tensorielles, notamment pour formuler les lois d'état des solides anisotropes [114], [115].

La base d'intégrité associée aux deux tenseurs  $\bar{\epsilon}$  et  $\bar{N}$  pour le groupe orthogonal complet est composée des invariants suivants :

- invariants de  $\bar{\epsilon}$  :  $tr \bar{\epsilon}, tr \bar{\epsilon}^2, tr \bar{\epsilon}^3$
- invariants de  $\bar{N}$  :  $tr \bar{N}, tr \bar{N}^2, tr \bar{N}^3$
- invariants mixtes :  $tr(\bar{\epsilon} \cdot \bar{N}), tr(\bar{\epsilon} \cdot \bar{N}^2), tr(\bar{\epsilon}^2 \cdot \bar{N}), tr(\bar{\epsilon}^2 \cdot \bar{N}^2)$

Cette base d'invariants est construite à partir de deux tenseurs uniquement. Dans le cadre de cette thèse, le tenseur  $\bar{\mathbf{N}}$  deviendra l'ensemble des tenseurs « directionnels » évoqués au paragraphe précédent. Cependant, le nombre des invariants s'accroît fortement lorsque nous augmentons le nombre de tenseurs. Par exemple, un tenseur supplémentaire ajouté comme argument du potentiel thermodynamique fait apparaître sept nouveaux invariants mixtes :

$$\begin{aligned} & \text{tr}(\bar{\boldsymbol{\varepsilon}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_1 \cdot \bar{\mathbf{N}}_2), \text{tr}(\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^2 \cdot \bar{\mathbf{N}}_1 \cdot \bar{\mathbf{N}}_2), \text{tr}(\bar{\mathbf{N}}_1^2 \cdot \bar{\mathbf{N}}_2 \cdot \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}), \text{tr}(\bar{\mathbf{N}}_2^2 \cdot \bar{\boldsymbol{\varepsilon}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_1), \\ & \text{tr}(\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^2 \cdot \bar{\mathbf{N}}_1^2 \cdot \bar{\mathbf{N}}_2), \text{tr}(\bar{\mathbf{N}}_1^2 \cdot \bar{\mathbf{N}}_2^2 \cdot \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}), \text{tr}(\bar{\mathbf{N}}_2^2 \cdot \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^2 \cdot \bar{\mathbf{N}}_1) \end{aligned}$$

Équation 53

Il est à noter qu'en choisissant des tenseurs directionnels unitaires (ce qui sera le cas dans la suite), c'est-à-dire tels que  $\text{tr}(\bar{\mathbf{N}} \cdot \bar{\mathbf{N}}) = \mathbf{1}$ , le nombre d'invariants de base s'en trouve fortement réduit. De même, comme on le verra dans la suite, plusieurs tenseurs directionnels seront choisis orthogonaux, c'est-à-dire  $\text{tr}(\bar{\mathbf{N}}_1 \cdot \bar{\mathbf{N}}_2) = \mathbf{0}$ . Cette propriété permettra, là encore, de diminuer la taille de la base. En plus de ces réductions du nombre d'invariants, on fera le choix de ne pas utiliser la base complète des invariants. Même si ce choix implique une certaine « perte » d'information, on pourra formuler un potentiel d'une façon plus simple, et isoler les actions de chaque mode d'endommagement ainsi que simplifier l'identification des paramètres.

### 3.3 Modèle d'endommagement pour les matériaux composites bobinés

---

Dans cette section, on va s'appuyer sur les outils décrits précédemment pour construire un modèle d'endommagement dédié aux composites bobinés. Le modèle décrit dans la suite est placé dans la catégorie des modèles mésoscopiques, c'est-à-dire que notre échelle de référence sera celle du pli homogénéisé. Cette échelle demande un effort du



point de vue de la modélisation mais nous permettra plus tard de faire des simulations de structures complexes.

### 3.3.1 Choix des systèmes d'endommagement

---

L'utilisation de l'approche à directions fixes devient très avantageuse dans le cas des matériaux composites car elle privilégie certaines directions d'endommagements d'une façon très claire. Les modes d'endommagement décrits précédemment dictent le choix des tenseurs  $\bar{\mathbf{N}}_i$  les plus pertinents. Comme dans [116], ces tenseurs directionnels sont de la forme  $\bar{\mathbf{N}}_i = \bar{\mathbf{n}}_i \otimes \bar{\mathbf{n}}_i$  où le vecteur  $\bar{\mathbf{n}}_i \in \mathbb{R}^3$  représente la normale au système d'endommagement (microfissures) considérées. Le modèle est construit dans l'espace  $\mathbb{R}^3$ , dans le but d'être le plus précis possible dans la description de l'état d'endommagement et pour prendre en compte les effets hors plan justifiés par la forte épaisseur de composite. Puis, dans une version simplifiée, on réduira la dimension du modèle pour pouvoir l'utiliser avec des éléments coques (hypothèse de contrainte planes) Dans la suite de ce manuscrit, on présentera des comparaisons de ces deux versions. À la différence des matériaux pour lesquels [116] avaient proposé leur modèle, les composites sont fortement anisotropes. Cette particularité évite de traiter la difficulté de la représentation de l'isotropie initiale [117]. Dans le cas des matériaux composites, on associe un tenseur directionnel à chaque direction d'anisotropie, à laquelle correspondent un ou plusieurs modes d'endommagement. Les tenseurs choisis sont :

- i.  $\bar{\mathbf{N}}_0$ . Tenseur lié à la direction des fibres et associé à leur rupture en traction.
- ii.  $\bar{\mathbf{N}}_{90}$ . Tenseur lié à la direction transverse (dans le plan du pli) qui représente la fissuration matricielle (formation des microfissures à partir de la coalescence des décohésions fibre / matrice avec une cinétique brutale).
- iii.  $\bar{\mathbf{N}}_{HP}$ . Tenseur lié à la direction hors – plan par rapport au pli. On associe à ce système l'endommagement de l'interface inter – pli, c'est-à-dire le délaminage provoqué par le cisaillement hors - plan.

- iv. L'ensemble de tenseurs  $\bar{N}_{i-j^P/n}$ ,  $i$  et  $j$  prenant les valeurs 0, 90 et HP. Cet ensemble contient les éléments :  $\bar{N}_{0-90^p}$ ,  $\bar{N}_{0-90^n}$ ,  $\bar{N}_{0-HP^p}$ ,  $\bar{N}_{0-HP^n}$ ,  $\bar{N}_{90-HP^p}$ ,  $\bar{N}_{90-HP^n}$ . Ces tenseurs sont liés aux directions  $\pm 45^\circ$  par rapport à deux axes donnés. Par exemple, pour  $i = 0$  et  $j = 90$ , on obtient les tenseurs des directions  $+45^\circ$  ( $p$  comme positif) ou  $-45^\circ$  ( $n$  comme négatif). Ces systèmes sont liés à l'endommagement associé aux états de cisaillement (décohésion fibre/matrice progressive, microfissuration, micro délaminage) et de délaminage provoqué par le cisaillement dans le plan du pli.

On montre l'ensemble des systèmes d'endommagement dans le repère du matériau sur la figure ci – dessous.

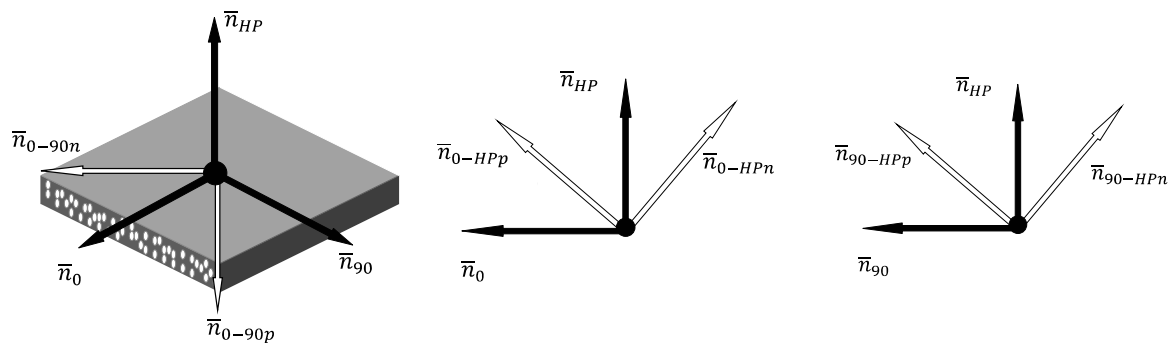


Figure 40. Systèmes d'endommagement.

Ces tenseurs directionnels restent fixes et liés à l'orientation du pli dont la direction de référence est l'orientation des fibres. Par exemple, lorsqu'on exerce une traction dans le sens des fibres, on note une rupture des fibres dans le plan qui leur est perpendiculaire (c'est-à-dire correspondant au tenseur  $\bar{N}_0$ ). On peut suivre un raisonnement identique pour la rupture matricielle. Pour le cas de l'endommagement diffus (dont les tenseurs sont orientés à  $\pm 45^\circ$  par rapport aux fibres), les tenseurs associés sont orientés dans les directions de cisaillement maximal.

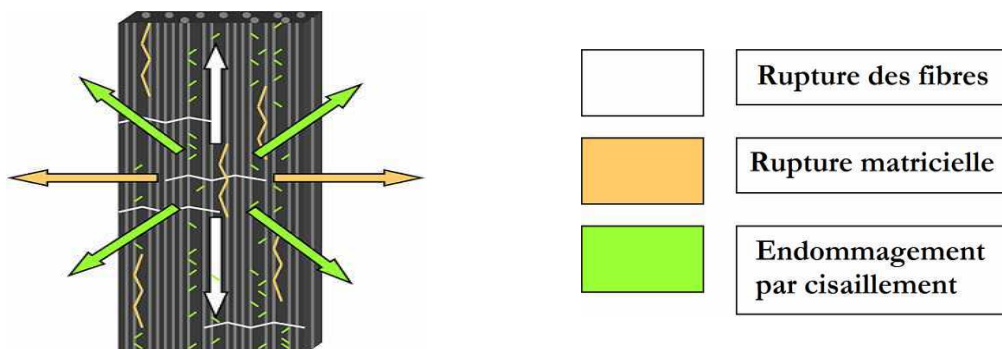


Figure 41. Schéma des systèmes et endommagements associés.

Cet ensemble de systèmes peut être réduit pour utiliser le modèle sous l'hypothèse de contraintes planes. Le seul changement est la disparition du tenseur  $\bar{N}_{HP}$  et les directions à  $\pm 45^\circ$  associés. Cette version du modèle pourra être implémentée dans des calculs de coques où l'hypothèse de contraintes planes est admise.

### 3.3.2 Potentiel thermodynamique

---

Pour construire le potentiel thermodynamique du modèle, on a utilisé les outils de la théorie de représentation des fonctions tensorielles. En effet, tous les termes qui composent le potentiel sont des invariants par rotation simultanée du chargement et des axes d'anisotropie. On adoptera la notation  $\rho_i$  pour la variable interne d'endommagement, avec  $i = 0, 90, HP, S$  pour représenter la rupture des fibres, la rupture transverse, la rupture hors plan et l'endommagement diffus respectivement. Ce dernier endommagement englobe l'ensemble des phénomènes qui apparaissent d'une façon *progressive* lors d'un état de déformation de cisaillement. Ces phénomènes sont la décohésion fibre/matrice, la microfissuration matricielle, le micro – délaminage et le macro – délaminage dans le plan du pli. En ce qui concerne les autres phénomènes dissipatifs, on utilisera les notations  $\gamma_i$  pour les variables de glissement et  $\alpha_i$  pour celles de viscosité.

Le potentiel thermodynamique sera formulé dans l'espace des déformations élastiques, notées  $\bar{E}$ . Cette déformation élastique procède de l'hypothèse d'additivité de deux termes

- i. Le tenseur des déformations totales  $\bar{\epsilon}$  qui est la variable observable du modèle.
- ii. Le tenseur des déformations résiduelles de glissement  $\bar{\Psi}$  à l'échelle du pli. Ce tenseur est construit de la façon suivante :

$$\bar{\Psi} = \bar{\Psi}_+ + \bar{\Psi}_- = \gamma_+ (\bar{N}_{0-90p} - \bar{N}_{0-90n}) + \gamma_- (\bar{N}_{0-90n} - \bar{N}_{0-90p})$$

Équation 54

où les indices positif et négatif correspondent aux directions de cisaillement à  $+45^\circ$  ou  $-45^\circ$ .

Le tenseur  $\bar{\mathbf{E}}$  est donc construit de la façon suivante :

$$\bar{\mathbf{E}} = \bar{\mathbf{e}} - \bar{\Psi}$$

Équation 55

Le potentiel thermodynamique (qu'on identifie à la densité d'énergie de déformation) est composé de trois termes dont chacun est associé à un phénomène différent. Ces termes sont :

- i.  $w_{\text{élastique}}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{N}_0)$
- ii.  $w_{\text{é-endo}}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{N}_0, \bar{N}_{90}, \bar{N}_{HP}, \{\bar{N}_{i-j}^{p/n}\}, \{\rho_i\})$
- iii.  $w_{\text{visqueux}}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{N}_{0-90}^{p/n}, \bar{N}_{0-HP}^{p/n}, \{z_i\})$

A des fins de simplification de l'écriture, on note sous la forme  $\{\rho_i\}, \{z_i\}, \{\bar{N}_{i-j}^{p/n}\}$  l'ensemble des variables et paramètres directionnels intervenant dans ces expressions. Ces ensembles seront précisés dans la suite ainsi que chacun des termes du potentiel thermodynamique pour montrer clairement leur construction et les choix faits pour représenter les effets des différents phénomènes.

On commence avec le premier des termes, la partie élastique du potentiel. Pour construire ce terme, on suit la démarche développée par [118] pour des matériaux isotropes transverses. Cette hypothèse d'isotropie transverse (d'axe la direction des fibres) nous permet d'utiliser seulement deux tenseurs :  $\bar{\mathbf{E}}$  et  $\bar{N}_0$ . Le potentiel résultant a la forme suivante

$$w_{\text{élastique}}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_0) = \frac{\alpha_1}{2} \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \right)^2 + \alpha_2 \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_0) \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) + \frac{b_1}{2} \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_0) \right)^2 + 2c_1 \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{E}}) + 2c_2 \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_0)$$

Équation 56

Cinq constantes apparaissent dans l'expression précédente :  $\alpha_1, \alpha_2, b_1, c_1$  et  $c_2$ . Ces constantes définissent l'élasticité du matériau et leur identification nécessite la connaissance de la matrice raideur initiale  $\bar{\bar{\mathbf{C}}}$ . En utilisant les composantes de la matrice de raideur, on obtient le système suivant d'équations à résoudre :

$$\begin{aligned} C_{11} &= \alpha_1 + 4c_1 + 2(\alpha_2 + 2c_2) + b_1 & C_{12} &= \alpha_1 + \alpha_2 \\ C_{22} &= \alpha_1 + 4c_1 & C_{33} &= \alpha_1 & C_{34} &= c_1 + c_2 \end{aligned}$$

Équation 57

Le deuxième terme du potentiel thermodynamique est celui associé à l'endommagement. En réalité, ce terme se compose de deux contributions différentes : une qui représente les endommagements de type fragile (rupture des fibres, rupture brusque de l'interface fibre/matrice et interface interpli) et l'autre associée à l'endommagement progressif. Chaque type de potentiel aura une construction différente pour rendre compte des effets propres à chaque type d'endommagement. On commence par le potentiel associé aux endommagements fragiles, dont la forme est la suivante :

$$\begin{aligned} w_{\text{endo}}^{\text{fragile}}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i, \{\bar{\mathbf{N}}_{i-j}^p/n\}, \{\rho_i\}) \\ = \rho_i \left[ \left( \alpha_i \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) - \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i)^2 \right) + \frac{\beta_i}{2} \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i)^2 \right) \right) H \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) \right) + \zeta_i \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) - \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i)^2 \right) \right] \end{aligned}$$

Équation 58

Il est nécessaire de préciser deux choses sur la construction de ce potentiel, à savoir :

- i. L'application rigoureuse de la théorie de représentation des fonctions tensorielles engendrerait une multitude de termes (beaucoup plus que ce qu'il y a dans l'Équation 58). Comme il a déjà été précisé, il faut noter que l'orthogonalité des tenseurs directionnels permet de réduire ce nombre. L'Équation 58 correspond à un choix, certes limité, inspiré des travaux de Bargellini et al. [116]. Une perspective

serait d'inclure dans  $\mathcal{W}$  tous les termes issus de la Théorie de Représentation des Fonctions Tensorielles mais cette solution se heurterait rapidement à des difficultés opérationnelles, ne serait-ce que pour l'identification des paramètres.

- ii. La présence du terme faisant intervenir la fonction H de Heaviside dans l'Équation 58 permet de reproduire la restauration des propriétés effectives par fermeture des défauts (comportement unilatéral). On pourra trouver dans [116], ou dans [119] pour l'approche du modèle ONERA, les détails concernant cet effet. L'effet sur le comportement de ces termes peut être illustré de la façon suivante (Figure 42) : lorsque le chargement a pour effet de refermer les défauts, on note une restauration de la rigidité du matériau.

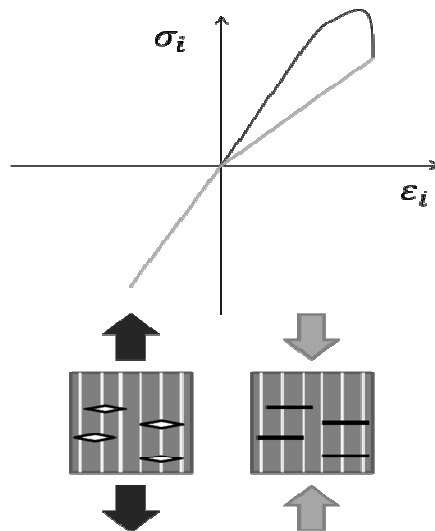


Figure 42. Effet unilatéral.

On distingue trois termes différents qui ont des effets différents sur la rigidité du matériau. On note  $\mathbb{C}$  la matrice de rigidité du matériau :

$$\mathbb{C} = \begin{bmatrix} \mathbf{C}_1 & \mathbf{0} \\ \mathbf{0} & \mathbf{C}_2 \end{bmatrix}$$

où  $\mathbf{C}_1$  est la partie associée aux directions normales et transverses et  $\mathbf{C}_2$  celle liée au cisaillement. Les constantes  $\alpha_i$  et  $\beta_i$  agissent dans la sous matrice  $\mathbf{C}_1$ , respectivement sur les termes hors diagonale et sur ceux de la diagonale. Les constantes restantes  $\zeta_{ij}$  agissent sur

le cisaillement. En conséquence, on trouvera ces termes dans la diagonale de  $\mathbf{C}_2$ . La Figure 41 indique l'influence respective de ces constantes :

$$C = \begin{bmatrix} \beta & \alpha & \alpha & 0 & 0 & 0 \\ \alpha & \beta & \alpha & 0 & 0 & 0 \\ \alpha & \alpha & \beta & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \zeta & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \zeta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \zeta \end{bmatrix}$$

Figure 43. Influence des constantes dans la matrice de rigidité.

L'invariant  $\text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_i)^2$  place les constantes sur la diagonale de la matrice de rigidité en liant  $\beta_i$  à la direction normale aux fissures. Pour placer les constantes  $\alpha_i$  hors diagonale, on a choisi la combinaison d'invariants  $(\text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_i) - \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_i)^2)$ . De cette façon, on obtient des termes qui représentent l'effet des déformations  $\varepsilon_j$  sur la contrainte  $\sigma_i$ . Enfin, l'endommagement de type fragile affecte également le comportement en cisaillement. C'est le rôle de l'invariant  $\text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot (\bar{\mathbf{N}}_{i-jp} - \bar{\mathbf{N}}_{i-jn}))^2$  construit avec les tenseurs associés aux directions à  $\pm 45^\circ$  de la direction du système activé (0,90 ou HP). Il faut remarquer la dualité existante dans l'utilisation et la signification des tenseurs directionnels : ils représentent non seulement les directions d'anisotropie du matériau mais ils sont également associés aux différents types d'endommagement apparaissant dans le composite. Cette double fonction autorise à faire apparaître dans le potentiel des invariants construits avec des tenseurs  $\bar{\mathbf{N}}_{i-jp/n}$  (représentatifs d'endommagements progressifs) associés à des endommagements fragiles liés aux directions 0, 90 et HP. Pour illustrer l'effet induit par l'endommagement fragile sur la rigidité du matériau par la forme de l'Équation 58, on montre celui obtenu dans le cas de l'endommagement des fibres (lié à la direction 0). Le potentiel particularisé pour la direction 0 a pour forme :

$$\begin{aligned}
 w_{\text{endo } 0}^{\text{fragile}}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_0, \bar{\mathbf{N}}_{0-90^\circ}, \bar{\mathbf{N}}_{0-90^\circ}, \bar{\mathbf{N}}_{0-45^\circ}, \bar{\mathbf{N}}_{0-45^\circ}, \bar{\mathbf{N}}_{0-135^\circ}, \bar{\mathbf{N}}_{0-135^\circ}, \rho_0) \\
 = \rho_0 \left[ \left( \alpha_0 \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_0) - \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_0)^2 \right) + \frac{\beta_0}{2} \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_0)^2 \right) \right) H(\text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_0)) \right] \\
 + \zeta_i \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_0) - \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_0)^2 \right)
 \end{aligned}$$

Équation 59

et agit sur la matrice de rigidité :

$$\bar{\mathbf{C}} = \mathbf{C} + \mathbf{C}^{\text{endo}} = \begin{bmatrix} \mathbf{C}_1 & \mathbf{0} \\ \mathbf{0} & \mathbf{C}_2 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \mathbf{C}_1^{\text{endo}-0} & \mathbf{0} \\ \mathbf{0} & \mathbf{C}_2^{\text{endo}-0} \end{bmatrix}$$

Équation 60

où  $\bar{\mathbf{C}}$  est la matrice de rigidité effective,  $\mathbf{C}$  la matrice de rigidité élastique non endommagée et  $\mathbf{C}^{\text{endo}}$  est la matrice des effets de l'endommagement. Pour le cas de l'endommagement des fibres, associé à la direction  $0^\circ$ , on obtient pour  $\mathbf{C}_1^{\text{endo}-0}$  et  $\mathbf{C}_2^{\text{endo}-0}$  :

$$\mathbf{C}_1^{\text{endo}-0} = \begin{bmatrix} \beta_0 & \alpha_0 & \alpha_0 \\ \alpha_0 & 0 & 0 \\ \alpha_0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

$$\mathbf{C}_2^{\text{endo}-0} = \begin{bmatrix} \zeta_0 & 0 & 0 \\ 0 & \zeta_0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

Équation 61

Avec ce potentiel (Équation 58), on décrit l'influence de trois des quatre types d'endommagement présents dans le composite bobiné. Il nous reste donc la description de la partie du potentiel thermodynamique associée à l'endommagement diffus (progressif) qui a une forme légèrement différente, comme le montre l'équation ci-dessous :

$$\begin{aligned}
 w_{\text{endo}}^{\text{progressif}}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_{90^\circ}, \bar{\mathbf{N}}_{HF}, \{\bar{\mathbf{N}}_{i-j^\circ/n}\}, \rho_s) \\
 = \rho_s \left[ \left( \alpha_s \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_{90^\circ}) - \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_{90^\circ})^2 + \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_{HF}) - \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_{HF})^2 \right) \right. \right. \\
 \left. \left. + \frac{\beta_s}{2} \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_{90^\circ})^2 + \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot \bar{\mathbf{N}}_{HF})^2 \right) \right) + \zeta_{i-j^\circ} \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \cdot (\bar{\mathbf{N}}_{i-j^\circ} - \bar{\mathbf{N}}_{i-j^\circ/n}))^2 \right]
 \end{aligned}$$

Équation 62



Ce potentiel représente l'effet de l'endommagement diffus via une combinaison des invariants associés aux directions transverses à la fibre où la matrice joue le rôle principal. La matrice des effets de l'endommagement diffus prend la forme suivante (en reprenant la décomposition introduite dans l'Équation 60) :

$$C_{\mathbf{1}}^{endo-s} = \begin{bmatrix} 0 & \alpha_s & \alpha_s \\ \alpha_s & \beta_s & 2\alpha_s \\ \alpha_s & 2\alpha_s & \beta_s \end{bmatrix}$$

$$C_{\mathbf{1}}^{endo-0} = \begin{bmatrix} \zeta_{0-90,s} & 0 & 0 \\ 0 & \zeta_{0-HF,s} & 0 \\ 0 & 0 & \zeta_{90-HF,s} \end{bmatrix}$$

Équation 63

L'identification de ces constantes procède de la même démarche que l'identification des constantes de la partie élastique du potentiel thermodynamique : on utilise la matrice de raideur élastique pour donner les valeurs correspondant aux constantes. On suppose que les variables d'endommagement ( $\rho_i$ ) évoluent entre 0 (matériau sain) et 1 (matériau totalement dégradé). Pour représenter ce fait, les constantes intervenant dans le potentiel devront annuler le terme de rigidité correspondant pour traduire le fait qu'une valeur de  $\rho = 1$  représente la rupture du matériau.

Le dernier terme du potentiel thermodynamique est celui associé à la viscosité de la matrice. Il est construit de la façon suivante :

$$W_{\text{visqueux}}(\bar{N}_{0-90P/n}, \bar{N}_{0-HFP/n}, \bar{\mathbf{E}}, \{\rho_i\}) \\ = \sum_{i=0-90,0-HF} z_i \cdot \left( tr(\bar{\mathbf{E}} \cdot (\bar{N}_{0-90P} - \bar{N}_{0-90n})) + tr(\bar{\mathbf{E}} \cdot (\bar{N}_{0-HFP} - \bar{N}_{0-HFn})) \right)$$

Équation 64

On peut voir que ces termes du potentiel thermodynamique ne sont pas construits avec des fonctions quadratiques mais linéaires. De cette façon, on n'aura pas d'influence sur la matrice de rigidité mais on obtiendra des *contraintes* d'origine visqueuse. La présence de deux termes dans l'Équation 64 indique que l'effet de la viscosité est principalement observé sur les essais où le cisaillement joue un rôle important. C'est pourquoi on trouve

deux contraintes visqueuses  $\alpha_{0-90}$  et  $\alpha_{0-HF}$  liées au cisaillement dans le plan et hors-plan.

Ces deux contraintes sont regroupées dans le tenseur  $\bar{Z}$  qui a la forme:

$$\bar{Z} = \alpha_{0-90}(\bar{N}_{0-90p} - \bar{N}_{0-90n}) + \alpha_{0-HF}(\bar{N}_{0-HFp} - \bar{N}_{0-HFn})$$

Équation 65

Avec ce terme lié au comportement visqueux, on complète la description du potentiel thermodynamique du modèle d'endommagement dédié aux composites bobinés.

### 3.3.3 Lois d'état

---

Dans le cadre de la Thermodynamique des Processus Irréversibles, les lois d'état sont obtenues par dérivation du potentiel thermodynamique. Ces lois d'état seront la contrainte élastique (obtenue par dérivation par rapport à la déformation élastique), les forces thermodynamiques associées à l'endommagement et la déformation résiduelle. Les expressions obtenues sont détaillées dans la suite :

$$\sigma = \frac{\partial w}{\partial \bar{E}} = \frac{\partial w_{\text{élastique}}}{\partial \bar{E}} + \frac{\partial w_{\text{endo}}}{\partial \bar{E}} + \frac{\partial w_{\text{visqueux}}}{\partial \bar{E}}$$

=

$$\frac{\partial w_{\text{élastique}}}{\partial \bar{E}} = a_1 \text{tr}(\bar{E})\bar{I} + a_2 (\text{tr}(\bar{E})\bar{N}_0 + \text{tr}(\bar{E} \cdot \bar{N}_0)\bar{I}) + b_1 \text{tr}(\bar{E} \cdot \bar{N}_0)\bar{N}_0 + 4c_1 \bar{E} + 2c_2 (\bar{E} \cdot \bar{N}_0 + \bar{N}_0 \cdot \bar{E})$$

+

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial W_{\text{endo}}}{\partial \bar{\mathbf{E}}} = & \sum_{i=0,90,HP} \rho_i \left[ \alpha_i \left( (\text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \bar{\mathbf{N}}_i + \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) \bar{\mathbf{I}}) - 2 \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) \bar{\mathbf{N}}_i \right) + \beta_i \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) \bar{\mathbf{N}}_i \right. \\
 & + \zeta_i \left( 2 \left( (\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) + (\bar{\mathbf{N}}_i, \bar{\mathbf{E}}) \right) - 2 \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_i) \bar{\mathbf{N}}_i \right) \\
 & + \sum_{i=90,HP} \rho_s \left[ \alpha_s \left( (\text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \bar{\mathbf{N}}_{90} + \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_{90}) \bar{\mathbf{I}}) - 2 \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_{90}) \bar{\mathbf{N}}_{90} \right. \right. \\
 & + (\text{tr}(\bar{\mathbf{E}}) \bar{\mathbf{N}}_{HP} + \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_{HP}) \bar{\mathbf{I}}) - 2 \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_{HP}) \bar{\mathbf{N}}_{HP} \\
 & + \beta_s (\text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_{90}) \bar{\mathbf{N}}_{90} + \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, \bar{\mathbf{N}}_{HP}) \bar{\mathbf{N}}_{HP}) \\
 & \left. \left. + 2 \zeta_{i \neq s} \text{tr}(\bar{\mathbf{E}}, (\bar{\mathbf{N}}_{i-jp} - \bar{\mathbf{N}}_{i-jn})) (\bar{\mathbf{N}}_{i-jp} - \bar{\mathbf{N}}_{i-jn}) \right] \right.
 \end{aligned}$$

+

$$\frac{\partial W_{\text{visqueux}}}{\partial \bar{\mathbf{E}}} = \bar{\mathbf{Z}}$$

Équation 66

Dans le cadre de la Thermodynamique des Processus irréversibles, les forces thermodynamiques pilotent les évolutions des différentes variables internes. Afin de mettre en évidence l'influence de chaque déformation, on présente l'expression des forces thermodynamiques en fonction des différents termes du tenseur des déformations, en supposant que les fibres sont orientées dans la direction 1 et que la normale au plan est suivant la direction 3 :

$$F_{\rho_0} = - \frac{\partial W}{\partial \rho_0} = - \left[ \left( \frac{\beta_0}{2} E_{11}^2 + \alpha_0 (E_{11} E_{22} + E_{11} E_{33}) \right) H \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \bar{\mathbf{N}}_0) \right) + \zeta_0 E_{12}^2 + \zeta_0 E_{13}^2 \right]$$

$$F_{\rho_{90}} = - \frac{\partial W}{\partial \rho_{90}} = - \left[ \left( \frac{\beta_{90}}{2} E_{22}^2 + \alpha_{90} (E_{22} E_{11} + E_{22} E_{33}) \right) H \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \bar{\mathbf{N}}_{90}) \right) + \zeta_{90} E_{12}^2 + \zeta_{90} E_{23}^2 \right]$$

$$F_{\rho_{HP}} = - \frac{\partial W}{\partial \rho_{HP}} = - \left[ \left( \frac{\beta_{HP}}{2} E_{33}^2 + \alpha_{HP} (E_{33} E_{22} + E_{33} E_{11}) \right) H \left( \text{tr}(\bar{\mathbf{E}} \bar{\mathbf{N}}_{HP}) \right) + \zeta_{HP} E_{13}^2 + \zeta_{HP} E_{23}^2 \right]$$

$$\begin{aligned}
 F_{\rho_s} = - \frac{\partial W}{\partial \rho_s} = & - \left[ \frac{\beta_s}{2} (E_{22} + E_{33})^2 + \alpha_s (E_{11} E_{22} + E_{11} E_{33} + 2 E_{22} E_{33}) + \zeta_{0-90,s} E_{12}^2 + \zeta_{0-HP,s} E_{13}^2 \right. \\
 & \left. + \zeta_{90-HP,s} E_{23}^2 \right]
 \end{aligned}$$

Équation 67

On voit dans ces expressions que toutes les déformations auront une influence sur la valeur de la force thermodynamique. Les déformations associées aux termes diagonaux ( $\beta$ ) ont cependant un rôle prépondérant par rapport aux autres. En ce qui concerne le glissement, on suit la même démarche :

$$F_{\gamma_{\pm}} = - \frac{\partial w}{\partial \gamma_{\pm}}$$

Équation 68

Comme on le verra dans la suite, la modélisation de l'évolution de la variable de glissement ne fera intervenir qu'une fraction de cette force, à savoir le terme « élastique » et celui lié à l'endommagement diffus, ce qui conduit à

$$F_{\gamma_{\pm}}^e = \pm [2G_{12} \Gamma_{12} + \rho_s \zeta_{0-90,s} \Gamma_{12}]$$

Équation 69

où  $\Gamma_{12}$  est la déformation de cisaillement ingénieur ( $\Gamma_{12} = 2E_{12}$ ) avec 1 la direction des fibres et 2 la direction transverse dans le plan du pli considéré ( $G_{12}$  est le module de cisaillement). On voit que cette expression fait intervenir la variable d'endommagement  $\rho_s$ , en couplant les deux phénomènes (glissement et endommagement). Une fois que les forces thermodynamiques ont été décrites, on peut passer à l'étude des domaines de réversibilités et des lois d'évolution.

### 3.3.4 Domaine de réversibilité et lois d'évolution

---

Les domaines de réversibilité des variables internes sont construits à l'aide des forces thermodynamiques et des fonctions dites « seuils ». L'expression générale des domaines de réversibilité peut se mettre sous la forme :

$$f(F_{\rho_i}, \rho_i) \leq 0, f(F_{\gamma_{\pm}}, \gamma_{\pm}) \leq 0$$

Équation 70

La forme de ces fonctions est dictée par le type d'évolution souhaité pour chaque variable : au vu des résultats de l'étude du comportement élémentaire du composite bobiné, on aura besoin de trois types d'évolution différents (voir Figure 44) :

- i. Une évolution brusque associée à la rupture des fibres, à la rupture matricielle et de l'interface inter – pli
- ii. Une évolution progressive associée à l'endommagement diffus.
- iii. Une évolution linéaire pour le glissement:

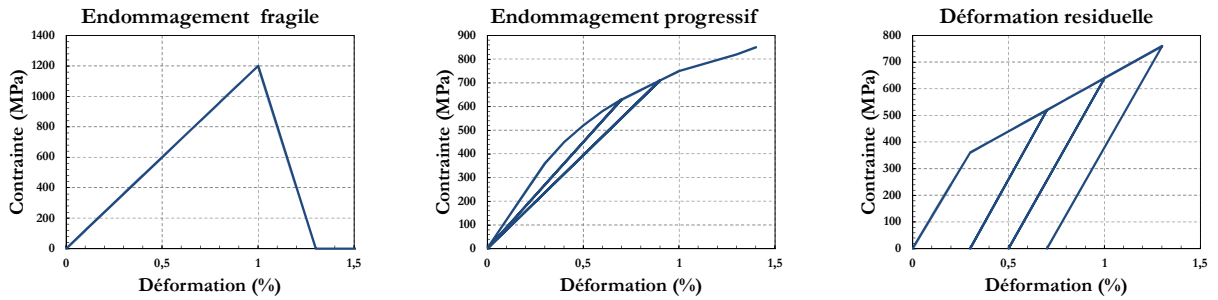


Figure 44. Types d'évolution du comportement à représenter.

On commence par étudier le premier des trois types d'évolution, celui associé au comportement fragile. La fonction seuil choisie pour représenter ce comportement a l'expression suivante :

$$f_{\rho_i}(F_{\rho_i}, \rho_i) = \sqrt{F_{\rho_i}} - \frac{\sqrt{F_F^{\rho_i}} \sqrt{F_I^{\rho_i}}}{\sqrt{F_F^{\rho_i}} + \rho_i (\sqrt{F_F^{\rho_i}} - \sqrt{F_I^{\rho_i}})} \leq 0, i = 0, 90, HP$$

Équation 71

où  $F_{\rho_i}$  est la force thermodynamique correspondante,  $F_F^{\rho_i}$  et  $F_I^{\rho_i}$  sont des constantes liées à l'évolution de la variable comme nous le verrons dans la suite. En utilisant l'hypothèse de normalité, on obtient :

$$\dot{\rho}_i = \lambda_{\rho_i} \frac{\partial f_{\rho_i}}{\partial F_{\rho_i}}, \quad \lambda_{\rho_i} \geq 0, \quad f_{\rho_i} \leq 0, \quad \lambda_{\rho_i} f_{\rho_i} = 0$$

Équation 72

Dans le cas des chargements purement monotones, l'intégration de ces expressions conduit à la forme suivante de la relation entre l'endommagement et la force thermodynamique :

$$\rho_i = \frac{\sqrt{F_F^{\rho_i}} \left( \sqrt{F_{\rho_i}} - \sqrt{F_I^{\rho_i}} \right)}{\sqrt{F_{\rho_i}} \left( \sqrt{F_F^{\rho_i}} - \sqrt{F_I^{\rho_i}} \right)}$$

Équation 73

L'allure (pour un jeu de paramètres donné arbitraire) de l'évolution de l'endommagement fragile est représentée sur la figure suivante :

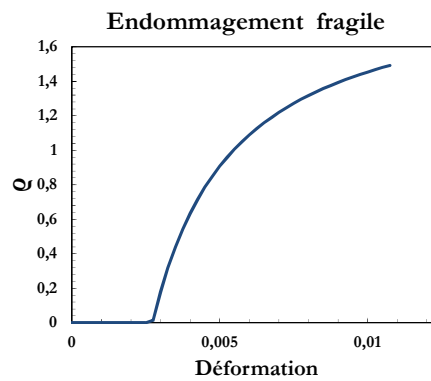


Figure 45. Evolution de la variable d'endommagement fragile.

L'endommagement évolue dès que  $\sqrt{F_{\rho_i}}$  atteint une valeur égal à  $\sqrt{F_I^{\rho_i}}$ . Quand la valeur de la racine de la force thermodynamique est égal à  $\sqrt{F_F^{\rho_i}}$ , la variable  $\rho_i$  atteint la valeur 1. Néanmoins, la variable peut mathématiquement continuer à évoluer et dépasser cette valeur, comme l'indique la Figure 45. Il faut donc compléter l'expression de l'évolution précédente des variables d'endommagement fragile de la façon suivante :

Si  $f_i(F_{\rho_i}, \rho_i) < 0$  alors  $\rho_i = 0$ .

Si  $f_i(F_{\rho_i}, \rho_i) = 0$

$$\rho_i = \text{Min} \left[ \frac{\sqrt{F_F^{\rho_i}} \left( \sqrt{F_{\rho_i}} - \sqrt{F_I^{\rho_i}} \right)}{\sqrt{F_{\rho_i}} \left( \sqrt{F_F^{\rho_i}} - \sqrt{F_I^{\rho_i}} \right)}, 1 \right]$$

Équation 74

L'expression (Équation 74) de la variable d'endommagement n'est valide que dans le cas des chargements monotones. Comme on vient de le voir, les constantes  $\sqrt{\frac{F_F}{F_i}}$  et  $\sqrt{\frac{F_i}{F_F}}$  sont utilisées pour calibrer la cinétique d'évolution. De cette façon, on pourra adapter le comportement aux constats expérimentaux. On montre sur la figure suivante les évolutions de  $\rho_i$  pour trois jeux différents de constantes et leur effet sur le comportement du matériau.

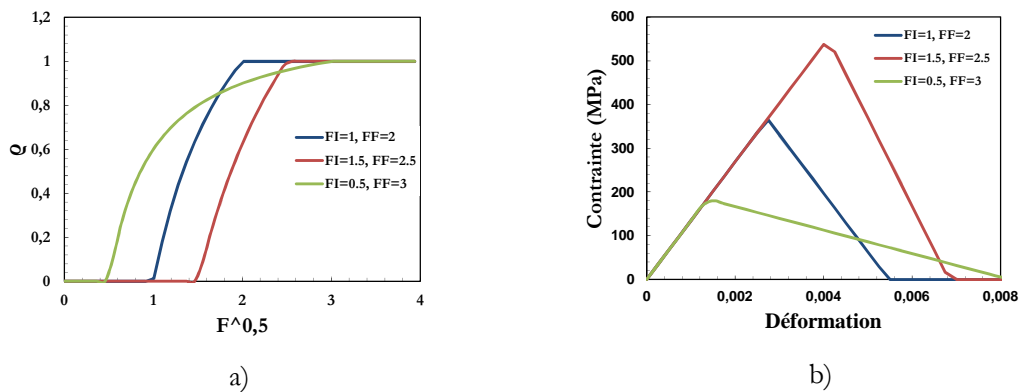


Figure 46. a) Evolution de la variable d'endommagement pour trois combinaisons différentes des constantes. b) Effets de ces évolutions sur le comportement du matériau.

Avec ce type d'évolution, on peut choisir la valeur de la déformation pour laquelle le matériau sera totalement dégradé en obtenant une évolution de la contrainte en forme de triangle. Ce type de loi est très utilisé dans les modèles de zone cohésive [120] et aussi dans des modèles de rupture progressive [121]. Cette loi nous permet de calculer et d'intégrer facilement l'énergie associée au mode de rupture correspondant et nous donne toute liberté pour implémenter des modèles du type crack band [122] pour réduire la dépendance de la réponse par rapport au maillage.

Pour identifier ces paramètres, on utilisera les données issues des essais sur éprouvettes élémentaires comme on le verra dans la partie « Identification ». On vient donc de présenter la loi d'évolution utilisée dans le cas des endommagements entraînant une rupture de type fragile. Dans la suite, on analysera la loi choisie pour l'endommagement diffus, qui a une évolution beaucoup plus progressive. La fonction seuil correspondant à cet endommagement a une forme plus complexe, comme on peut le voir ci – dessous :

$$f_s(F_{\rho_s}, \rho_s) = \frac{\sqrt{F_{\rho_s}} - \sqrt{F_I^{\rho_s}}}{C_1^v} - \left[ -\log \left( 1 - \frac{1}{SAT} \left( \rho_s + C_2^v \left( \sqrt{F_{\rho_s}} - \sqrt{F_I^{\rho_s}} \right) \right) \right) \right]^{1/n} \leq 0$$

Équation 75

En utilisant l'hypothèse de normalité :

$$\dot{\rho}_s = \lambda_{\rho_s} \frac{\partial f_{\rho_s}}{\partial F_{\rho_s}}, \quad \lambda_{\rho_s} \geq 0, \quad f_{\rho_s} \leq 0, \quad \lambda_{\rho_s} \cdot f_{\rho_s} = 0$$

Équation 76

qui s'intègre, pour des chargements purement monotones, en :

$$\rho_s = SAT * \left( 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\left( \sqrt{F_{\rho_s}} - \sqrt{F_I^{\rho_s}} \right)^n}{C_1^v} \right) \right] \right) + C_2^v \left( \sqrt{F_{\rho_s}} - \sqrt{F_I^{\rho_s}} \right)$$

Équation 77

Il y a cinq constantes qui interviennent dans cette loi d'évolution :

- i.  $F_I^{\rho_s}$ . Cette constante définit le seuil. Elle est responsable de l'initiation de l'endommagement.
- ii.  $C_1^v$ ,  $C_2^v$  et  $n$ . Constantes cinétiques. Elles ont la fonction de contrôler l'évolution (vitesse et forme).
- iii.  $SAT$ . Cette constante nous permet de définir un état saturé différent de l'unité.

L'influence de chaque paramètre est montrée sur la Figure 47.



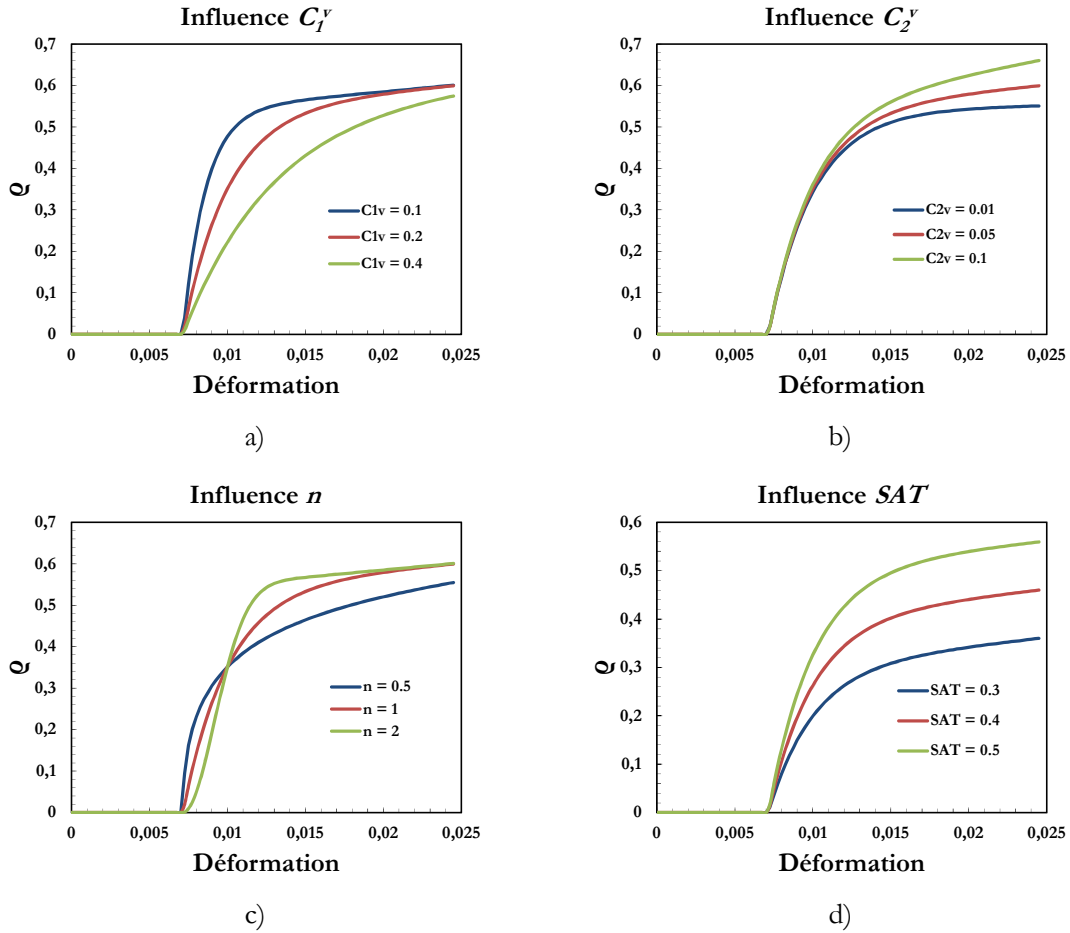


Figure 47. Influence des paramètres sur le comportement de l'endommagement diffus.

On peut voir que la loi d'évolution choisie est composée de deux parties : la partie principale correspondant à une exponentielle et une deuxième partie linéaire. La première partie de la loi (exponentielle) a été déjà utilisée dans d'autres modèles d'endommagement comme le modèle ONERA [84] dédié aux composites à matrice céramique. Sur la Figure 47, on constate qu'on peut modifier à volonté la forme des courbes pour l'adapter au comportement expérimental. On voit que  $C_1^v$  affecte la cinétique de la partie exponentielle (plus haute est sa valeur, plus lente est l'évolution de la variable). D'autre part,  $C_2^v$  influence la partie linéaire, comme on peut le voir sur la Figure 47b. La pente de la partie saturée augmente quand on augmente la valeur de ce paramètre. Pour agir sur la forme de la courbe, on utilise l'exposant  $n$  (Figure 47c). Enfin, le paramètre  $SAT$  change l'état saturé de la partie exponentielle. L'identification de ces paramètres est faite par recalage de la courbe de perte de rigidité. Cette courbe est obtenue à partir des pentes mesurées lors d'un essai de CRP (chargement répété progressif) sur des éprouvettes élémentaires  $[\pm 45_4]_s$ . Il est clair

que le jeu des paramètres ne sera pas unique et l'utilisation de méthodes d'optimisation pour son identification pourrait améliorer ce processus.

Il nous reste à décrire l'évolution du glissement. La démarche suivie n'est pas identique à celle présentée pour les variables d'endommagement. Dans ce cas, on utilisera un formalisme non associé pour obtenir les évolutions des deux variables  $\gamma_+$  et  $\gamma_-$ . Contrairement aux évolutions complexes choisies pour les variables d'endommagement, les constats expérimentaux [99] sur des composites bobinés nous orientent vers une évolution plutôt linéaire de la variable de glissement en fonction de la déformation. Pour construire la fonction seuil, on va décomposer la force thermodynamique correspondante en deux parties (toujours dans les axes du matériau) :

$$F'_{\pm\gamma} = F_V^{\pm} (2\varepsilon_{11}) - F_V^{\pm} (2\gamma_{\pm})$$

Équation 78

Une partie dépend de la déformation totale et l'autre du glissement correspondant. La fonction seuil prend la forme:

$$f_{\pm} = C_G^{\pm} F_V^{\pm} - F_V^{\pm} - C_G^{\pm} \leq 0$$

Équation 79

où  $C_G^{\pm}$  est lié à l'initiation de l'évolution de la déformation résiduelle. A la différence de l'évolution de l'endommagement, on définit ici un potentiel de dissipation  $\Phi$  dont l'expression est distincte de celle de la fonction seuil  $f_{\pm}$  à partir duquel nous pourrions obtenir l'évolution des variables de glissement. Ce potentiel de dissipation est le suivant :

$$\Phi = F'_{\pm\gamma}$$

Équation 80

De cette façon, toujours en utilisant l'hypothèse de normalité, on obtient à :

$$\dot{\gamma}_{\pm} = \lambda_{\pm} \frac{\partial \Phi_{\pm}}{\partial F'_{\pm\gamma}} = \lambda_{\pm}, \quad \lambda_{\pm} \geq 0, \quad f_{\pm} \leq 0, \quad \lambda_{\pm} f_{\pm} = 0$$

Équation 81

Pour des chargements purement monotones, on obtient l'évolution suivante de cette variable :

$$Y_{\pm} = C_G^V Z \varepsilon_{12} - \frac{C_G^V}{2G_{12} + \rho_s \zeta_{0-90,s}}$$

Équation 82

On notera que l'utilisation d'un formalisme non associé et d'une partition de la force thermodynamique dans l'expression de la fonction seuil n'est pas une singularité de ce modèle et peut être trouvée dans d'autres travaux [103].

C'est le moment d'analyser l'évolution du dernier phénomène qui intervient dans le modèle : la viscosité. Le lecteur se sera aperçu qu'on n'a parlé que de deux types de forces thermodynamiques : celles associées à l'endommagement et celles associées au glissement. En effet, la viscosité n'évolue pas au gré d'une force thermodynamique avec des fonctions seuils comme dans le cas de l'endommagement et du glissement. Dès que le matériau subit une déformation (de cisaillement), la viscosité apparaît. C'est la raison pour laquelle on ne définit pas de forces thermodynamiques associées (ce phénomène non linéaire n'est pas un mécanisme à seuil). Cela implique que l'évolution des variables  $\mathbf{z}_i$  est déterminée à partir d'une loi introduite explicitement. On peut choisir d'exprimer cette loi sous la forme d'une équation différentielle comme on le montre ci-dessous :

$$\dot{\mathbf{z}}_i = \frac{-1}{\tau_v} (\mathbf{z}_i - E_v f(\bar{\mathbf{E}}))$$

Équation 83

Deux nouvelles constantes apparaissent dans cette expression:

- i.  $\tau_v$  correspond au temps de relaxation.
- ii.  $E_v$  est le module relaxé (il a la dimension d'un module de Young)

L'évolution de  $\mathbf{z}$  sera donc proportionnelle à l'écart existant entre  $\mathbf{z}$  et le deuxième terme de l'expression (qui a aussi la forme d'une contrainte). Le terme  $f(\bar{\mathbf{E}})$  a une forme quelconque (a priori), c'est-à-dire qu'il pourra être linéaire ou non linéaire en fonction des besoins. Il est possible aussi de faire des modèles de viscosité encore plus complexes en ajoutant plusieurs temps de relaxation (séries de Prony). Cependant, ce type de loi génère un comportement *viscoélastique* alors que notre modèle doit être élasto – plastique – visco – endommageable et coupler la viscosité avec tous les autres phénomènes d'endommagement

modélisés préalablement. Pour adapter cette loi à notre modélisation, on fera les choix suivants :

- i. Pour des raisons de simplification, un seul temps de relaxation sera utilisé.
- ii. Comme dans tout le modèle, l'équation différentielle gérant l'évolution de  $z_i$  sera exprimée dans l'espace des déformations élastiques (et non totales).
- iii. On introduit l'endommagement en agissant sur le module relaxé. L'introduction de l'endommagement s'avère nécessaire du point de vue numérique pour la raison suivante : tant que l'endommagement ne s'active pas, le rapport entre le module de cisaillement du matériau et le module relaxé sera constant. En revanche, quand l'endommagement commence à évoluer, le module de cisaillement diminue d'un facteur  $1 - \rho_s$ . Si nous n'introduisons pas ce même facteur dans le module relaxé, il existera un point d'inflexion qui marquera la transition d'un régime pour lequel  $\tilde{G}_{12} = (1 - \rho_s)G_{12} > E_r$  (qui est un régime stable) à un régime caractérisé par  $\tilde{G}_{12} = (1 - \rho_s)G_{12} < E_r$  qui provoque des divergences numériques. En introduisant le facteur  $(1 - \rho_s)$  dans le module relaxé, on garde constant le rapport entre les modules et donc, on reste dans le domaine stable du comportement visqueux. Cela pourrait être interprété physiquement comme une dégradation du caractère visqueux des matériaux dû à l'apparition de l'endommagement (microfissures, micro délaminages, décohésions, etc.).

Finalement, l'équation différentielle choisie est la suivante :

$$\dot{z}_i = \frac{-1}{\tau_v} \left( z_i - E_r (1 - \rho_s) \text{tr} \left( \bar{\bar{E}} \cdot (\bar{\bar{N}}_{0-90p} - \bar{\bar{N}}_{0-90n}) \right) \right)$$

Équation 84

Pour illustrer le fonctionnement de ce modèle visqueux, on simule un chargement répété progressif (CRP) dans un cadre simple unidimensionnel où la cinétique utilisée pour l'endommagement sera celle correspondant à l'endommagement diffus seul. La réponse du modèle est montrée sur la Figure 48 (pour un jeu donné de paramètres).

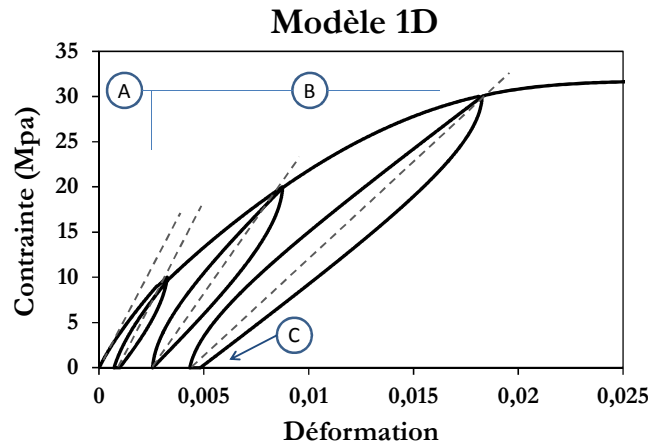


Figure 48. Courbe contrainte – déformation.

Sur cette figure, on peut voir clairement que tous les phénomènes qu'on essaie de représenter sont présents. D'abord, on peut distinguer deux parties (A et B) qui correspondent aux zones de comportement viscoélastique (pas d'endommagement ni de glissement) et viscoplastique endommageable respectivement. On voit que la viscosité joue un rôle très important dans le début de la courbe où la déformation résiduelle qu'on observe est due à la viscosité. Dans la partie B, on peut observer la dégradation du module de décharge ainsi que l'augmentation de la déformation résiduelle. Dans le dernier cycle, on a fait un maintien à charge nulle pour voir l'action de la viscosité (point C). On voit bien que la déformation résiduelle évolue vers la valeur correspondant à la déformation permanente réelle (glissement résiduel). Les évolutions de la variable  $z_i$ , de sa dérivée et de la contrainte totale sont montrées dans la figure suivante :

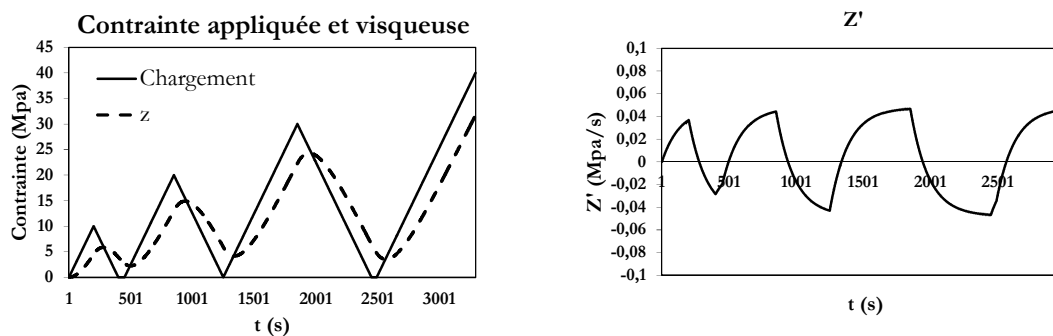


Figure 49. Évolution de la contrainte visqueuse et sa dérivée temporelle.

On peut remarquer, comme on l'a dit précédemment, que la viscosité évolue dès le début du chargement et que la contrainte visqueuse n'arrive jamais à atteindre la valeur de la contrainte imposée (soit la valeur maximale soit la valeur zéro). Un autre détail est le décalage entre le chargement imposé et la contrainte visqueuse. En effet, si nous regardons

le moment de changement de cycle (charge → décharge), la contrainte visqueuse continue à augmenter après le début de la décharge, jusqu'à ce que sa dérivée atteigne la valeur nécessaire pour lui faire suivre la contrainte imposée. En ce qui concerne le comportement de sa dérivée temporelle, on voit bien l'effet du temps de relaxation puisque dans les derniers cycles (les plus longs), sa valeur est presque saturée autour d'une valeur déterminée ( $\pm 0.04$ ).

### 3.3.5 Rupture probabiliste des fibres

---

Jusqu'ici, tout le modèle présenté reste dans le cadre classique des modèles d'endommagement déterministes. Néanmoins, il est bien connu que la rupture des fibres n'est pas un phénomène déterministe mais stochastique [123] et [70]. Dans cette étude, on veut modéliser le comportement du composite de la façon la plus réaliste possible et pour ce faire, il est nécessaire d'intégrer de quelque façon que ce soit ce caractère aléatoire de la rupture des fibres sans complexifier à outrance le modèle. La méthode envisagée est décrite dans la suite.

Nous allons prendre en compte deux sources différentes de dispersion :

- i. Rupture de la fibre seule. La fibre de carbone présente une particularité : elle ne possède pas une seule valeur de la contrainte à rupture. En fait, on observe une grande dispersion de cette valeur et la résistance diminue quand on augmente la longueur de fibre. La raison de ce comportement est la distribution des défauts le long de la fibre. Plus longue est la fibre, plus forte est la probabilité de trouver un défaut qui diminue sa résistance. En conséquence, on peut dire que la rupture des fibres est contrôlée par une distribution aléatoire. Une conséquence directe de ce fait est le besoin de faire un traitement statistique pour analyser ce processus de rupture. On voit bien que la présence d'un défaut (maillon faible) est déterminante pour le comportement de la structure et ainsi une loi qui incorpore l'effet du maillon faible comme la loi Weibull [124] sera utilisée pour décrire ce phénomène.
- ii. Placement des fibres dans le composite. On utilise le taux volumique des fibres pour mesurer la répartition des zones plus riches en matrice ou des pores dans une zone déterminée comme on peut voir sur la Figure 50:

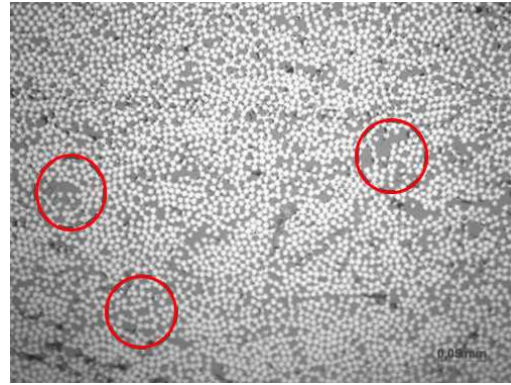


Figure 50. Micrographie d'une éprouvette en composite bobiné. Détail des zones riches en matrice (cercles rouges).

Dans cette figure issue d'une éprouvette fabriquée par enroulement filamentaire (le procédé sera détaillé dans le chapitre suivant), on peut observer que la densité des fibres n'est pas la même selon l'endroit considéré. Il est évident que dans les zones plus riches en matrice ou à forte porosité, les fibres seront plus sollicitées que leurs voisines. Il est alors plus probable que la rupture apparaisse à cet endroit. Comme on verra plus tard, la mesure du taux volumique local dépend de la taille de la zone sur laquelle on le mesure (taille du volume élémentaire représentatif).

En résumé, on incorporera ces deux phénomènes pour modifier la contrainte à rupture des fibres en chaque point. De cette façon, on passera d'un matériau homogène (en ce qui concerne le seuil de rupture) à un matériau où chaque point aura un seuil de rupture différent. La démarche pour calculer ce seuil est assez simple. D'abord, on utilise une loi des mélanges classique comme il est montré ci-dessous.

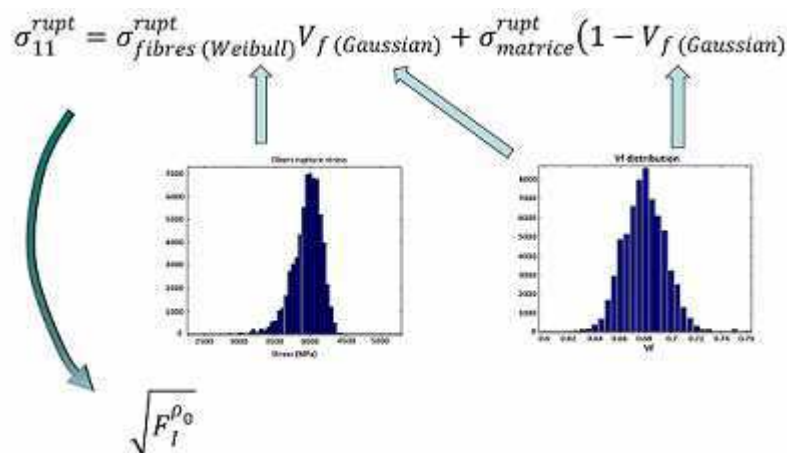


Figure 51. Démarche probabiliste.

Dans cette loi de mélange, on injecte le comportement stochastique des ruptures des fibres d'une part et la variation de taux volumique des fibres via  $V_f$  d'autre part. De cette manière, on obtient une contrainte à rupture du pli qui nous servira pour modifier la valeur seuil du domaine de réversibilité de la rupture dans la direction des fibres ( $\sqrt{F_f^{P0}}$ ).

On peut observer la simplicité de cette approche, qui est plutôt de nature numérique puisqu'elle sera basée sur l'affectation de propriétés différentes en chaque point du matériau. Dans la suite, on parlera de deux versions du modèle :

- i. Déterministe : tous les points ont le même seuil d'endommagement des fibres.
- ii. Probabiliste : chaque point est affecté d'un seuil différent selon la loi probabiliste ici développée.

Les détails numériques de l'approche ainsi que de l'implémentation du modèle seront expliqués dans la suite.

### 3.4 Implémentation numérique

---

Le but de ce modèle est d'être utilisé dans un calcul de structures complexes comme les réservoirs bobinés. Pour cette raison, il faut intégrer le modèle dans un code de calcul par éléments finis. Dans le cadre de cette étude, on utilisera le code commercial ABAQUS, très utilisé dans le domaine industriel. Ce code permet une haute flexibilité pour introduire de nouveaux comportements (mécanique, thermique...) de matériaux ainsi que des couplages multiphysiques. Le but est de montrer que ce modèle peut être un outil de conception et de développement utilisé par les bureaux d'études des entreprises. Le modèle est intégré dans le code via l'utilisation de la subroutine UMAT (User MATerial). Le fonctionnement de cette subroutine est assez simple : le tenseur des contraintes est calculé en chaque point Gauss à partir de plusieurs données d'entrée comme le tenseur des incréments de déformation, l'incrément de temps, de température, etc... On peut déjà remarquer l'avantage de la forme dans laquelle le modèle est construit. En fait, la variable d'entrée du modèle est la déformation totale, ce qui est cohérent avec la structure de la subroutine. Cela nous permet de calculer directement le tenseur de contraintes sans avoir besoin de résoudre un système d'équations non linéaires en chaque point Gauss. Une conséquence de ce calcul direct est le gain en temps de calcul.



L'ensemble du modèle présenté dans les paragraphes précédents définit le comportement en chaque point de la structure composite (en chaque point de Gauss, dans une vision plus numérique). Ce fait de calculer le comportement en chaque point Gauss conduit au caractère multi échelle de notre démarche. On part du comportement élémentaire du pli (l'échelle la plus basse considérée dans cette étude) qu'on caractérise par des essais sur éprouvettes. Puis on affecte ce comportement à chaque point d'une structure dont on connaît les axes d'orthotropie locaux. On peut ainsi calculer le comportement de n'importe quel empilement, puis de structures constituées de ces empilements. Deux versions différentes de l'UMAT ont été codées : une UMAT adaptée aux calculs avec éléments de coque et une autre UMAT pour des modèles tridimensionnels. Le choix de l'une ou l'autre de ces deux versions a des conséquences sur les modes d'endommagement implémentés. L'UMAT 3D correspondra à la version complète du modèle avec tous les modes d'endommagement décrits auparavant. L'UMAT adaptée aux éléments coques n'aura pas le mode d'endommagement hors plan puisque ces éléments sont construits sous l'hypothèse des contraintes planes. Une dernière remarque doit être faite : à la différence d'autres modèles existants [78], [36,37] et [52], on ne modélise pas les interfaces inter pli. Tout le matériau est une entité continue où les seules différences en chaque point sont les axes d'orthotropie. On ne pourra pas reproduire la séparation nette entre deux plis provoquée par le délaminage mais seulement son effet mécanique via la diminution de la rigidité hors plan. De cette façon, on gagne en termes de temps de calcul.

La raison de ne pas avoir développé la seule formulation 3D du modèle est simple : il s'agit à nouveau du coût de calcul. Celui-ci est notablement supérieur dans le cas 3D. On peut imaginer un dialogue entre les deux versions du modèle : d'abord, des calculs de dimensionnement seraient faits avec le modèle coque. Puis, des calculs 3D complets (plus riches) seraient menés dans les points les plus complexes ou critiques. On essaiera de montrer dans les chapitres qui suivent le bon fonctionnement ou pas de cette démarche.

#### 3.4.1 Dépendance au maillage

---

La dépendance au maillage est un phénomène qui a été très étudié depuis l'apparition des premiers modèles avec des lois de comportement adoucissantes. Cette dépendance se manifeste de deux façons différentes :

- i. Une dépendance de la réponse par rapport à la taille de l'élément fini.

- ii. Une dépendance de la forme de la zone endommagée à la forme de la maille.

Des exemples sont montrés dans la Figure 52 :

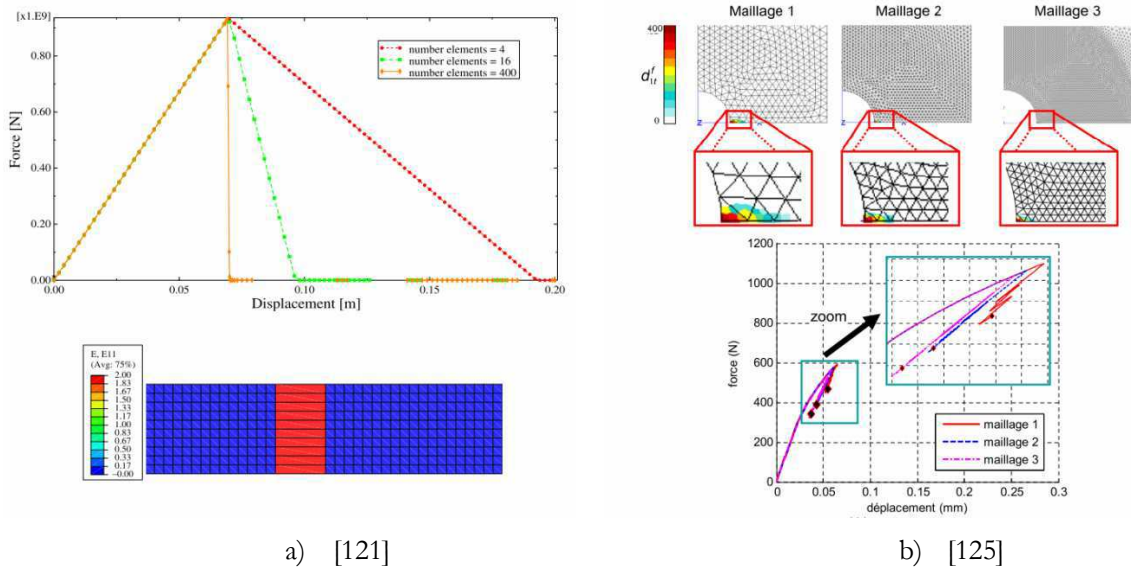


Figure 52.a) Dépendance de la réponse en fonction de la taille de maille. b) Dépendance de la zone en fonction de la forme et taille de maille.

La raison de cette dépendance peut être expliquée de la façon suivante si nous raisonnons en termes de modèle unidimensionnel. Imaginons une barre représentée par des éléments finis mis en série, avec la même rigidité et un comportement élastique endommageable de type fragile (Figure 53).

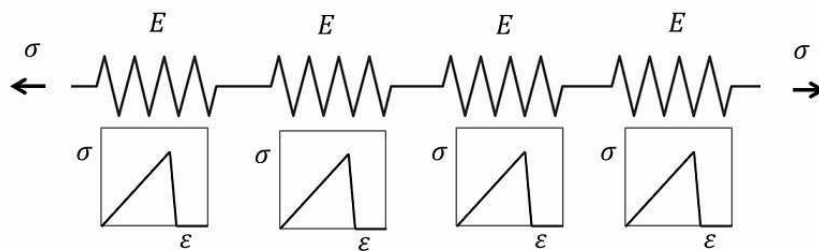


Figure 53. Éléments finis en série.

L'équation d'équilibre ( $\sigma_{i,j}=0$ ) impose que tous les éléments subissent la même contrainte. Mais à cause des fluctuations numériques, un de ces éléments dépasse le seuil d'endommagement et commence à se déformer beaucoup plus que les autres, qui subissent une décharge élastique (puisque tous voient la même contrainte) comme l'illustre la Figure 54.

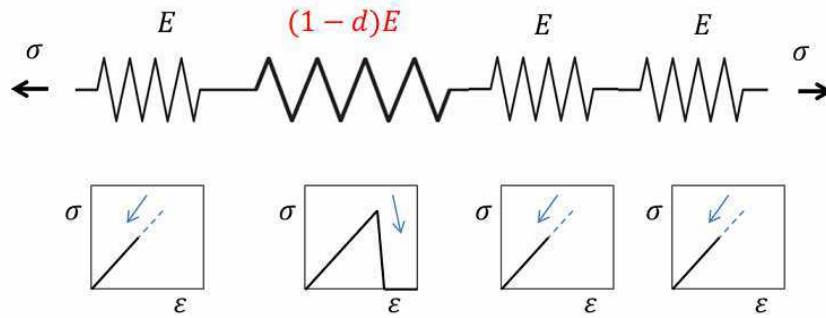
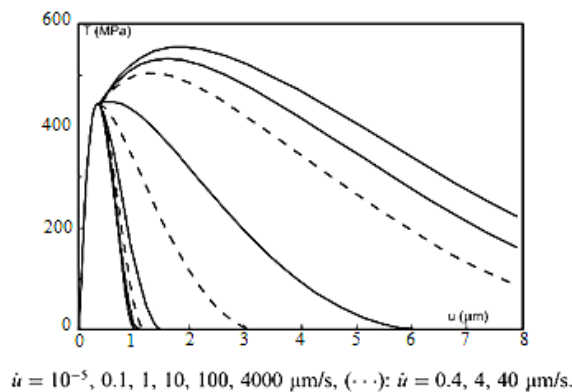


Figure 54. Effet de l'endommagement d'un élément sur la structure.

Cet élément endommagé accumulera toute la déformation et donc toute la zone endommagée sera réduite à cet élément. Maintenant, si on réduit la taille de ces éléments et on répète la schématisation de la Figure 54, il y aura une fois encore un seul de ces éléments qui s'endommagera en premier et cumulera toute la déformation. Comme on a réduit la taille de tous les éléments, et que la zone endommagée correspond toujours à un seul élément, par conséquent, la taille de la zone endommagée est aussi réduite et la dépendance à la taille de maille est donc démontrée.

Les méthodes les plus couramment utilisées pour traiter ce problème sont les modèles à effet retard [126] et les modèles non – locaux [127–130], même s'il existe d'autres approches comme le « crack band zone » mentionné préalablement [122]. La première méthode consiste à introduire une « viscosité numérique » de telle sorte que l'effet de l'endommagement prend du temps à se manifester. Cet intervalle de retard permet au voisinage d'atteindre aussi le seuil et de s'endommager. On peut trouver plusieurs méthodes de régularisation dans [131]. Un des problèmes de la régularisation visqueuse est l'apparition d'une dépendance par rapport au temps complètement artificielle (Figure 54), même si les ordres de grandeur sont inférieurs à ceux de la viscosité mécanique.



[131]

Figure 55. Influence de la vitesse sur la réponse.

La deuxième famille des méthodes de régularisation est celle des modèles non locaux. Dans cette formulation, les équations d'évolution ou les lois d'état liées à une ou plusieurs variables d'état ne sont pas écrites en un point matériel mais font intervenir une moyenne dans un volume déterminé [132–136]. Cette approche n'ajoute pas de dépendance par rapport au temps mais elle introduit une ou plusieurs constantes du matériau : les longueurs caractéristiques. Ces longueurs indiquent la taille du volume sur lequel on calcule la variable non locale et qui aura une influence sur la forme et l'extension de la zone endommagée.

Dans cette étude, on a choisi la méthode de la régularisation visqueuse par sa simplicité d'implémentation puisqu'elle peut être intégrée directement dans l'UMAT au contraire de la méthode non locale, qui a besoin du développement d'un élément fini complet. La méthode implémentée est une généralisation du schéma de Duvaut – Lions [137] et a été utilisée dans plusieurs modèles [121,125]. Chaque variable d'endommagement est remplacée par son équivalent régularisé de la façon suivante :

$$\rho_i^v = \frac{1}{\tau_i} (\rho_i - \rho_i^v)$$

Équation 85

où  $\rho_i$  est la variable d'endommagement instantanée,  $\rho_i^v$  son équivalent régularisé et  $\tau_i$  le temps caractéristique associé à l'endommagement régularisé. Ce temps caractéristique doit être calibré avec des essais sur des éprouvettes ayant des concentrateurs des contraintes.

### 3.4.2 Convergence

---

L'amélioration de la convergence devient capitale si le calcul à réaliser contient de nombreuses non – linéarités, comme c'est notre cas. Une convergence plus rapide nous permettra d'explorer le domaine du comportement post – rupture, ce qui peut être intéressant dans l'étude des résistances résiduelles. Une des techniques qui s'est montrée très efficace pour l'amélioration de la convergence a été déjà présentée : la régularisation visqueuse. Cet effet « régularisateur » est bénéfique en autorisant des pas de temps plus longs et moins d'itérations.

Une autre voie d'amélioration réside dans le calcul de la matrice jacobienne. Les codes de calcul utilisent par défaut la matrice jacobienne élastique, qui n'est plus adaptée lorsqu'apparaissent des endommagements très rapides avec une diminution très brusque de

la rigidité. Dans ce cas – là, le calcul de la matrice jacobienne exacte (ou approximée si cette dernière n'est pas calculable) améliore la convergence de façon notable [138,139]. L'expression de la matrice jacobienne associée au modèle développé est montrée ci – dessous :

$$J = \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \bar{\epsilon}} = \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \bar{\epsilon}} : \frac{\partial \bar{\epsilon}}{\partial \bar{\epsilon}} = \left( c + \frac{\partial c}{\partial \bar{\epsilon}} : \bar{\epsilon} \right) : \frac{\partial \bar{\epsilon}}{\partial \bar{\epsilon}} = \left( c + \sum_I \left( \frac{\partial c}{\partial \rho_I} : \bar{\epsilon} \right) \times \frac{\partial \rho_I}{\partial \bar{\epsilon}} + \frac{\partial Z}{\partial \bar{\epsilon}} \right) : \frac{\partial \bar{\epsilon}}{\partial \bar{\epsilon}}$$

Équation 86

Cette matrice devient non – symétrique avec le développement de l'endommagement et il est donc nécessaire de se servir de l'option de stockage complète des matrices (qui consomme plus de mémoire) présente dans le code ABAQUS. Avec le calcul de cette matrice s'achève la description des techniques d'amélioration de convergence utilisée dans le cadre de cette thèse.

### 3.4.3 Calcul probabiliste des seuils de rupture des fibres.

---

On a déjà présenté la démarche envisagée pour reproduire la variabilité des seuils de rupture des fibres dans le matériau via la combinaison des variables qui suivent soit une loi de Weibull (rupture de fibre seule) soit une loi normale (taux volumique de fibres). On décrira ici la méthode suivie pour générer ces deux distributions aléatoires.

Le calcul des contraintes à rupture est réalisé avant le premier incrément de temps. A chaque point de Gauss, on génère un couple de distributions uniformes  $N(0,1)$  grâce à la commande FORTRAN *rand( )*. Chaque distribution contient 5000 individus (nombre considéré suffisamment élevé pour que les tirages se distribuent sur tout l'intervalle  $(0,1)$ ). Une fois créées, ces deux familles de nombres uniformément distribués entre 0 et 1 feront partie des données d'entrée pour les algorithmes de génération des distributions normale et de Weibull décrits dans la suite. Ces algorithmes sont obtenus grâce à la Méthode de Transformation qui nous permet de créer la distribution souhaitée à partir des données fournies par une distribution uniforme entre 0 et 1. On sait que la probabilité de générer un nombre entre  $x$  et  $x + dx$ , notée  $p(x)dx$ , d'une distribution uniforme est donnée par :

$$p(x)dx = \begin{cases} dx & 0 < x < 1 \\ 0 & \text{autrement} \end{cases}$$

Équation 87

Cette distribution est normalisée donc :

$$\int_{-\infty}^{+\infty} p(x) dx = 1$$

Équation 88

Imaginons que cette variable  $x$  fait partie des distributions uniformes générées préalablement, et qu'on utilise une fonction de ces variables  $y(x)$ . La probabilité de cette fonction  $y$ , notée  $p(y) dy$  est donnée par la loi fondamentale de transformation de probabilités :

$$|p(x) dx| = |p(y) dy|$$

Équation 89

Donc

$$p(y) = p(x) \left| \frac{dx}{dy} \right|$$

Équation 90

En prenant  $p(y) = f(y)$ , avec  $f(y)$  une fonction positive dont l'intégrale entre  $-\infty$  et  $+\infty$  vaut 1, on obtient :

$$f(y) = p(x) \left| \frac{dx}{dy} \right|$$

Équation 91

Cela nous permet obtenir un rapport entre la variable  $x$  de la fonction de distribution  $p(x)$  et la variable  $y$  de la fonction de distribution  $f(y)$ . Comme  $x$  est une variable uniformément distribuée, alors  $p(x)$  est une fonction constante donc on a :

$$f(y) = \frac{dx}{dy}$$

Équation 92

La solution de cette équation est l'intégrale définie par :

$$x = F(y) = \int_0^y f(z) dz$$

Équation 93

Et donc, pour obtenir la fonction  $y(x)$ , il ne faut qu'inverser cette relation :

$$y(x) = F^{-1}(x)$$

Équation 94

Pour générer la distribution normale, on s'est servi de l'algorithme de Box – Muller [140,141]. La base de cet algorithme est la loi fondamentale de transformation de probabilités. Dans ce cas, on utilise un élément de chaque distribution uniforme ( $x_1$  et  $x_2$ ) créée préalablement pour générer deux éléments qui vont suivre une distribution normale standard. L'algorithme est le suivant. On calcule le terme :

$$R = \sqrt{-2\ln(x_1)}$$

Équation 95

qui est utilisé pour calculer les deux éléments appartenant à la distribution normale :

$$y_1 = R * \cos(2\pi x_2)$$

Équation 96

$$y_2 = R * \sin(2\pi x_2)$$

Équation 97

En prenant un de ces éléments et les paramètres de la loi normale (de moyenne  $\mu$  et d'écart-type  $\sigma$ ), on construit notre quantité d'intérêt :

$$Y = \mu + \sigma y_1$$

Équation 98

On a testé l'algorithme implémenté avec quatre tirages où on a imposé une population de 1000 éléments, de moyenne égale à 100 et d'écart-type de 1. Les histogrammes obtenus sont montrés dans la Figure 56:

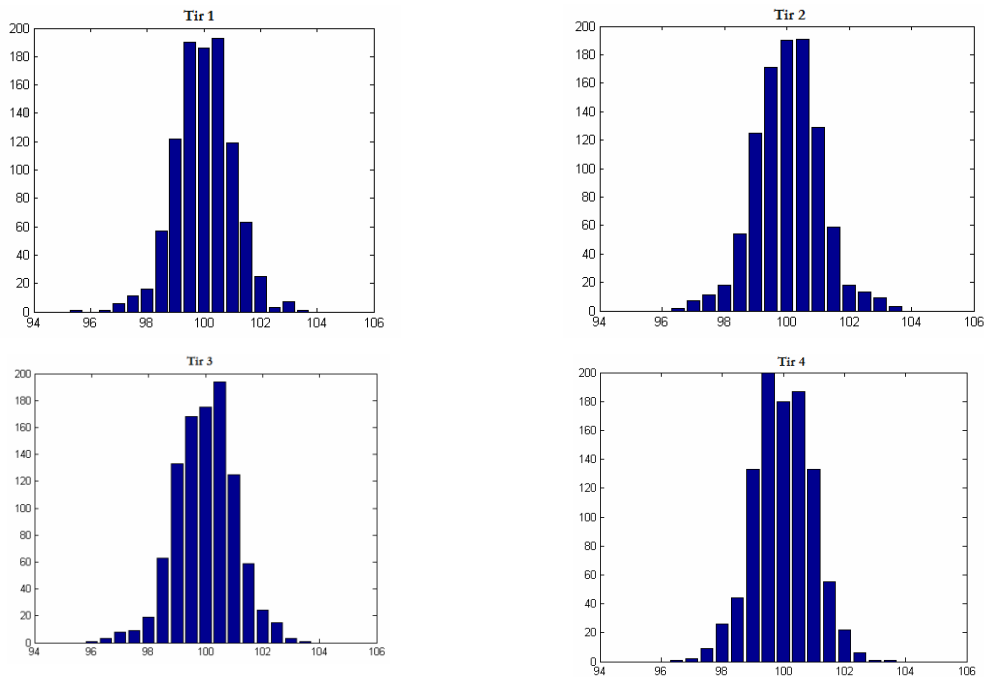


Figure 56. test de l'algorithme Box - Muller implémenté dans l'Umat.

Les moyennes et écart types de chaque tirage sont présentés dans le Tableau 3

Tirage	1	2	3	4
Moyenne	99.98	100.0283	99.9993	99.9882
Ecart type	0.9790	1.0597	1.0759	0.8983

Tableau 3. Moyenne et écart type pour chaque tirage.

On peut voir que, pour les quatre tirages, on obtient des valeurs de la moyenne et de l'écart type proches de ce qu'on a introduit dans la loi en gardant toujours le caractère stochastique.

Maintenant, on utilise la loi fondamentale de transformation de probabilités pour obtenir la fonction qui nous permettra de générer des nombres suivant une loi de Weibull à partir des variables uniformément distribuées. On rappelle que la fonction de densité de probabilité de Weibull a la forme suivante :

$$We(x) = \frac{\alpha}{\beta^\alpha} x^{\alpha-1} e^{-\left(\frac{x}{\beta}\right)^\alpha}$$

Équation 99

En appliquant la loi de transformation, nous obtenons le générateur suivant :



$$y_{1,2} = \beta \left[ (-\ln(x_{1,2}))^{\frac{1}{\alpha}} \right]$$

Équation 100

où  $\alpha$  est le facteur de forme et  $\beta$  celui d'échelle. Un exemple des nombres générés avec cet algorithme est montré dans l'histogramme de la Figure 57

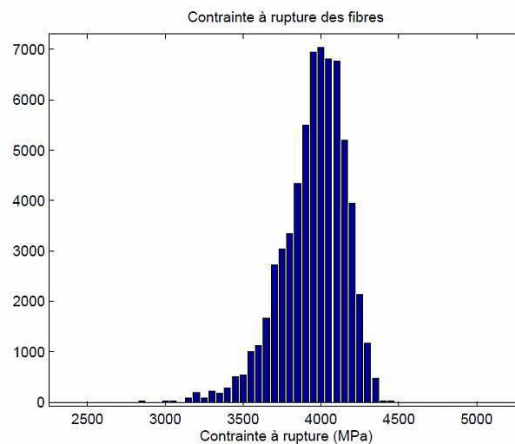


Figure 57. Données générées avec un facteur de forme de 4049 et d'échelle de 6.02.

Il ne nous reste qu'à affecter au point de Gauss correspondant la propriété souhaitée, donc la valeur du seuil d'endommagement calculée avec la valeur de la contrainte à rupture de la fibre et le taux volumique. Comme on vient de voir, on génère une famille (5000) de variables distribuées suivant une loi de Weibull ou normale, mais il faudra choisir un de ces éléments pour l'utiliser dans le calcul de la contrainte à rupture (et postérieurement du seuil). Pour faire ce choix, on génère un nombre qui est uniformément distribué entre 0 et 1. En multipliant ce nombre par la longueur du vecteur qui contient les variables de Weibull ou normales, on obtiendra la position de la valeur que nous chercherons à utiliser. On illustre ce principe sur la Figure 58.

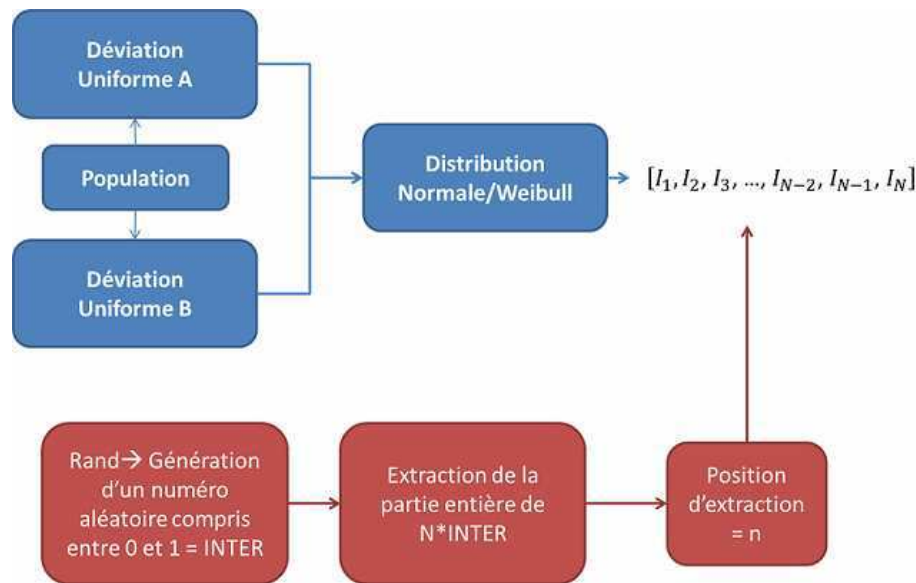


Figure 58. Démarche de sélection de la contrainte a rupture ou de la fraction de fibres en un point de gauss donne.

De cette façon, tout le processus est complètement aléatoire et on peut être sûr de ne pas introduire de biais dans les valeurs concernées.

#### 3.4.4 Emission acoustique virtuelle

L'émission acoustique, dont les principes ont été rappelés dans le premier chapitre, nous donne une estimation qualitative du moment d'apparition et de la position de l'endommagement. La classification des échos selon le mode d'endommagement qui l'a créé est beaucoup plus complexe et on ne peut pas être sûr des résultats obtenus. On profite du fait que le modèle de comportement développé dans ce chapitre intègre plusieurs modes d'endommagement pour essayer de créer des échos virtuels qu'on enregistrera en utilisant les sorties de données spécifiques dans ABAQUS. Parmi toutes les variables possibles, c'est l'énergie absolue qui semble la plus facile à différencier et identifier. On montrera dans le Chapitre 5 des comparaisons entre la simulation de la libération d'énergie acoustique et les enregistrements expérimentaux.

Le principe de la simulation du signal acoustique émis est le suivant. On va créer trois types d'événements d'énergie acoustique qui seront associés à  $P_0$ ,  $P_{90,HP}$  et  $P_z$  respectivement. La raison d'avoir choisi trois familles différentes s'appuie sur l'analyse des échos lors des essais de traction. On montre ci-dessous une courbe *énergie absolue vs temps* correspondant à un essai de traction d'une éprouvette entaillée [ $\pm 45_4$ ]s.

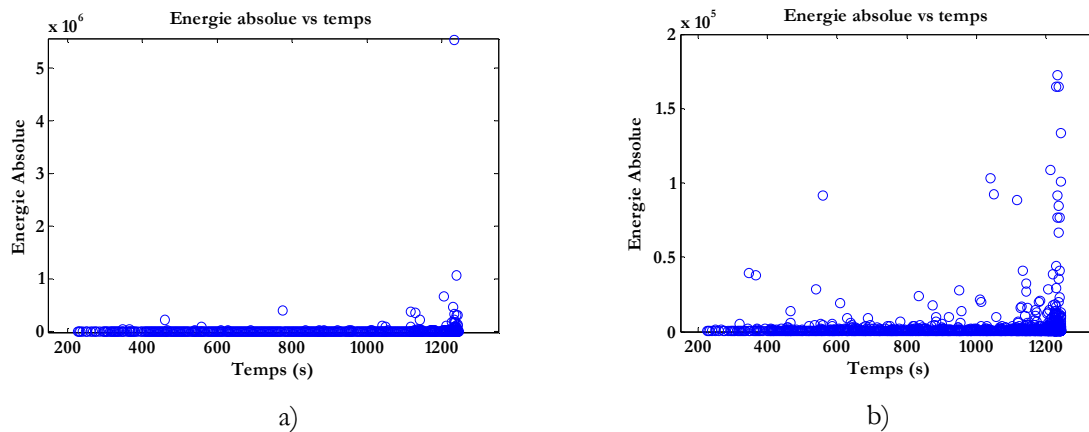


Figure 59. a) Energie absolue vs temps. b) zoom dans la zone de basse et moyenne énergie.

On observe dans cet essai des échos de moyenne et basse énergie (Figure 59b), ce qui a été attribué dans la littérature à l'endommagement matriciel et diffus [50]. Au vu de cette courbe, il semble raisonnable d'utiliser deux niveaux de signaux énergétiques qui seront associés à  $\rho_{90,HP}$  et  $\rho_S$ . La rupture de fibre aura un signal beaucoup plus énergétique, qu'on peut repérer à l'extrémité droite de la courbe de la Figure 59a.

On a donc trois signaux énergétiques associés aux différents modes d'endommagement présents dans le modèle. Il nous reste à étudier le lien entre ces variables d'endommagement (dont l'évolution est continue) et les échos acoustiques (par nature discrets). On pourrait considérer continue cette émission acoustique de telle sorte que l'énergie totale libérée (c'est-à-dire lorsque  $\rho_i = 1$ , quel que soit le type d'endommagement) soit égale à la signature acoustique de cet événement. Une deuxième façon serait de choisir une valeur de la variable  $\rho$  pour laquelle on libère toute l'énergie d'un seul coup. Cette option n'est pas légitime lorsqu'on travaille avec des endommagements de type progressif puisqu'ils libèrent plusieurs échos dus aux décohésions, aux microfissures... tout au long du processus de déformation. La démarche choisie dans le cadre de cette étude est un compromis entre ces deux méthodes : on discrétise par exemple en trois intervalles sur la Figure 60 la libération d'énergie lors de l'évolution de la variable d'endommagement.

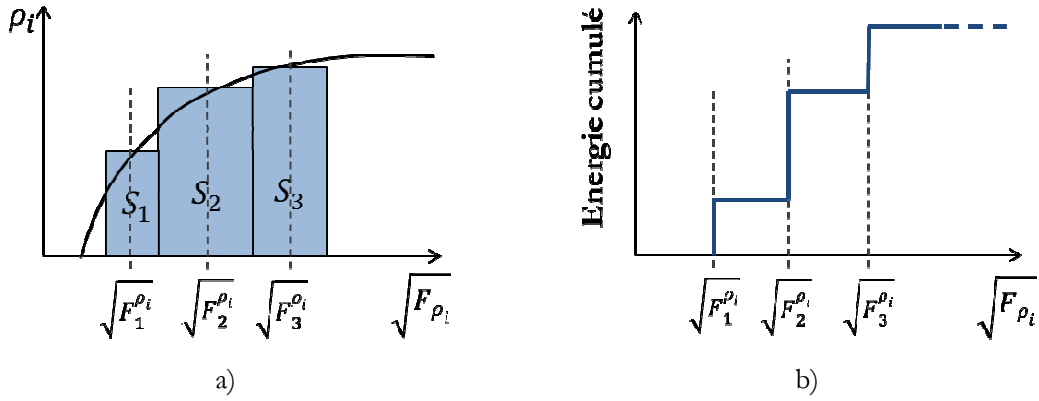


Figure 60. Méthode choisie pour représenter des signaux énergétiques.

On représente sur la Figure 60a le comportement d'une variable d'endommagement (dont l'évolution est continue) et les coups acoustiques virtuels associés aux trois déformations  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  et  $\varepsilon_3$ . De cette façon, la somme des énergies émises,  $S_1$ ,  $S_2$  et  $S_3$ , sera équivalente à l'énergie de l'événement type choisi pour chaque famille d'échos associés aux endommagements (Figure 60b). Ces sont calculés comme le produit de l'énergie totale de l'évènement type par l'intervalle des racines des forces thermodynamique correspondantes.

$$S_i = \sum_j S_j \frac{\sqrt{F_{F-j}^{\rho_i}} - \sqrt{F_{i-j}^{\rho_i}}}{\sqrt{F_F^{\rho_i}} - \sqrt{F_1^{\rho_i}}}$$

Équation 101

Où les valeurs montrées dans la Figure 60 sont les valeur moyennes de chaque intervalle des forces thermodynamique comme nous voyons ci – dessous.

$$\sqrt{F_j^{\rho_i}} = \sqrt{F_{F-j}^{\rho_i}} - \sqrt{F_{i-j}^{\rho_i}}$$

Équation 102

Dans l'implémentation numérique, on utilise un type de variable présente dans l'UMAT qui a la particularité d'additionner les contributions de tous les éléments à une quantité donnée pour un incrément de temps donné. Elle permet donc de représenter la somme des signaux énergétiques écoutés sur l'ensemble de la structure. On note SCD cette variable. On aura donc :

$$SCD = EA_f + EA_m + EA_s \text{ pour chaque } \Delta t$$

où  $EA_f$ ,  $EA_m$  et  $EA_s$  représentent l'énergie simulée émise par l'endommagement des fibres, matriciel et diffus respectivement.

### 3.5 Identification

---

Dans cette section, on parlera de l'identification de tous les paramètres du modèle. On commencera avec l'identification des constantes associées à l'effet de chaque endommagement sur la matrice de rigidité, puis il faudra identifier l'évolution des variables d'endommagement par comparaison essai – calcul EF. Il faudra aussi identifier la rupture des fibres seules et leur taux volumique ainsi que les énergies acoustiques correspondant aux trois endommagements envisagé (à savoir, fibre, matrice et diffus).

#### 3.5.1 Modélisation EF des échantillons

---

Les échantillons utilisés dans la démarche d'identification ont la géométrie suivante :

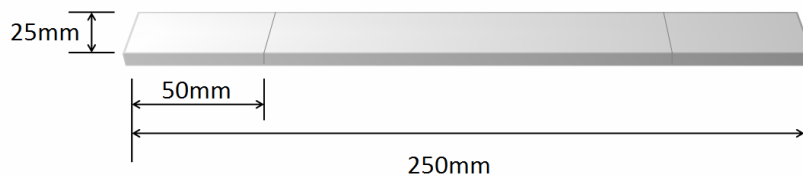


Figure 61. Dimensions des éprouvettes d'identification.

Comme il a été commenté dans la section 3.1, les drapages utilisés aux fins d'identification sont les suivants :

- i.  $[0_8]$  pour l'identification déterministe de la rupture dans la direction des fibres.
- ii.  $[90_8]$  et  $[0_2, 90_2]_s$  pour identifier la rupture matricielle et le processus de fissuration dans le cas des plis à  $90^\circ$  placés entre des plis orientés dans la direction du chargement.
- iii.  $[\pm 45_4]_s$  pour identifier les conséquences des phénomènes liés au cisaillement (endommagement diffus, déformation résiduelle et viscosité).

Par manque de données expérimentales sur le comportement hors-plan du matériau, on fait l'hypothèse de considérer les propriétés hors-plan (notamment la sensibilité au délaminage à l'interface inter -pli) identiques aux propriétés de l'interface fibre-matrice dans le plan [102].

Des modèles EF ont été construits pour simuler les essais de traction sur ces groupes d'éprouvettes. On a utilisé des éléments de type coque à quatre nœuds et intégration complète S4. Dans les futures simulations 3D (voir Chapitre 5), les propriétés hors-plan seront assimilées à celles identifiées dans la direction transverse sur les éléments 2D. Les conditions aux limites choisies sont un blocage des déplacements et des rotations d'un côté sur un rectangle de dimensions 25mm x 50mm qui représente le mors fixe de la machine. De l'autre côté, on impose un déplacement donné à la même vitesse que les essais (0.5mm/s). Une particularité de ces modélisations est le fait d'avoir essayé de représenter la structure bobinée en alternant des séquences de stratifié. Ainsi, on a dessiné sur l'éprouvette le motif créé par le processus d'enroulement filamentaire en fonction de la largeur de la mèche de composite utilisé. Deux types différents de séquence sont créés : un premier noté  $+\theta$  sur la figure suivante et qui représente l'empilement  $[+45, -45, +45, -45\dots]$  et un deuxième noté  $-\theta$  dont l'ordre est inversé  $[-45, +45, -45, +45\dots]$ . L'éprouvette résultante est montrée sur la Figure 62.



Figure 62. Eprouvette EF  $[\pm 45_4]_s$  et éprouvette réelle.

### 3.5.2 Identification des paramètres du modèle déterministe

On commence avec la description de la procédure d'identification du modèle déterministe, et plus précisément des constantes d'effet de l'endommagement, à savoir  $\alpha_i$ ,  $\beta_i$  et  $\zeta_i$ . Ce processus d'identification est assez simple puisqu'on considère que la valeur 1 d'une variable d'endommagement doit représenter un matériau totalement endommagé. On prend donc chaque endommagement séparément et on compare la valeur de chaque constante avec le terme de la matrice de rigidité élastique initiale correspondant de telle

sorte que pour une valeur unité de l'endommagement, le terme affecté de la matrice de rigidité effective deviendra nul. La seule identification de la matrice élastique reste suffisante pour déterminer ces constantes d'effet de l'endommagement.

En ce qui concerne l'identification de l'évolution des variables d'endommagement, on utilise les données expérimentales des essais réalisés par notre partenaire du projet Mines ParisTech (dans le cas des éprouvettes à 0° et 90°) et celles obtenues par l'Institut Pprime dans le cas de la traction sur des éprouvettes  $[\pm 45_4]_s$  bobinées. On montre dans la suite la comparaison des simulations avec les tests sur éprouvettes  $[0_8]$  et  $[90_8]$ .

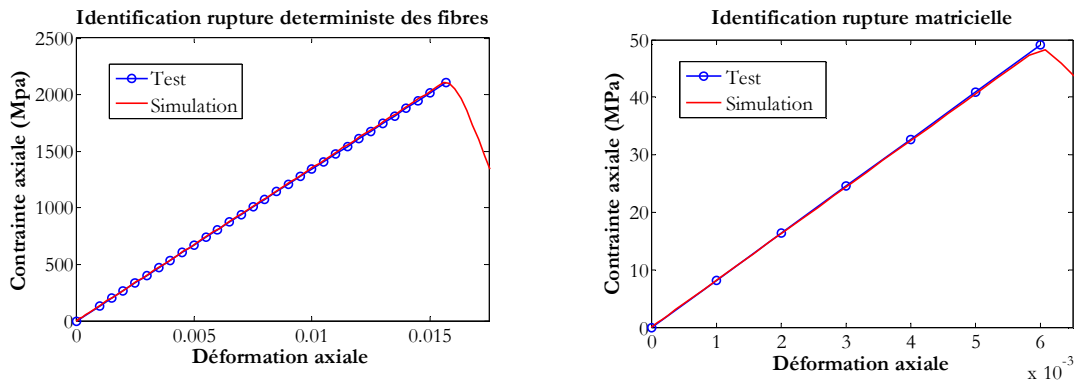


Figure 63. Identification des comportements à 0° et 90°.

On utilise ces deux tests pour identifier les seuils  $\sqrt{F_T^{F0}}$  et  $\sqrt{F_T^{F90,HF}}$  respectivement, à partir de la valeur de la déformation correspondant au maximum de la courbe contrainte – déformation considéré comme le seuil d'amorçage de l'endommagement.

Pour compléter la définition des lois d'évolution, il faut donner une valeur aux paramètres  $\sqrt{F_F^{F0}}$ . Dans le cas de l'endommagement des fibres, on prend une valeur suffisamment proche du seuil initial pour imposer le caractère brusque propre à cet endommagement. Il serait envisageable de préciser plus rigoureusement cette valeur en connaissant l'énergie de rupture  $G_F$ . Dans le cas de l'endommagement matriciel, on dispose, grâce à l'essai de traction sur la séquence  $[0_2, 90_2]_s$ , de données suffisantes pour déterminer précisément ce paramètre. On utilise la courbe de la Figure 36 (normalisée par rapport à la valeur maximale) pour identifier  $\sqrt{F_F^{F90,HF}}$  via une comparaison entre l'évolution de la variable  $\rho_{90}$  et celle de la densité normalisée, comme le montre la Figure 64.

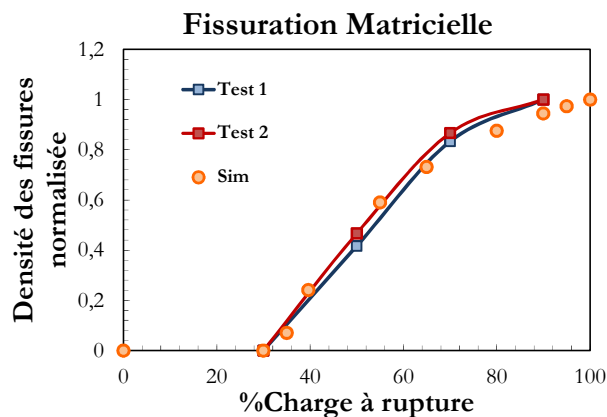


Figure 64. Identification fissuration matricielle.

Avec ce dernier paramètre, on finit l'identification de la cinétique des endommagements de type fragile. Il reste identifier la cinétique de l'endommagement diffus (progressif), de la déformation résiduelle et la viscosité. Pour ce faire, on se servira de la courbe issue de l'essai de traction sur l'éprouvette  $[\pm 45_4]_s$  bobinée (Figure 65).

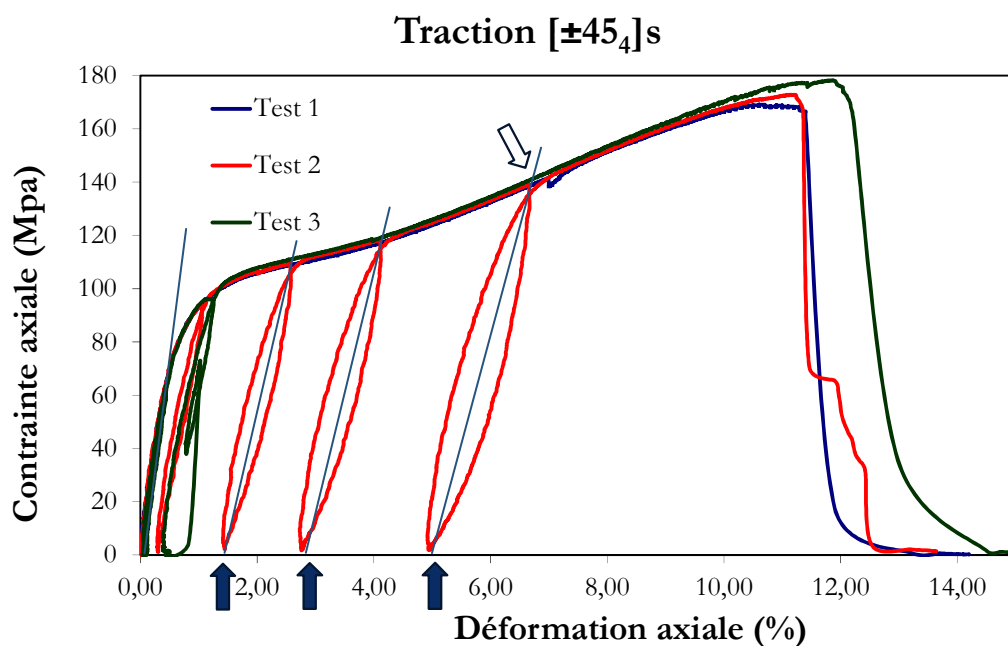


Figure 65. Courbes de traction  $[\pm 45_4]_s$  utilisées pour l'identification.

On exploite la courbe CRP (qui contient des décharges), de laquelle on peut extraire des informations sur la dégradation de la rigidité en cisaillement et sur la déformation résiduelle. On transforme préalablement la courbe montrée dans la figure ci-dessus en termes de  $\sigma_{12}$  et  $\gamma_{12}$ . En ce qui concerne la rigidité, on mesure le module de décharge obtenu à partir des deux points extrêmes de chaque boucle (lignes bleues) et on trace son



évolution en fonction de la déformation totale. La déformation résiduelle (indiquée par les flèches) est également tracée par rapport à la déformation totale (fin de la boucle correspondante indiquée par la flèche blanche) pour identifier l'évolution de la variable de glissement. On montre dans la figure suivante le résultat de ces identifications, issu d'un calage manuel (une identification par algorithme d'optimisation pourrait constituer une perspective d'amélioration à court terme).

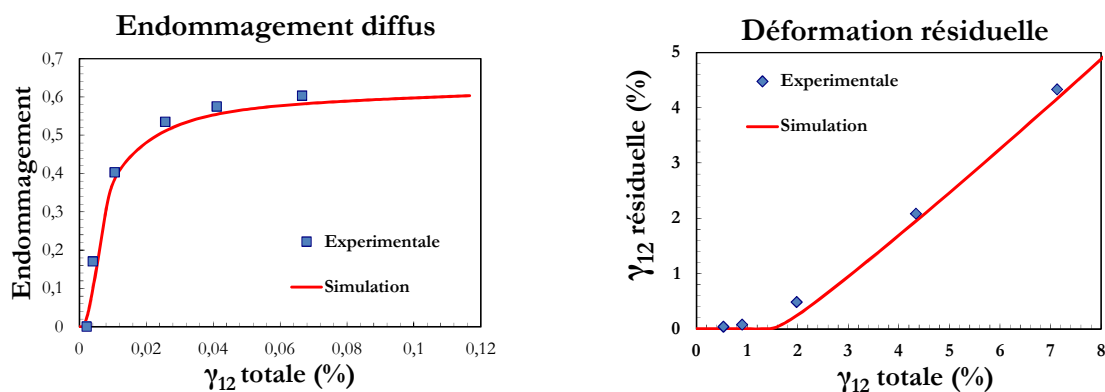


Figure 66. Identification de l'évolution de l'endommagement diffus et le glissement.

On constate dans cette figure que les deux cinétiques (endommagement et glissement) sont capables de reproduire correctement le comportement observé dans les essais de caractérisation. Il ne faut pas oublier que ces deux variables sont couplées et c'est ce couplage qui permet une corrélation aussi bonne entre les résultats expérimentaux et la simulation, surtout dans le cas de l'endommagement diffus où il y a un changement de tendance très brusque autour de 1.5 % de déformation. C'est à cet instant du chargement que le glissement commence à augmenter fortement.

Pour caler les paramètres liés au modèle visqueux, on a utilisé la courbe  $\sigma - \dot{\epsilon}$  pour essayer de reproduire au mieux les phases de descente où on voit une relaxation provoquée par la viscosité. On montre la comparaison des courbes expérimentales et simulées dans la Figure 67. Il est clair qu'avec un seul temps de relaxation et une fonction linéaire de la déformation on n'arrive pas à reproduire totalement le comportement, surtout dans la phase finale de l'essai.

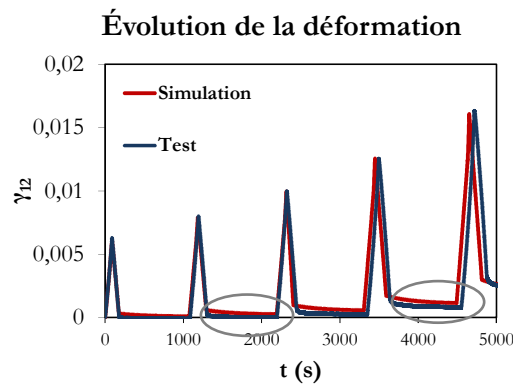


Figure 67. Identification des paramètres visqueux.

Tous les paramètres qui ont été identifiés sont présentés dans le tableau suivant.

Rupture des fibres		Rupture matricielle		Endommagement diffus				
$\sqrt{F_f^{P_{00}}}(\sqrt{Mpa})$	$\sqrt{F_f^{P_{01}}}(\sqrt{Mpa})$	$\sqrt{F_f^{P_{10}}}(\sqrt{Mpa})$	$\sqrt{F_f^{P_{11}}}(\sqrt{Mpa})$	$\sqrt{F_f^{P_{20}}}(\sqrt{Mpa})$	$C_1^v$	$C_2^v$	$n$	$SAT$
33.0	40.0	0.1	1.2	0.01	0.999	0.018	1.68	0.54
Glissement				Viscosité				
$C_G^l$		$C_V^v$		$\tau_v$ (s)			$E_r$ (Mpa)	
95.25		0.425		50.6			1750	

Tableau 4. Jeu de paramètres.

Pour vérifier que le comportement du modèle est satisfaisant, on compare les courbes contrainte axiale – déformation axiale numérique et expérimentale sur la séquence  $[\pm 45_4]_s$  (Figure 68).

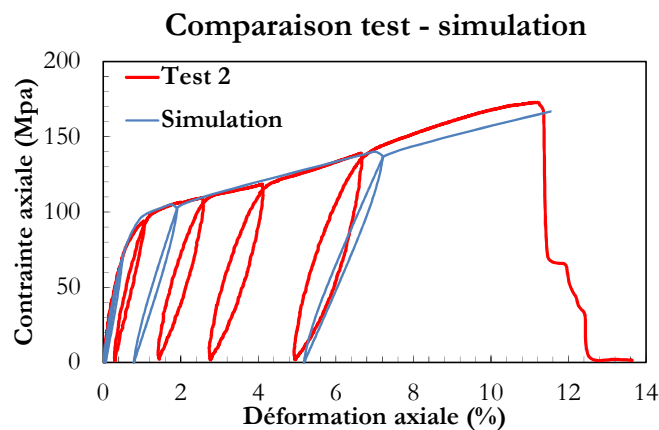


Figure 68. Comparaison test - simulation de la traction sur  $[\pm 45_4]_s$  bobiné.

On peut voir que des boucles apparaissent dans la simulation mais d'une taille plus petite que les boucles réelles. On constate la perte de rigidité, l'ouverture des boucles et l'évolution d'une importante déformation résiduelle.

### 3.5.3 Identification des paramètres probabilistes

---

La section 3.4.3 avait décrit la démarche développée pour intégrer dans le modèle la rupture probabiliste dans la direction des fibres. Deux sources de comportement stochastique avaient été envisagées : la fibre seule et le taux volumique de fibres. Il faut donc identifier ces deux sources pour pouvoir décrire correctement le comportement probabiliste. Un point important de cette démarche d'identification est que les essais de traction sur la séquence  $[0_s]$  ne sont plus des essais d'identification mais constituent une première validation de l'approche. Dans la démarche probabiliste, on descend à l'échelle de la fibre pour y identifier directement son comportement. Les micrographies d'éprouvettes élaborées par enroulement filamentaire, quant à elles, fournissent des informations sur la répartition des fibres et le taux volumique. On commence donc en montrant l'identification du comportement des fibres.

---

#### 3.5.3.1 Rupture des fibres de carbone

---

Pour identifier la distribution de la contrainte à rupture des fibres, on s'est servi d'un essai de traction sur des fibres réalisé par notre partenaire du projet, Mines ParisTech. La longueur de ces fibres est de 25mm. On montre ci-dessous la probabilité cumulée de rupture des fibres par rapport à la contrainte appliquée.

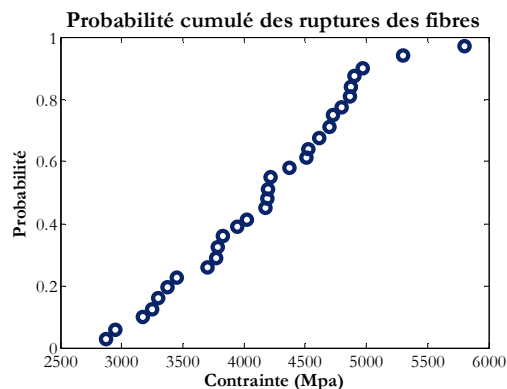


Figure 69. Résultat du test de traction sur des fibres seules.

On va utiliser une loi Weibull pour représenter ce comportement. On rappelle la forme de cette distribution :

$$p(\sigma, \sigma_0, m) = \frac{m}{\sigma_0} \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{m-1} e^{-(\sigma/\sigma_0)^m}$$

Équation 103

où  $\sigma_0$  est le facteur d'échelle et  $m$  le facteur de forme, les deux paramètres à identifier. En utilisant le logiciel MATLAB, la valeur obtenue pour ces deux paramètres est de  $\sigma_0=4465.6$  MPa et  $m=6.03$ . Avec ces valeurs, on obtient la simulation suivante:

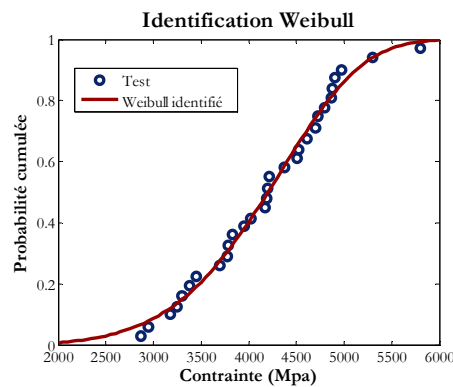


Figure 70. Comparaison probabilité cumulée expérimentale – simulée.

On trouve un bon accord entre les données expérimentales et la courbe de probabilité issue des données identifiées. Dans un deuxième temps, il s'agit d'identifier la distribution du taux volumique pour compléter le jeu de paramètres nécessaires pour implémenter l'approche probabiliste.

### 3.5.3.2 Taux volumique des fibres

Pour identifier ce paramètre, on s'est basé sur l'étude des micrographies sur lesquelles on peut voir des fibres perpendiculaires au plan d'observation. Afin de bénéficier d'une large surface d'observation, on a utilisé des éprouvettes quasi-isotropes  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]$  photographiées sur la tranche et on a exploité les plis à  $90^\circ$ . La méthode consiste à traiter numériquement l'image pour la convertir en signal binaire de telle sorte que les fibres (claires) ont une valeur de 1 et la matrice/porosité (sombre) a une valeur de 0. Cette technique, qu'on qualifie de « seuillage » (« thresholding » en anglais) a été utilisée dans d'autres travaux dont le but était l'étude de la distribution des taux volumiques [4]. Le fonctionnement de cette technique est assez simple :

- i. D'abord, on doit disposer des images de la zone d'intérêt à analyser et cette zone doit être représentative de tout le matériau pour ne pas introduire de

biais dans les mesures. Ensuite, ces images sont converties en « niveaux de gris ». Chaque pixel aura une valeur comprise entre 0 et 255.

- ii. Une fois les images prises et converties, elles doivent être retouchées dans le but de faciliter le choix d'un seuil de niveau de gris correct. Cette étape est réalisée à l'aide d'un logiciel de traitement d'image type Photoshop® ou Gimp®. On choisit un seuil de niveau de gris à partir duquel on divisera l'image en « fibres » et « no-fibres ».
- iii. Enfin, on doit choisir une fenêtre d'étude (rectangle) sur laquelle on viendra mesurer le nombre de pixels qui correspondent aux fibres. Comme on connaît la taille de la zone d'étude (en pixels), le taux volumique est directement obtenu. Si nous répétons ce processus dans plusieurs endroits de l'image (minimum 40 – 50 fois), on obtiendra une série de valeurs de taux volumique, distribuées en suivant une loi statistique à identifier.

Ce sont les trois étapes générales suivies dans la méthode de calcul du taux volumique par analyse d'image. Pour automatiser le processus, on crée un code MATLAB qui automatise la dernière partie de la méthode (calcul des taux). Dans notre étude, on a pris plusieurs photographies différentes qu'on a assemblées en une seule image (Figure 71).

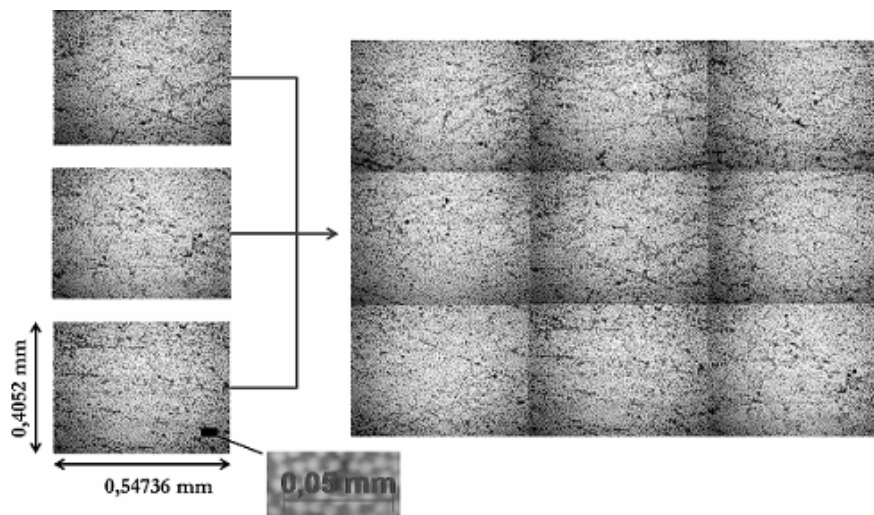


Figure 71. Assemblage des micrographies.

Comme on peut le voir dans la Figure 74, on part des images qui ont une dimension 0.54736 x 0.4012mm. L'assemblage final est composé de 16 photographies. La dimension

de la zone étudiée est de 2.18 x 1.6152 mm. De cette façon, on dispose d'une aire de matériau suffisante pour pouvoir étudier l'influence de la taille de la fenêtre d'étude dans la distribution du taux volumique. En étudiant cette image avec plusieurs tailles de fenêtre différentes, on obtient la probabilité suivante de trouver une certaine quantité de fibres dans la fenêtre d'étude.

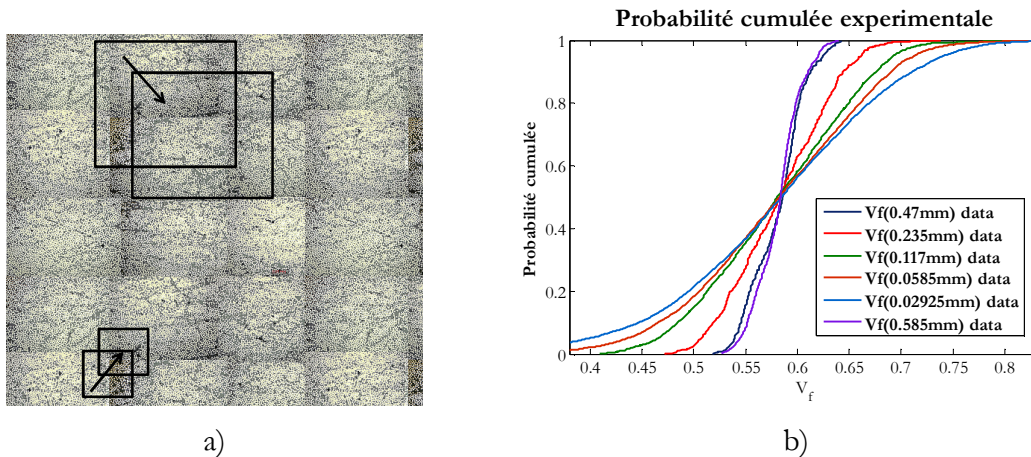


Figure 72. Taux volumique en fonction de la taille de fenêtre utilisée.

On voit sur la Figure 72b la probabilité cumulée pour une large gamme de tailles de zones d'étude. Ce comportement est en accord avec les attentes, c'est-à-dire que plus la taille de la fenêtre est petite, plus on trouvera de dispersion dans la probabilité cumulée. Par exemple, avec une taille de 0.02925 mm, on obtient une forte influence de la disposition de clusters de fibres et de la présence de zones riches en matrice ou en porosité. C'est pourquoi on trouve des valeurs se distribuant entre 0.4 et 0.8. Au contraire, la distribution correspondant à la taille de fenêtre la plus grande (0.585mm) montre une dispersion beaucoup plus faible en raison de l'effet homogénéisant de la taille de la fenêtre. Vu la forme des distributions, il semble raisonnable utiliser une loi normale pour les identifier. Un exemple de trois de ces distributions identifiées par une loi normale est montré dans la figure ci-dessous (ID dénote la courbe identifiée).

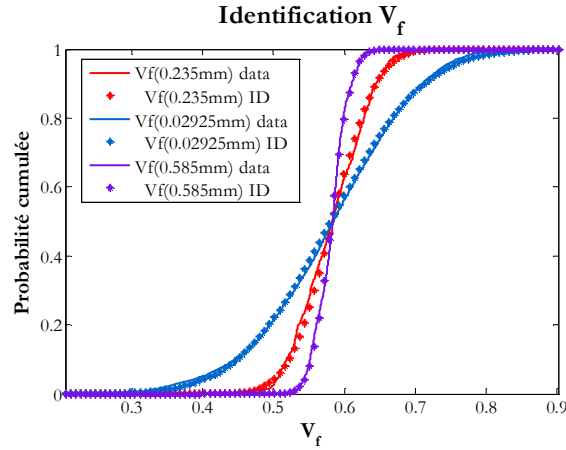


Figure 73. Identification du taux volumique en utilisant des lois normales.

Cette figure montre que la loi normale est très bien adaptée à ces jeux de données quelle que soit la taille de fenêtre utilisée pour étudier le matériau. Il suffit de modifier les paramètres de la loi normale pour retrouver les courbes expérimentales, en fonction de la taille de la fenêtre d'étude. On montre dans la figure suivante les évolutions de la moyenne et de l'écart type de la loi normale en fonction de la taille de fenêtre.

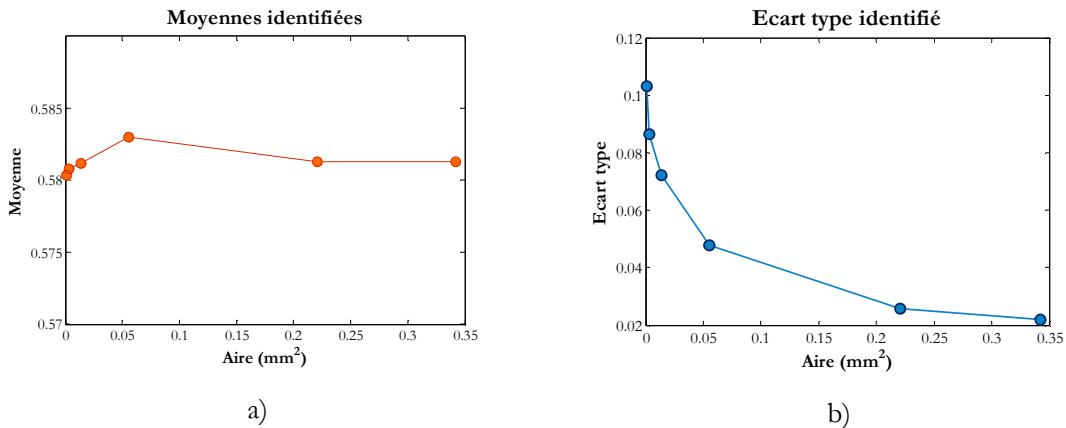


Figure 74. Identification des paramètres de la loi normale et dépendance par rapport à la taille.

On voit sur cette figure que la moyenne de la loi normale oscille autour d'une valeur proche de 0.5825. Par contre, l'écart type manifeste un comportement clairement asymptotique qui semble tendre vers la valeur de 0.02. Pour s'assurer que cette valeur est une asymptote, il faudrait étudier des domaines encore plus vastes, ce qui n'est pas nécessaire dans le cadre de cette étude où la taille des éléments finis qui seront choisis dans le calcul de structures est incluse dans la gamme de taille des domaines étudiés. En effet, la distribution du taux volumique de fibres intervenant dans le calcul de la contrainte sera choisie en fonction de la taille des éléments finis qui seront utilisés pour réaliser les calculs

de structure. On établit ainsi un lien direct entre la taille de la fenêtre d'étude (Figure 72) et la discrétisation spatiale d'une structure lors d'un calcul EF.

#### 3.5.4 Identification des énergies absolues (EA virtuelle)

---

Les derniers paramètres qui nous restent à identifier sont les valeurs de l'énergie acoustique associée aux trois modes d'endommagement capables d'émettre des échos virtuels : la rupture des fibres, la rupture matricielle et l'endommagement diffus. On utilisera les données acoustiques provenant de deux essais pour identifier les différentes énergies. On remarquera le caractère qualitatif de la démarche suivie pour l'identification de cet « outil ». Ces deux essais sont :

- i. Traction sur éprouvettes droites  $[\pm 45_4]_s$  pour lesquelles l'endommagement diffus apparaît dès le début, suivi par une contribution de la rupture matricielle.
- ii. Traction sur une éprouvette dont les fibres sont orientées à  $0^\circ$ . On a choisi les données provenant d'un essai sur une éprouvette entaillée  $[0_2, \pm 20_2]_s$  (ces éprouvettes seront décrites en détail dans le prochain chapitre) sur laquelle on observe principalement des ruptures des fibres.

On montre dans la Figure 75 la courbe d'énergie absolue de l'éprouvette  $[0_2, \pm 20_2]_s$  sur laquelle on identifie l'énergie correspondant à la rupture des fibres. Les courbes utilisées pour l'identification des échos des endommagements diffus et matriciel ont été présentées dans la section 3.4.4 (Figure 59).



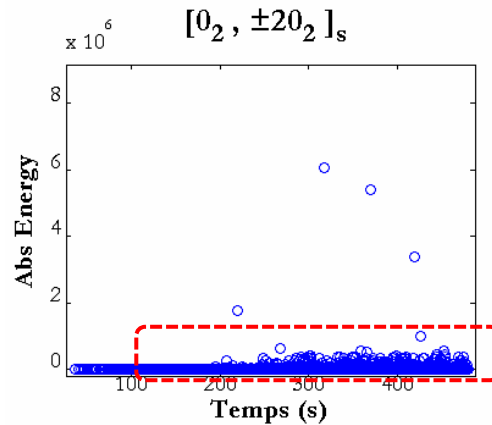


Figure 75. Energie absolue détectée dans un essai de traction sur une éprouvette entaillée  $[0_2, \pm 20_2]_s$ .

Le rectangle rouge indique la zone d'énergie associée aux ruptures des fibres plus ou moins isolées. Vers la fin de l'essai, des clusters plus grands de fibres commencent à rompre en émettant des signaux extrêmement énergétiques. Finalement, les valeurs choisies sont présentées dans le tableau suivant.

Endommagement	N° d'émissions	Intervalles	Energie absolue associée
<i>Fibre</i>	3	$\rho_0=0.7$ $\rho_0=0.9$ $\rho_0=1$	$5.75 \times 10^5$ $4.4 \times 10^5$ $1.2039 \times 10^6$
<i>Matrice</i>	1	$\rho_{90}=0.1$	40000
<i>Diffus</i>	4	$\rho_s=0.2$ $\rho_s=0.4$ $\rho_s=0.5$ $\rho_s=\text{SAT}$	407 463 417 611

Tableau 5. Valeurs d'énergie absolue et distribution des coups choisis.

On validera cette identification dans le chapitre 5 avec une comparaison entre l'énergie enregistrée au cours des essais et celle obtenues dans la simulation.

### 3.6 Conclusion

Dans ce chapitre, on a montré la construction d'un modèle d'endommagement continu adapté au matériau composite bobiné. La stratégie de modélisation diffère de celle rencontrée dans d'autres approches de la littérature, en cela qu'elle explore les possibilités offertes par la combinaison d'outils distincts, comme le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, l'approche à directions fixes et la théorie de représentation des fonctions tensorielles. Cette approche nous permet, une fois que les directions d'endommagement privilégiées par le matériau sont connues, de construire des systèmes d'endommagement associés à ces directions intrinsèques et qui resteront fixes pendant le chargement. Ces systèmes sont formés par des tenseurs directionnels et ils nous permettent, d'un côté la construction de ces systèmes et de l'autre, d'associer l'action de chaque endommagement vers les termes de la matrice de rigidité pertinents. L'évolution de chaque endommagement (ou phénomènes associés à ces systèmes) sont représentés par des variables scalaires. Ce modèle essaie de reproduire le plus finement possible, en gardant une certaine simplicité, le comportement des composites bobinés. Les endommagements reproduits sont la rupture des fibres associée à la direction des fibres, la fissuration matricielle associée à la direction transverse, la rupture hors – plan associée à la direction normale au pli et l'endommagement diffus (décohésion fibre/matrice, microfissuration matricielle, micro délaminage et délaminage mode III) qui est lié à la direction  $\pm 45^\circ$  par rapport à la direction des fibres. Pour arriver à un bon degré de finesse, la seule présence de l'endommagement n'est pas suffisante et on est obligé d'incorporer au modèle l'apparition de déformations résiduelles de cisaillement (très importante dans ce type de composite) et l'effet de la viscosité de la matrice. L'élément fondamental qui contient une importante partie de l'information sur le comportement du matériau est le potentiel thermodynamique. Ce potentiel est constitué des invariants tensoriels mixtes en  $\bar{\mathbb{E}}$  et  $\bar{\mathbb{N}}$  et il est construit en utilisant les outils de la théorie de représentation des fonctions tensorielles. Cette théorie nous permet d'établir des combinaisons des invariants (quadratiques) qui auront l'effet souhaité sur la rigidité du matériau. En effet, elle permet de relier directement l'influence d'un système d'endommagement donné aux termes correspondants dans la matrice de rigidité. L'anisotropie initiale puis induite par l'endommagement est incorporée d'une façon naturelle par ce type de construction. En suivant la démarche propre à la Thermodynamique des Processus Irréversibles, on obtient la contrainte par dérivation de ce potentiel par rapport à la déformation. Si l'on dérive ce potentiel par rapport à chaque variable d'endommagement ou déformation résiduelle, on obtient les forces thermodynamiques correspondantes qui pilotent le phénomène associé. Avec ces forces

thermodynamiques, on construit des fonctions seuils qui déterminent le domaine de réversibilité. En appliquant la règle de normalité, on obtient l'évolution de chacune de ces variables. On a vu que la flexibilité dans la création des domaines de réversibilité permet de nous adapter à n'importe quel type de comportement : fragile, progressif, etc... Il s'agit là d'une preuve de l'adaptabilité de cette approche pour modéliser le comportement de matériaux différents. Le dernier phénomène incorporé, qui n'est pas piloté par des forces thermodynamiques, est la viscosité. Elle est introduite grâce à un modèle d'écart à l'équilibre qui est couplé avec l'endommagement diffus et la déformation résiduelle. Malgré la simplicité du modèle visqueux, on arrive à reproduire qualitativement les boucles qui apparaissent dans les décharges des essais sur séquence  $[\pm 45]_s$ . On a voulu enrichir la modélisation en incorporant le caractère stochastique de la rupture dans la direction des fibres. Cette rupture probabiliste est calculée via une loi de mélange dans laquelle deux éléments sont chargés d'injecter la variabilité observée expérimentalement : la rupture des fibres seules et leur placement dans la matrice via le taux volumique. La rupture des fibres est modélisée en utilisant une loi Weibull qui est très bien adaptée pour reproduire leur comportement. Pour le taux volumique, on a choisi une loi normale qui donne de bons résultats par rapport aux données expérimentales. Pour l'identifier, on a développé des codes MATLAB qui calculent le taux volumique par traitement d'image d'une façon automatisée. En plus, une étude de la dépendance de la distribution du taux volumique par rapport à la taille du domaine analysé a été faite, ce qui nous permettra de faire un lien entre la loi statistique et la taille des éléments finis. Une autre nouveauté, dans le but de disposer d'éléments de validation est l'introduction d'un schéma d'émission acoustique virtuelle. Même d'une façon qualitative, cette approche nous permettra de mieux comprendre la signification des données obtenues lors des essais et d'améliorer la description de l'évolution des endommagements présents dans le modèle.

Le but de ce modèle est d'être utilisé dans les calculs EF des structures complexes. Il a été implémenté via une subroutine User MATerial (UMAT) dans le logiciel de calcul éléments finis ABAQUS. Deux versions différentes ont été implémentées, une version 3D complète qui nous donnera des informations très détaillées sur le comportement et les modes d'endommagement et une version coque qui n'active pas l'endommagement hors plan mais qui nous permet de gagner énormément en temps de calcul.

En ce qui concerne l'identification du modèle, elle reste assez simple car on a besoin de trois essais (traction sur  $0^\circ$ ,  $\pm 45^\circ$ ,  $90^\circ$  ou  $0^\circ$ - $90^\circ$ ) pour caractériser les propriétés

élastiques du matériau. Grâce à la matrice de rigidité élastique, on pourra identifier toutes les constantes du potentiel thermodynamique. De plus, avec les données des charges à rupture, le comptage des fissures, le suivi de la dégradation de la rigidité et l'apparition de déformations résiduelles (cisaillement) on pourra caractériser la cinétique des variables d'endommagement. Pour le côté probabiliste, un essai de traction sur les fibres seules est nécessaire pour caractériser la loi de Weibull. Le taux volumique est identifié par traitement d'image de l'éprouvette utilisée dans les essais via le code maison développé. Enfin, l'émission acoustique virtuelle est identifiée grâce à des mesures faites pendant les essais de caractérisation.

Cette démarche appliquée dans cette étude peut être utilisée pour n'importe quel matériau privilégiant des directions d'endommagement spécifiques. Ainsi, on pourrait utiliser le modèle pour étudier des stratifiés, des tissus 2D, 2D  $\frac{1}{2}$  et 3D, des composites à matrice céramique, ... On validera le modèle dans les chapitres suivants en comparant les résultats des simulations d'éprouvettes entaillées dans un premier temps puis du réservoir bobiné après avec les données expérimentale.



---

## **CHAPITRE IV:**

*CARACTERISATION EXPERIMENTALE  
DE L'ENDOMMAGEMENT DE  
STRUCTURES EN COMPOSITE BOBINE  
– ESSAIS SUR EPROUVETTES  
ENTAILLEES*

---

## 4.1 Introduction

---

Dans ce chapitre, on va analyser le comportement expérimental de structures entaillées fabriquées par enroulement filamentaire. L'objectif est de construire une base de données suffisamment vaste pour nous permettre de tester les capacités du modèle développé dans le chapitre 3 et d'approfondir la connaissance de l'endommagement du composite bobiné en présence de forts gradients de contraintes. La géométrie de ces éprouvettes est montrée dans la Figure 76.

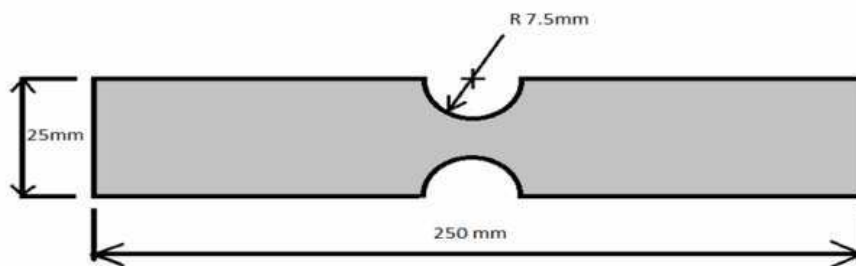


Figure 76. Dimensions des éprouvettes entaillées.

La géométrie utilisée a été décidée dans le but d'assurer un état de contrainte complexe et la présence de forts gradients. De cette façon, on s'attend à observer des endommagements importants et de natures différentes sur une même éprouvette. La confrontation des simulations du modèle développé dans le chapitre précédent à la réponse des éprouvettes en présence d'une telle complexité de comportement constitue une première étape de validation de l'approche, en prélude à son utilisation sur les réservoirs bobinés.

Toutes ces éprouvettes ont été fabriquées par la procédure d'enroulement filamentaire par le CEA Le Ripault. On fabrique d'abord un tube en bobinant un mandrin avec le drapage  $[+\theta/-\theta]$  souhaité. On coupe le tube le long de l'axe pour pouvoir mettre à plat le cylindre de matériau composite bobiné et on assemble les différentes orientations. On effectue alors la cuisson pour obtenir une plaque de matériau composite bobiné avec le drapage souhaité. Toutes ces éprouvettes ont été prélevées de telle sorte que la ligne d'entrecroisement des mèches soit placée au milieu de l'éprouvette. On obtient ainsi l'élément caractéristique de l'architecture bobinée (l'entrecroisement) placé dans la zone critique (l'entaille) pour pouvoir étudier son influence sur le comportement.

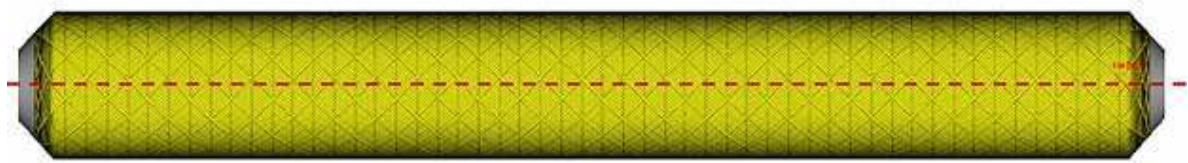


Figure 77. Mandrin bobiné et ligne de coupure.

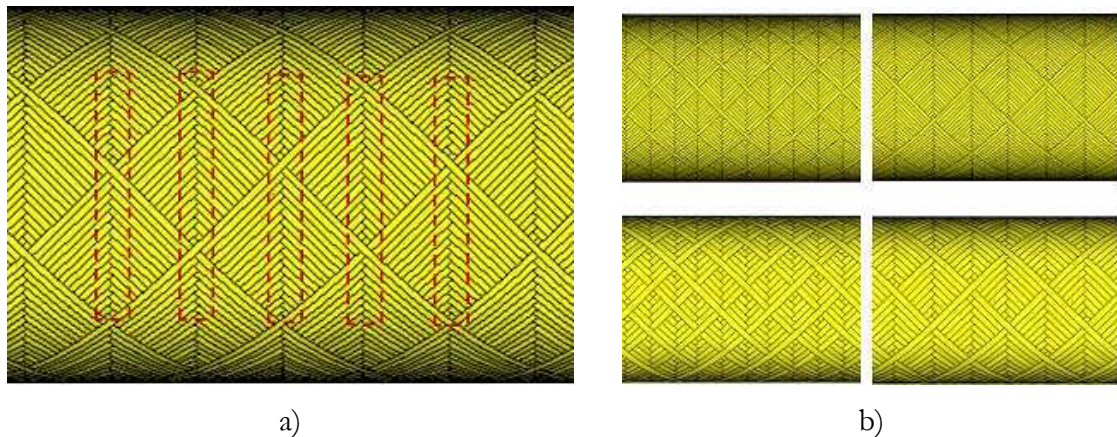


Figure 78. a) Contour des éprouvettes. b) Types de motifs obtenus selon la largeur de mèche.

Les drapages fabriqués dans le cadre de cette étude et testés par la suite sont :

Drapage	Phénomènes attendus
$[0_2, \pm 20_2]_s$	Rupture des fibres, délaminage
$[0_2, \pm 30_2]_s$	Rupture des fibres, délaminage
$[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$	Tous
$[\pm 45_4]_s$	Endommagement diffus, viscosité
$[\pm 67.5_4]_s$	Fissuration matricielle, viscosité

Tableau 6. Drapages fabriqués et testés

On peut regrouper ces familles en fonction de l'endommagement qu'on souhaite étudier :

- i. Les familles contenant des fibres orientées à  $0^\circ$ . Ces drapages ont été créés pour pouvoir étudier des phénomènes de délaminage et l'influence de l'orientation des plis croisés ( $+ \theta / - \theta$ ) sur la cinétique de ce type d'endommagement. De plus, le drapage quasi – isotrope  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$  nous permettra de coupler tous les modes d'endommagement dans un même essai.



- ii. Le drapage  $[\pm 45]_s$  sur lequel on verra l'influence d'un fort gradient sur le développement de l'endommagement diffus ainsi que la déformation résiduelle et les phénomènes visqueux.
- iii. Le drapage  $[\pm 67.5]_s$  maximise l'énergie dans la direction de l'interface fibre – matrice ; on s'attend donc à voir les effets de la fissuration matricielle et de la viscosité.

Ces drapages ont été testés en traction monotone à trois températures différentes, -40°C, 20°C et 85°C. La présentation des résultats de ces essais en température dans la suite de ce chapitre répond à un objectif double : (i) les essais à température ambiante constitueront une base de confrontation et de validation du modèle, (ii) même si la suite de ce mémoire ne présentera pas de comparaison simulation / expérience sur les éprouvettes entaillées à -40°C et 85°C, ces données expérimentales permettront de mieux appréhender les spécificités des mécanismes de déformation et d'endommagement caractéristiques des composites bobinés. Ces essais participent ainsi de l'amélioration de la connaissance du comportement de ce type de matériau. Tous ces essais ont été multi-instrumentés avec émission acoustique, corrélation d'image numérique, suivi optique, observations micrographiques et rayons X post mortem. On commencera le chapitre par la description du dispositif expérimental utilisé dans les essais de traction. Puis le comportement sera étudié.

## **4.2 Dispositif expérimental**

---

Tous les essais de traction ont été réalisés sur une machine INSTRON 4505 électromécanique équipée de mors auto-serrants. La vitesse de déplacement de la traverse, identique pour tous les essais, est de 0.5mm/min. Cette machine est aussi équipée d'un four pour les essais à basse et haute températures. La régulation de cette température est faite par un contrôle automatique et des thermocouples. Le déplacement macroscopique de l'éprouvette est assimilé au déplacement mesuré entre deux points placés à 45 mm de part et d'autre du centre de l'entaille. Pour mesurer ce déplacement, on a utilisé un dispositif de suivi optique de la position des points. On a également incorporé un dispositif d'émission

acoustique (Euro Physical Acoustics) dans le but d'avoir le plus d'informations possibles sur les processus d'endommagement subis par les éprouvettes. Les capteurs sont du type Micro 80 et le logiciel utilisé est AE WIN, qui nous permet d'enregistrer et visualiser en temps réel de nombreuses variables comme l'énergie cumulée, le nombre d'évènements, les amplitudes, la localisation etc. Pour finir, les images nécessaires à la réalisation de la corrélation d'images ont été prises avec une caméra HD Redlake EC 11000. Ces images sont traitées par un logiciel de traitement d'image (GIMP ou Photoshop). Une fois les images obtenues, on utilise un autre logiciel développé au sein de P' (GRANU) qui réalise la corrélation d'image et le calcul du déplacement pour chaque point de la surface. On impose les déplacements obtenus à un maillage (ABAQUS) de la zone étudiée pour calculer le champ de déformation. Le montage est schématisé sur les Figure 79, Figure 80 et Figure 81.

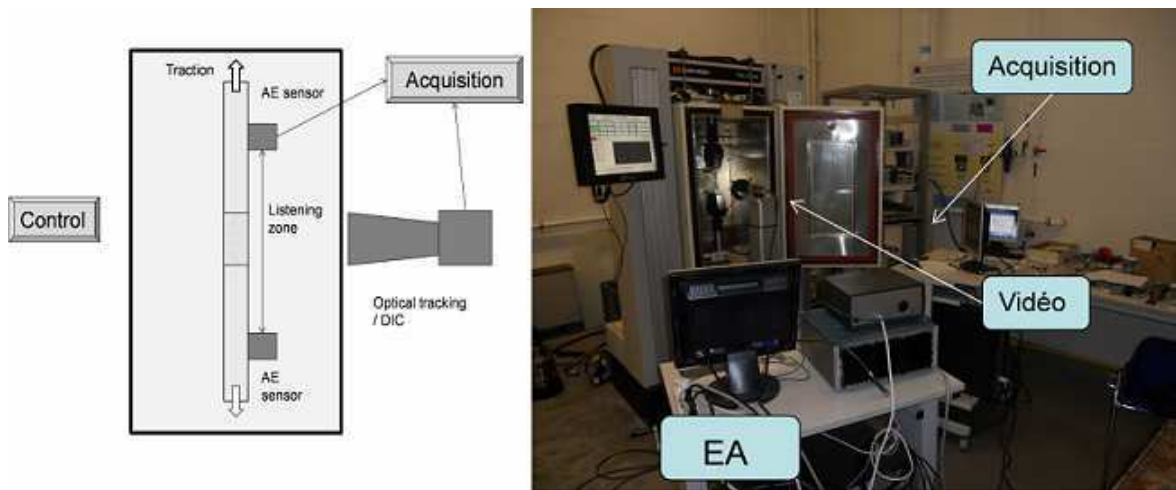


Figure 79. Dispositif expérimental des essais de traction.



Figure 80. Capteurs EA et marqueurs.



Figure 81. Camera utilisée pour la corrélation d'image.

### 4.3 Comportement en traction des éprouvettes bobinées entaillées

---

Dans cette section, on va analyser le comportement mécanique des éprouvettes entaillées à trois températures différentes (-40°C, 20°C et 85°C). On commencera par étudier la réponse macroscopique (courbes charge – déplacement) de chaque drapage aux trois températures. Ensuite, on analysera les données obtenues à partir de l'émission acoustique ainsi que les micrographies optiques et par rayons X pour essayer d'interpréter ces courbes et les modes d'endommagement qui vont se manifester. On présentera d'abord les courbes appartenant au premier groupe d'éprouvettes, à savoir, celles qui contiennent des plis à 0° dans leur drapage. Puis, on commentera les courbes correspondant à la famille  $[\pm 45_4]_s$  et finalement celles du drapage  $[\pm 67.5_4]_s$ .

#### 4.3.1 Influence de la température sur le comportement mécanique

---

La température a un effet très important sur le comportement mécanique des éprouvettes en dépit de la présence des plis à 0° dans le drapage. On commencera par l'analyse des courbes correspondant aux éprouvettes  $[0_2, \pm 20_2]_s$ ,  $[0_2, \pm 30_2]_s$  et  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ . Ces éprouvettes ont la particularité d'avoir des plis externes à 0°. On montre ci – dessous les courbes charge – déformation axiale. Cette dernière doit être comprise non pas comme une mesure locale mais comme étant le rapport  $\Delta l/l_0$  avec  $l_0$  la longueur initiale (90mm) entre les deux points de suivi optique et  $\Delta l$  l'allongement mesuré entre ces deux points.

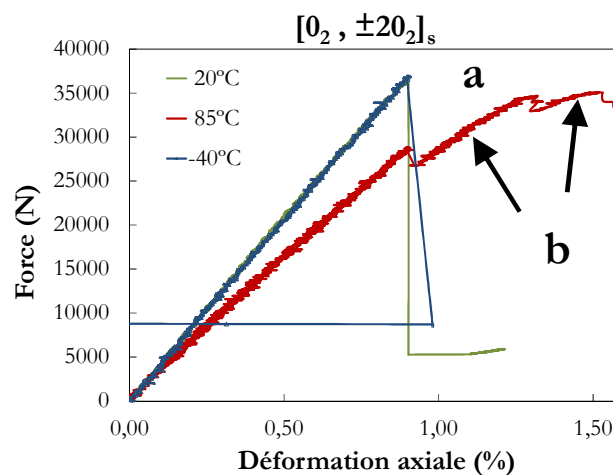


Figure 82. Courbe de traction à trois températures  $[0_2, \pm 20_2]_s$

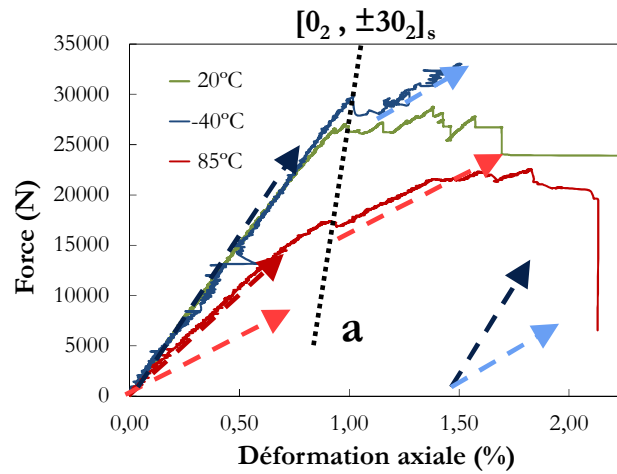


Figure 83. Courbe de traction à trois températures  $[0_2, \pm 30_2]_s$ .

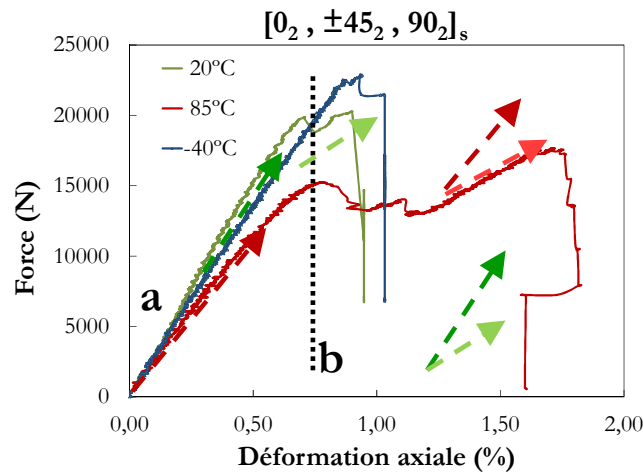


Figure 84. Courbe de traction à trois températures  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$

On voit clairement dans ces trois figures l'effet de la température sur le comportement mécanique. Dans les trois cas, on a des comportements très similaires pour les essais à  $-40^\circ\text{C}$  et  $20^\circ\text{C}$  et une chute de rigidité non négligeable dans le cas de la haute température. En ce qui concerne le comportement à rupture, il varie selon le drapage considéré et aussi selon la température. Les éprouvettes  $[0_2, \pm 20_2]_s$  montrent un comportement clairement linéaire jusqu'au point **a** (Figure 82). A ce moment de l'essai, des délaminages autour de l'entaille apparaissent et, à  $-40^\circ\text{C}$  et  $20^\circ\text{C}$ , la rupture des fibres survient, menant quasi-instantanément à la ruine totale de l'éprouvette. En revanche, à  $85^\circ\text{C}$ , on observe également du délaminage, mais l'éprouvette est capable de résister alors que ce délaminage se propage (points **b**) jusqu'à atteindre finalement la rupture des fibres.

La Figure 83 montre le comportement du drapage  $[0_2, \pm 30_2]_s$ . Qualitativement, on observe un comportement similaire à celui de la séquence  $[0_2, \pm 20_2]_s$ , avec une diminution de rigidité importante à 85°C et une cinétique de rupture différente. Ce drapage montre d'une façon plus claire la différence de rupture entre les trois températures. La ligne en pointillé noir *a* (Figure 83) indique le début de l'apparition du délaminage. Cette initiation est décalée selon la température. L'essai à froid montre l'apparition la plus tardive de ce délaminage. Cet endommagement provoque une diminution assez brusque de la rigidité (flèches en bleu foncé pour la rigidité initiale et bleu clair pour la rigidité post – délaminage). Malgré tout, l'éprouvette est capable de résister sans subir de propagation brusque du délaminage (comme l'attestent les nombreux sauts sur la courbe de déplacement) jusqu'à la rupture des fibres. Quand on monte en température jusqu'à 20°C, la cinétique de la rupture change. À cette température, on trouve une succession de sauts dès que l'éprouvette atteint le seuil du premier délaminage. La charge ne dépassera jamais celle qui cause le premier délaminage car à chaque fois qu'on atteint cette valeur, une nouvelle propagation du délaminage survient et provoque une chute de la charge. C'est ainsi qu'on obtient une sorte de palier, sur lequel la charge est pratiquement constante pendant que la déformation augmente. Finalement, comme pour toutes les autres éprouvettes, c'est la rupture des fibres qui détruit complètement l'échantillon. Le comportement à 85°C ressemble davantage à celui à -40°C qu'à celui à 20°C car on constate une diminution de rigidité après le premier délaminage (plus faible qu'à -40°C) mais l'éprouvette continue à se déformer sans subir de sauts, c'est-à-dire de propagations violentes de délaminage.

On finit l'analyse par les éprouvettes  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$  qu'on qualifiera de quasi – isotropes (Figure 84). L'essai à -40°C montre un comportement proche de celui de la famille  $[0_2, \pm 20_2]_s$  car on observe une courbe très linéaire jusqu'au moment de la rupture des fibres. L'essai à 20°C montre par contre une non linéarité due très probablement à un problème de suivi optique (seule une éprouvette, dans le lot des trois testées systématiquement pour confirmer la reproductibilité des essais, a pu être exploitée à cette température). Dans ce cas, on observe un premier délaminage juste avant la rupture finale de l'éprouvette qui cause une diminution assez brusque de la rigidité comme le montrent les deux flèches vertes (foncée et claire) qui représentent les raideurs pré- et post-délaminage. Finalement, la courbe de l'essai à 85°C montre le même comportement que les

autres drapages avec une forte chute de rigidité. Une particularité de cette séquence est la grande différence entre la déformation à rupture à chaud et celle à froid/ambiante. En résumé, on observe que les séquences contenant des plis à 0° montrent un comportement qualitativement similaire avec une partie initiale linéaire suivie de sauts des déplacements et/ou une rupture finale provoquée dans tous les cas par la rupture des fibres à 0°.

C'est le moment d'étudier maintenant les deux drapages formés seulement de plis entre-croisés, à savoir  $[\pm 45_4]_s$  et  $[\pm 67.5_4]_s$ . On montre ci-dessous les courbes de traction correspondant au premier drapage :

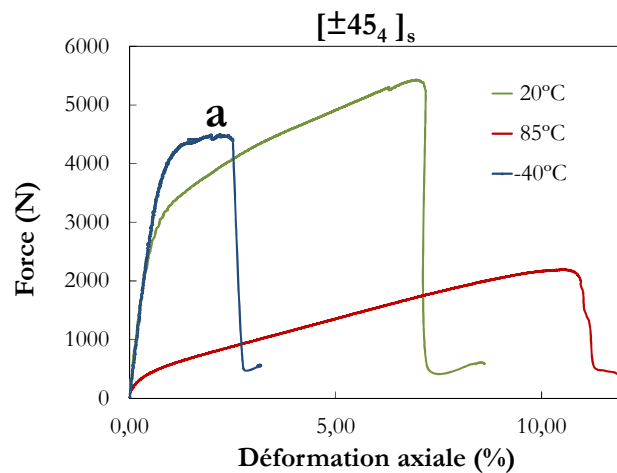


Figure 85. Courbes de traction  $[\pm 45_4]_s$  À trois températures.

On note le comportement extrêmement non linéaire de cette séquence. Le drapage  $[\pm 45_4]_s$  se caractérise par une première partie linéaire suivie d'un changement de pente très similaire à celui des matériaux plastiques. Dans ce drapage, la matrice est beaucoup plus sollicitée, principalement en cisaillement, ce qui explique ce comportement non linéaire. Le haut niveau de déformation à rupture peut être expliqué de la même façon que dans les éprouvettes droites : la présence de l'entrecroisement au milieu de l'éprouvette empêche les fissures matricielles de se propager et de provoquer la rupture finale. Toutes ces éprouvettes montrent une zone de rupture déchirée (Figure 86a) différente des surfaces nettes de rupture des stratifiés [142].

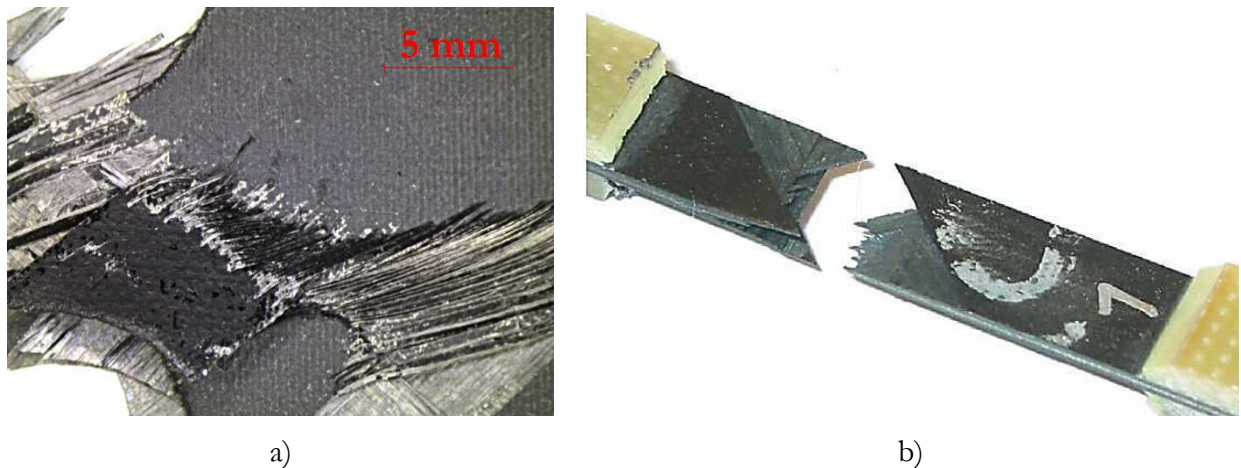


Figure 86. a) Rupture de l'éprouvette entaillée bobinée. b) rupture d'une éprouvette stratifiée.

En ce qui concerne l'influence de la température, celle-ci agit principalement sur deux caractéristiques : l'apparition de la non linéarité et la déformation à rupture. On voit bien une décroissance de la charge à laquelle la non linéarité apparaît quand la température de l'essai augmente. En ce qui concerne la déformation à rupture, elle augmente fortement avec la température. Ce changement de comportement semble avoir un rapport avec la viscosité de la matrice. On vérifiera le rôle de la viscosité dans les essais sur la séquence  $[\pm 67.5_4]_s$  où le rôle de la matrice prend une part prépondérante dans le comportement. Un détail résiste cependant à l'intuition sur les éprouvettes à  $45^\circ$  : les essais à froid montrent des contraintes à rupture plus faibles qu'à l'ambiante, ce qui est contredit par le comportement des éprouvettes droites ayant servi à l'identification des paramètres.

On analyse finalement les courbes obtenues en testant la séquence  $[\pm 67.5_4]_s$  dans la Figure 87. Ces courbes montrent aussi une forte différence selon la température d'essai qui peut être manifestement provoquée par la viscosité de la matrice et non pas par l'endommagement (cette imputation de la non linéarité sera corroborée par les données d'émission acoustique) : le comportement à  $-40^\circ\text{C}$  est parfaitement linéaire (pas de viscosité), à  $20^\circ\text{C}$  la courbe commence à montrer une légère non linéarité qui augmente avec la température jusqu'à être totalement non linéaire dans le cas d'une température de test de  $85^\circ\text{C}$ . Dans ce dernier cas, il est très difficile de repérer la rupture de l'éprouvette en raison de l'adoucissement très progressif.



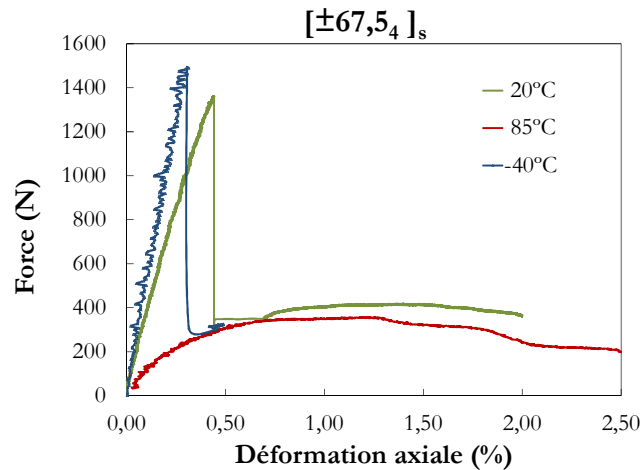


Figure 87. Courbes de traction  $[\pm 67.54]_s$  à trois températures.

Cette dernière courbe achève l'analyse du comportement mécanique et de l'influence de la température pour les différentes séquences proposées. Il est clair que la température a un effet non négligeable sur le comportement mécanique car les rigidités montrent une diminution à haute température, même pour des drapages contenant des plis à  $0^\circ$ . Cette influence devient évidente dans les drapages  $[\pm 45.4]_s$  et  $[\pm 67.54]_s$  pour lesquelles le comportement à  $85^\circ\text{C}$  est beaucoup moins linéaire avec des déformations à rupture assez importantes. Pour approfondir la nature de cette influence, notre partenaire Mines ParisTech a réalisé des tests DMTA (Dynamical Mechanical Thermal Analysis) sur deux éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  (charge dans la direction des fibres et perpendiculaire à la direction des fibres). Avec ces tests, on peut identifier la température pour laquelle les caractéristiques de l'éprouvette commencent à se dégrader, notamment en raison de la dégradation de la matrice (Figure 88).

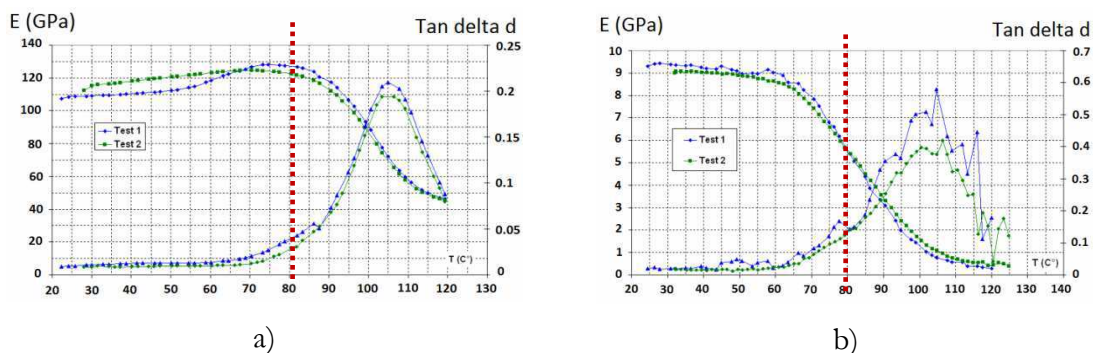


Figure 88. DMTA dans une éprouvette à  $0^\circ$  (a) et  $90^\circ$  (b).



Dans un essai DMTA, on mesure la réponse mécanique d'un matériau à une sollicitation déterminée. La particularité de cette sollicitation est son caractère cyclique, qui nous permettra de mesurer les composantes de la réponse matériau qui sont en phase et celles qui montrent un certain déphasage par rapport à l'excitation. Ce déphasage est mesuré par un angle qu'on appelle  $\delta$  et qui varie entre  $0^\circ$  pour des réponses purement élastiques à  $90^\circ$  dans le cas de réponses complètement visqueuses. La tangente de cet angle représente le rapport entre les modules élastique et visqueux du matériau.

$$\tan \delta = \frac{E_{visqueux}}{E_{élastique}}$$

Équation 104

En revenant aux résultats (Figure 88), on peut confirmer que le comportement de la matrice est affecté par une augmentation de la température. Les lignes rouges pointillées indiquent la température de  $85^\circ\text{C}$ . Dans le cas des éprouvettes orientées dans la direction des fibres, on constate une augmentation de module d'environ 10GPa à  $85^\circ\text{C}$ , ce point marquant le début de la dégradation des propriétés. Par contre, dans le cas où la matrice pilote le comportement, on voit que la rigidité a perdu 40% à 50% de sa valeur à température ambiante. Ces informations viennent corroborer ce qu'on vient de voir sur les courbes de traction :

- i. Les séquences contenant des plis externes à  $0^\circ$  montrent une légère diminution de la rigidité, notamment provoquée par la dégradation de la rigidité des plis croisés ( $\pm 20^\circ$ ,  $\pm 30^\circ$  et  $\pm 45^\circ/90^\circ$ ).
- ii. L'absence des plis à  $0^\circ$  révèle la forte influence de la température sur le comportement de la matrice. La rigidité montre une dégradation assez importante en fonction de la température.

L'analyse des courbes de traction a fourni des informations sur le comportement macroscopique, en fonction de la séquence et de la température. La section suivante approfondit la caractérisation de l'endommagement que subissent ces éprouvettes.

#### 4.3.2 Caractérisation de l'évolution de l'endommagement

---

Cette section s'appuie sur l'instrumentation utilisée pendant (émission acoustique, corrélation d'image) et après (micrographies, radiographies) les essais pour essayer de comprendre les mécanismes d'endommagement subis par ces éprouvettes, leur cinétique, leur dépendance par rapport à la température, l'orientation des plis,...

En regardant le type de séquence, le comportement mécanique et la forme des surfaces de rupture, il semble que la classification faite au début de ce chapitre en trois groupes différents reste satisfaisante, ce qui nous indique l'importance du type de drapage dans le comportement et le type d'endommagement. Cette classification est renommée et complétée à partir des observations qui seront décrites dans la suite. La classification devient :

- i. **Groupe I** : éprouvettes avec des plis externes à  $0^\circ$ . La rupture totale de l'éprouvette est pilotée par la rupture des fibres des plis externes. On observe des endommagements liés au cisaillement (décohésion fibre – matrice, microfissuration, micro délaminage et macro délaminage mode II) et à la fissuration matricielle, surtout dans le cas  $[0_2, \pm 30_2]_s$ .
- ii. **Groupe II** : éprouvette  $[\pm 45_4]_s$ . Comportement fortement non linéaire et qui privilégie des endommagements de cisaillement et de fissuration matricielle. La rupture finale provoque une surface déchirée et diffuse. L'architecture bobinée a une certaine influence sur le comportement.
- iii. **Groupe III** : éprouvette  $[\pm 67.5_4]_s$ . Ce drapage favorise la rupture purement matricielle, qui provoque une surface de rupture assez nette avec un entrecroisement toujours présent.

Dans la suite, on va passer en revue les différentes techniques expérimentales utilisées en focalisant l'analyse sur chaque groupe décrit préalablement.

4.3.2.1 Observation de l'endommagement :  
Micrographies et rayons X

**Groupe I**

Ce groupe présente toujours la même séquence d'endommagement lors des essais de traction. Des photographies ont été faites à différents moments de l'essai de traction, sur lesquelles on peut apprécier la succession des différents endommagements (la photographie centrale correspond à 90% de la charge à rupture).

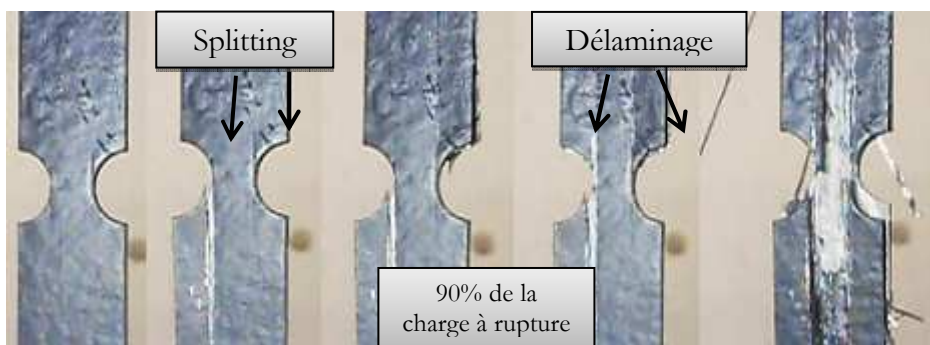


Figure 89. Séquence des endommagements dans une éprouvette quasi - isotrope.

On constate que le splitting apparaît d'abord au fond des entailles. Après son amorçage, les fissures commencent à se propager jusqu'à l'apparition des macro-délaminages des zones au-dessus et en-dessous des entailles. Finalement, la rupture des fibres arrive d'une façon brutale. La Figure 90 indique les types de dommage présents autour des entailles des éprouvettes à  $[0_2, \pm 20_2]_s$  après essai (dans tout le reste de ce chapitre, les micro endommagements seront colorisés sur les micrographies lorsqu'il sera nécessaire de les mettre en évidence).

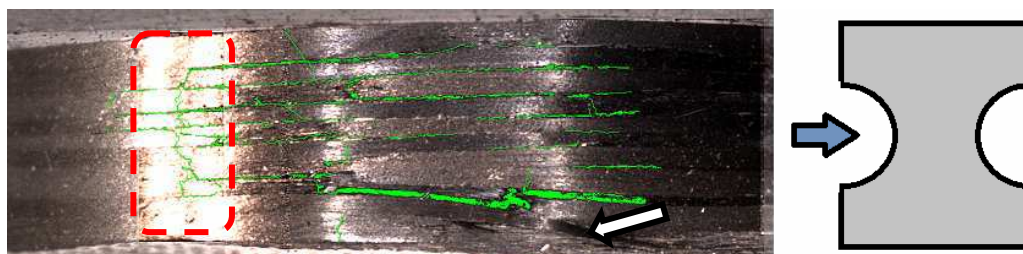


Figure 90. Micrographie (vue latérale) de l'entaille d'une éprouvette  $[0_2, \pm 20_2]_s$ .

Sur cette figure, on note deux types d'endommagement, la fissuration matricielle (verticale) dans les plis croisés et le délaminage (horizontal) dans le centre de l'entaille entre tous les plis. Il faut remarquer que la densité maximale des fissures matricielles n'est pas

placée dans le centre de l'entaille mais sur la gauche (encadré en pointillé rouge). On trouve ce phénomène (dissymétrie de la fissuration matricielle) dans tous les plis croisés du Groupe I. Les simulations de l'endommagement de ce type de séquence (Chapitre 5) reviendront sur cette spécificité. Il faut noter aussi que le délaminage apparaît entre les plis croisés, mais surtout entre les plis à  $0^\circ$  et les plis croisés adjacents (flèche blanche). Ce phénomène est plus visible dans les éprouvettes quasi – isotropes comme on le montre ci – dessous.

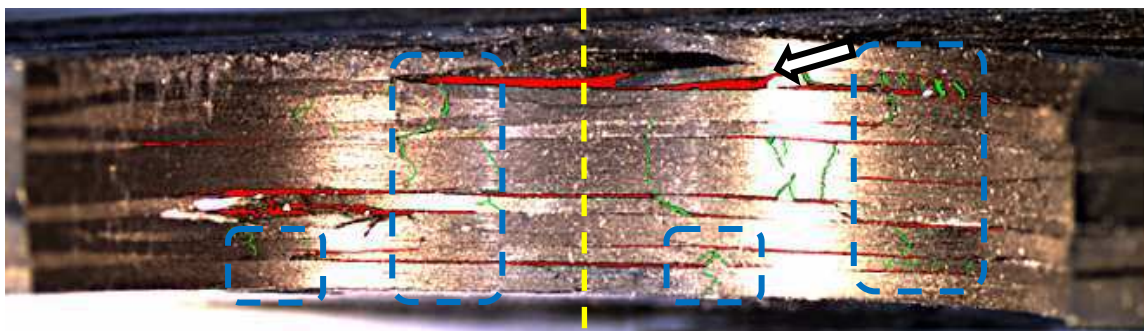


Figure 91. micrographie des entaillées  $([0_2, \pm 45_2, 90_2]_s)$ .

On voit bien que les fissures (en vert) des plis croisés ne sont pas placées dans le centre de l'entaille (ligne jaune) mais des deux côtés (entourés en pointillé bleu). Seuls les plis à  $90^\circ$  (pli central) subissent une distribution plus homogène des fissures. Si l'on se concentre sur le délaminage (rouge), on constate que les interfaces des plis à  $0^\circ$  et à  $90^\circ$  avec les plis adjacents correspondants sont beaucoup plus endommagés que les interfaces entre plis croisés. On voit aussi le splitting dans le pli à  $0^\circ$  indiqué par la flèche blanche.

Dans le cas des éprouvettes  $[0_2, \pm 30_2]_s$ , l'état extrêmement endommagé de l'éprouvette empêche l'interprétation des observations post mortem, comme on voit dans la figure suivante :

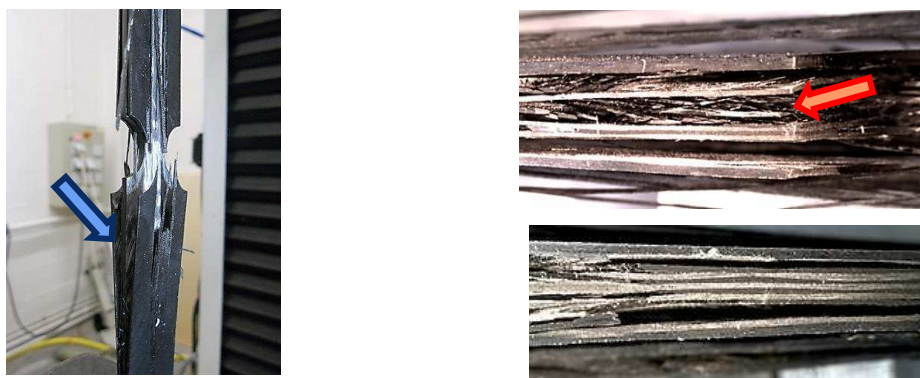


Figure 92. Etat d'endommagement de l'éprouvette  $[0_2, \pm 30_2]_s$ .

Un détail important sur cette figure est la forte rupture par cisaillement qu'on trouve dans les plis croisés (flèche rouge). On attendait un comportement de cette forme dans les éprouvettes quasi – isotropes mais ce sont celles contenant des plis à  $30^\circ$  qui montrent une rupture plus typique du cisaillement (celle qu'on voit dans les éprouvettes sans entaille à  $\pm 45^\circ$ ). Les délaminages observés sont aussi beaucoup plus brutaux que dans les autres drapages du Groupe I (flèche bleue). Même si l'entaille agit comme un concentrateur de contraintes, on a observé des endommagements placés assez loin de l'entaille et qui se sont propagés de l'entaille vers les extrémités. Par exemple, dans les éprouvettes  $[0_2, \pm 20_2]_s$  (qui montrent moins d'endommagement matriciel ou de délaminage), on trouve des fissures très loin de l'entaille. Il semble raisonnable de penser qu'il s'agit de fissures générées dans le fond d'entaille et qui se sont propagées jusqu'à arriver au bord. On peut vérifier cette hypothèse en regardant une image post – mortem obtenue par radiographie X.

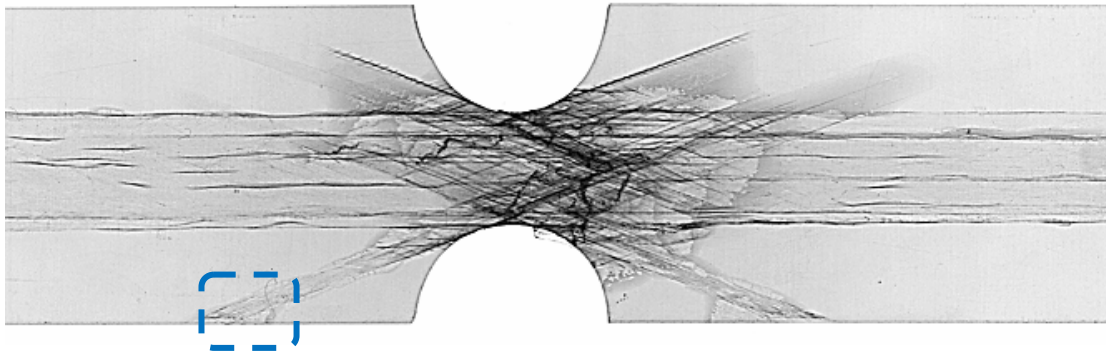


Figure 93. Radiographie X post - mortem d'une éprouvette  $[0_2, \pm 20_2]_s$ .

On observe dans la Figure 93 le réseau des fissures matricielles créées pendant la déformation de l'éprouvette. Ces fissures appartiennent aux plis  $\pm 20^\circ$  vu l'orientation des traits. Les traits horizontaux correspondent au splitting et au reste des fibres qui sont restées collées après la rupture de la zone centrale. Le carré bleu marque la zone où on a observé les fissures et le délaminage par micrographie. Les images par radiographie X peuvent nous donner encore plus d'information, comme l'extension de la zone délaminée (caractérisée par une couleur plus foncée que le reste de l'éprouvette). En jouant sur le contraste de l'image, on arrive à obtenir la Figure 94.



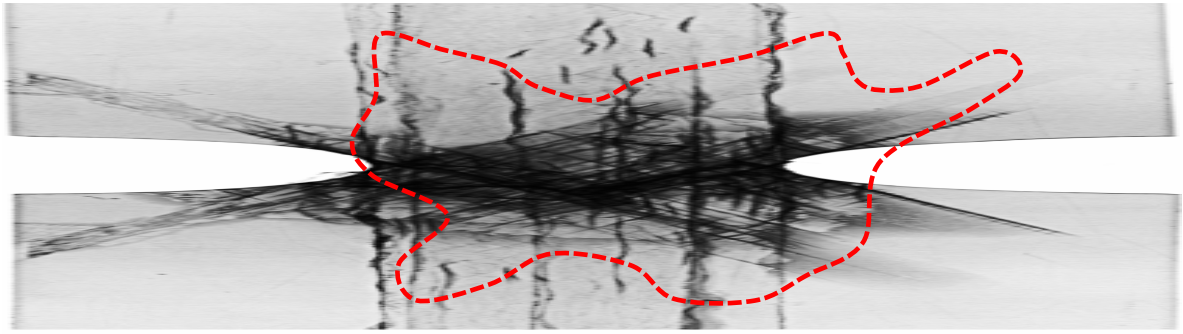


Figure 94. Zone délaminée dans une éprouvette  $[0_2, \pm 20_2]_s$ .

Dans ce drapage, on observe que la zone délaminée coïncide avec la zone fortement fissurée, ce qui est en accord avec la littérature [143] car les fissures matricielles provoquent des micro - délaminages en pointe de fissures qui coalescent pour former des zones macro - délaminées. En ce qui concerne les autres drapages, on a vu sur la Figure 92 que les éprouvettes contenant les plis à  $\pm 30^\circ$  montrent un endommagement étendu le long de toute l'éprouvette avec des zones complètement rompues par cisaillement (déchirées). On voit bien cet effet lorsqu'on fait des analyses par rayons X (Figure 95).

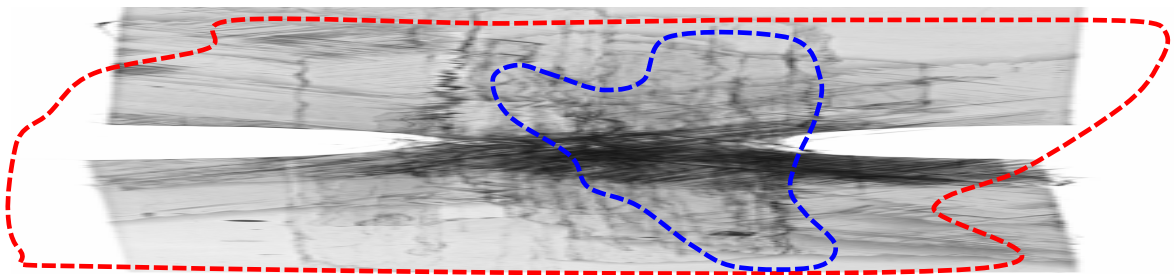


Figure 95. Radiographie éprouvette  $[0_2, \pm 30_2]_s$ .

On note une claire différence entre l'endommagement de ce drapage et le précédent. La zone délaminée est beaucoup plus étendue et elle ne se cantonne pas au voisinage de l'entaille mais occupe presque toute la longueur utile. On peut remarquer aussi la zone rompue par cisaillement (ligne bleue) caractérisée par une densité de fissures beaucoup plus élevée qui donne l'apparence de déchirure.

Le drapage quasi - isotrope ne montre pas de zones déchirées comme dans le cas  $[0_2, \pm 30_2]_s$ . Par contre, la présence d'un pli central à  $90^\circ$  par rapport à la charge fait apparaître de nouveaux types de fissures. Parmi ces fissures, on remarque des fissures intra - laminaires au sein du pli central indiqués par les flèches bleues dans les encadrés en pointillé rouge (Figure 96).

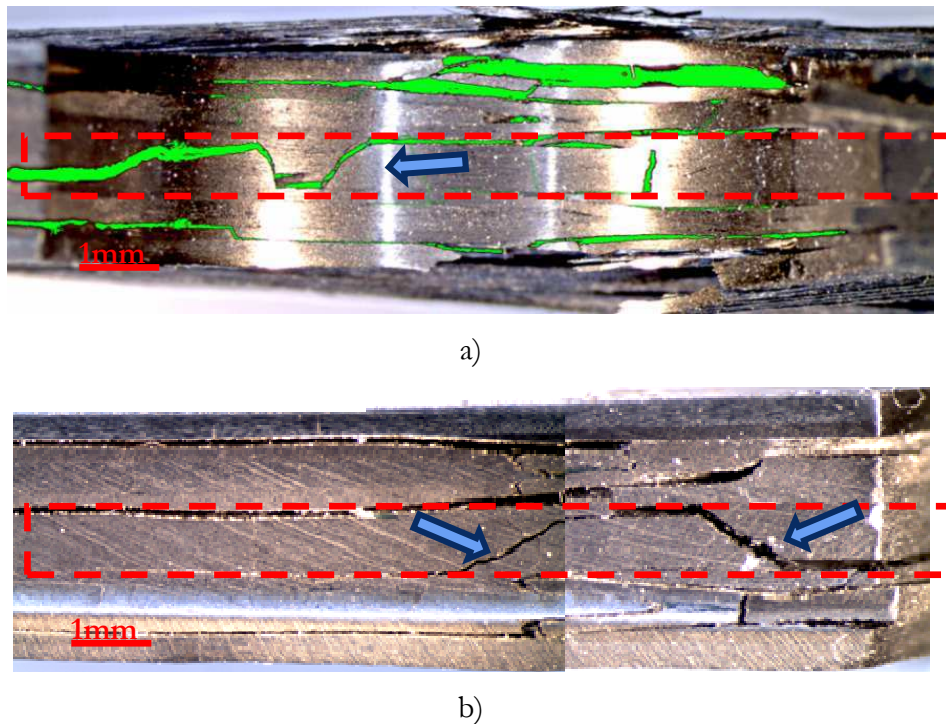


Figure 96. Fissures intra - laminaires dans le pli à 90°. a) entaille b) hors entaille.

Ces fissures intra – laminaires (flèches bleues) apparaissent dans l'entaille (Figure 96a) et aussi sur les bords (Figure 96b). L'orientation observée est d'environ 45° par rapport à la normale du plan du pli. Ces fissures connectent toujours des zones fortement délaminées. L'observation par rayons X de ces éprouvettes nous donne le résultat suivant (Figure 97):

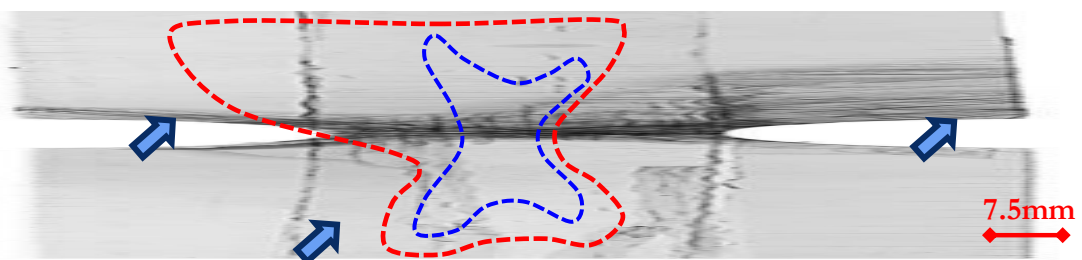


Figure 97. Radiographie post - mortem d'une éprouvette quasi – isotrope.

Comme on l'avait déjà constaté par des observations micrographiques, on vérifie que le délaminage (ligne rouge) est moins développé dans ce drapage que dans le  $[0_2, \pm 30_2]_s$ . Par contre, grâce à la radiographie, on est capable d'observer une fissuration matricielle des plis à  $\pm 45^\circ$  assez importante autour de l'entaille (zone délimitée par la ligne bleue). On remarque aussi le caractère non symétrique du délaminage et de la fissuration, beaucoup plus forte à gauche de l'entaille. En ce qui concerne le pli orienté à 90°, il y a une forte densité des fissures dans l'entaille, ce qui est tout à fait normal, mais on trouve aussi des

fissures très loin de l'entaille (flèches bleues). Ces fissures éloignées amorcent sur le bord et se propagent vers l'intérieur sans arriver à traverser toute l'éprouvette.

Alors que ce chapitre a présenté jusqu'à présent les modes d'endommagement des éprouvettes entaillées à température ambiante, les lignes qui suivent abordent la question de l'effet de la température sur le développement de l'endommagement. En effet, les essais en température (même s'ils n'entreront pas dans la base de données expérimentale visant à valider le modèle de comportement élaboré au chapitre précédent) vont apporter des informations sur la compétition entre certains types de dégradation (notamment le délaminage et la fissuration matricielle) et la viscosité de la matrice. Grâce à la technique des rayons X, on peut comparer d'une façon qualitative les quantités de délaminage et de fissuration présentes dans les éprouvettes. On montrera des comparaisons des radiographies post – mortem des éprouvettes testées à  $-40^{\circ}\text{C}$ ,  $20^{\circ}\text{C}$  et  $85^{\circ}\text{C}$  pour les drapages  $[0_2, \pm 20_2]_s$  et  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ . L'absence de radiographies du drapage à  $30^{\circ}$  est due au fort endommagement de cette éprouvette. On commence d'abord en analysant le drapage  $[0_2, \pm 20_2]_s$ .

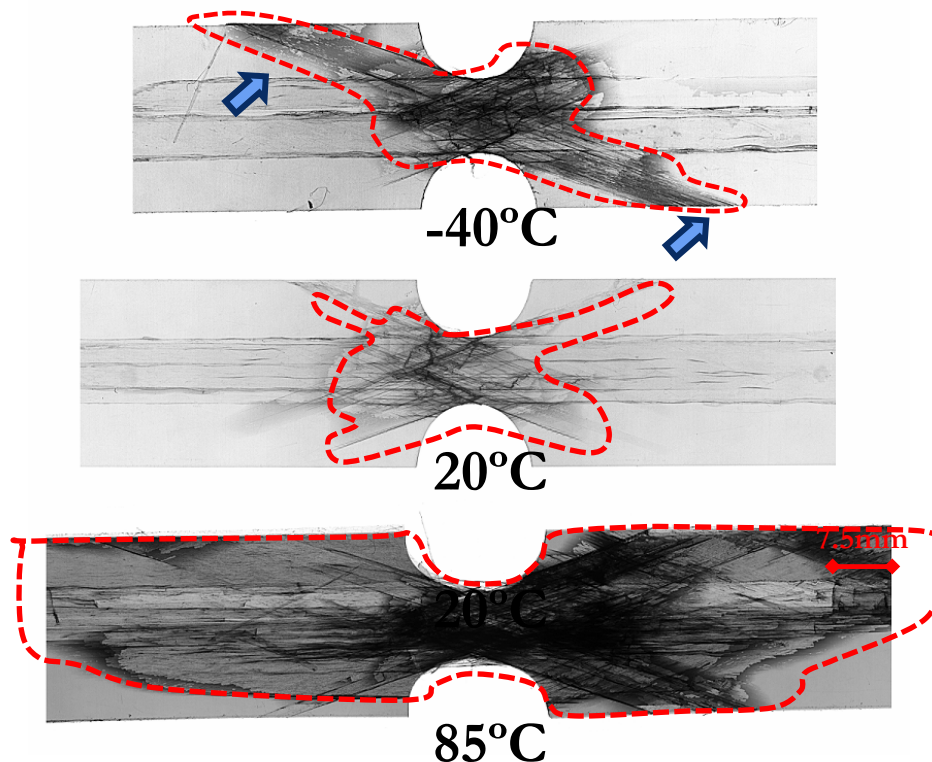


Figure 98. Comparaison des radiographies à trois températures  $[0_2, \pm 20_2]_s$



Dans cette figure, les différences d'endommagement sont clairement visibles, notamment dans l'éprouvette testée à chaud, qui montre un délaminage beaucoup plus développé par rapport aux autres éprouvettes testées à  $-40^{\circ}\text{C}$  et  $20^{\circ}\text{C}$  respectivement. Ce délaminage à chaud est concentré dans l'interface entre les plis à  $0^{\circ}$  et ceux à  $\pm 20^{\circ}$ . C'est cette interface qui montre toujours le plus grand délaminage, même si à chaud ces délaminages sont encore plus visibles. En ce que concerne les fissures matricielles, l'éprouvette à  $-40^{\circ}\text{C}$  semble avoir une densité un peu supérieur à celle à  $20^{\circ}\text{C}$ . Probablement, le caractère plus fragile de la rupture matricielle à froid permet des développements beaucoup plus rapides des fissures. Par contre, ce raisonnement nous devrait conduire à considérer une rupture matricielle et un délaminage à  $85^{\circ}\text{C}$  moins développé à cause de l'augmentation de la déformation à rupture de la matrice soit en traction soit en cisaillement. Néanmoins, on constate un état de l'éprouvette beaucoup plus endommagé à  $85^{\circ}\text{C}$ , au moins pour cette séquence qui favorise les effets de cisaillement.

On montre ci-dessous les radiographies des éprouvettes quasi – isotropes :

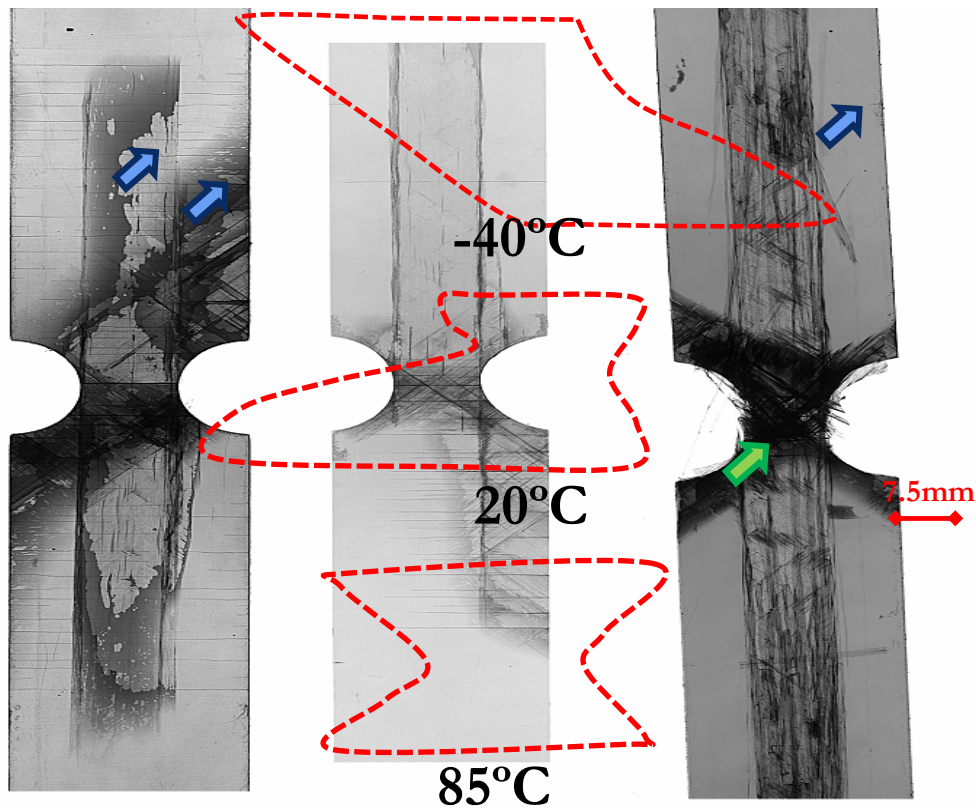
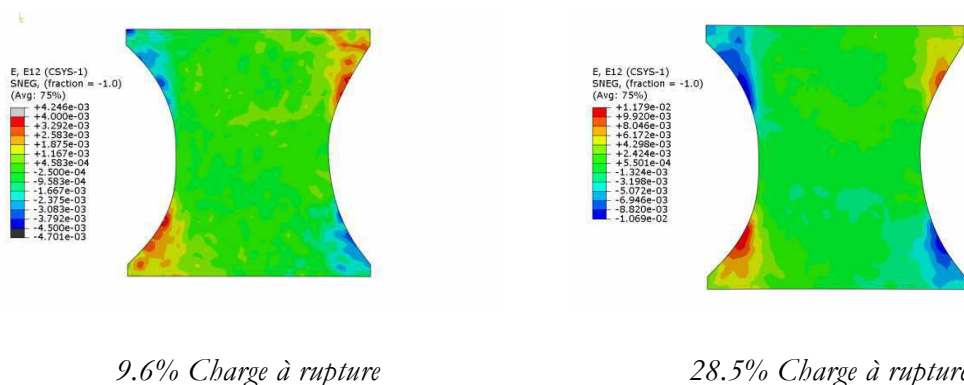


Figure 99. Comparaison de radiographies à trois températures des éprouvettes quasi - isotropes.

La différence la plus notable entre les trois températures est le degré de fissuration matricielle dans le pli central (90°). On constate que plus la température est élevée, plus le nombre des fissures matricielles dans le pli central est faible, c'est qui est en accord avec l'hypothèse de compétition entre l'endommagement matriciel et la viscosité. L'éprouvette à -20°C montre de l'endommagement matriciel dans toute sa partie utile avec des fissures qui s'amorcent aux deux bords libres. On trouve aussi des fissures qui traversent l'éprouvette loin des entailles (flèches bleues). On perd la symétrie de l'endommagement quand la température augmente. On peut observer que les fissures se concentrent à gauche de l'entaille (à 20°C) et surtout sur le bord qui subit le macro délaminage le plus fort, même s'il reste encore quelques fissures isolées de l'autre côté (flèche verte). En augmentant encore plus la température, on observe que l'endommagement est complètement concentré autour de l'entaille et que la symétrie de l'endommagement (délaminage et fissuration) est de nouveau présente. En ce qui concerne le délaminage, on trouve une forte concentration en forme de X autour de l'entaille produite par le délaminage entre les plis croisés et aussi entre ces derniers et le pli central. Comme dans les autres éprouvettes, les couches à 0° sont totalement délaminées dans toute la longueur de l'éprouvette. Ces couches étaient tellement séparées qu'on n'a pas pu imprégner correctement avec le liquide opacifiant.

La caractéristique commune à toutes les éprouvettes du Groupe I est le fort splitting qui s'amorce dans les fonds des entailles. Grâce aux techniques de corrélation d'image, on a pu étudier les champs de déformations d'une éprouvette quasi – isotrope pour essayer de comprendre quel type de déformation était responsable de l'apparition du splitting. La seule déformation qui se concentre à cet endroit et qui semble capable de provoquer une rupture matricielle est le cisaillement dans le plan. On montre le champ de déformation de cisaillement sur la Figure 100, pour différentes valeurs de la force à rupture.



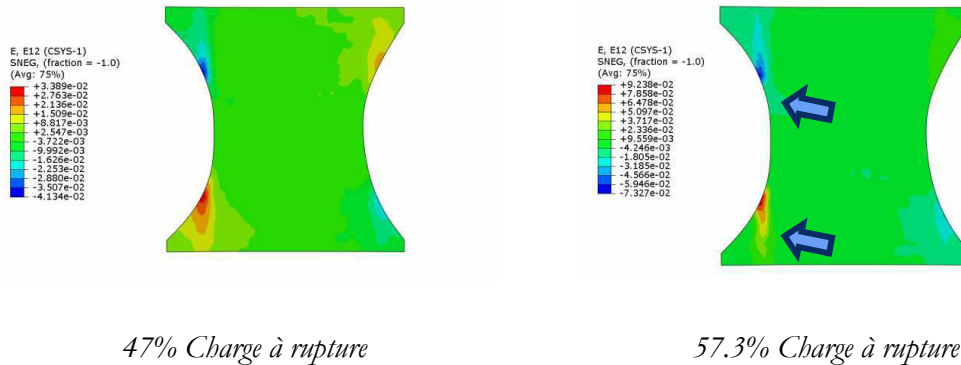


Figure 100. Champ de déformation de cisaillement d'une éprouvette quasi – isotrope a différents moments du chargement.

On peut voir sur cette figure que le cisaillement se concentre dans les endroits où le splitting apparait (Figure 89). L'état de cisaillement reste symétrique dans les deux premières images, correspondant à 9.6% et 28.5% de la charge maximale. La troisième image (47%), correspondant à la moitié du chargement, montre une légère concentration de déformation dans l'entaille gauche. A 57.3% on voit clairement une forte déformation localisée dans les points où le splitting est en train d'apparaître.

En résumé, les éprouvettes du Groupe I montrent plusieurs endommagement qui coexistent pendant le chargement : splitting, endommagement diffus, fissuration matricielle, rupture par cisaillement et surtout un fort délaminage, notamment entre les plis  $0^\circ/90^\circ$  et les plis croisés adjacents. On a montré par DIC que le splitting caractéristique de tous ces drapages est provoqué par une forte concentration de déformation en cisaillement.

### **Groupe II**

Le Groupe II, composé de la séquence  $[\pm 45_4]_s$ , est caractérisé par la présence de l'endommagement diffus et de la rupture par cisaillement en raison de l'absence des plis à  $0^\circ$ . Dans ce type d'éprouvette, on peut faire une correspondance directe entre les différentes parties de la courbe de traction (Figure 85) et les endommagements observés. Dans une première étape, qui correspond à la partie linéaire de la courbe, on ne voit aucun signe d'endommagement. Puis, la courbe perd sa linéarité et c'est à ce moment qu'on commence à voir les premières fissures amorcées (indiquées par les cercles blancs dans la Figure 101). D'autres fissures apparaissent lorsque la charge augmente (flèches blanches) mais aucune de ces fissures ne traverse jamais l'éprouvette. Finalement, la rupture finale de

l'éprouvette arrive sous forme de déchirement (typique des ruptures en cisaillement, troisième image).

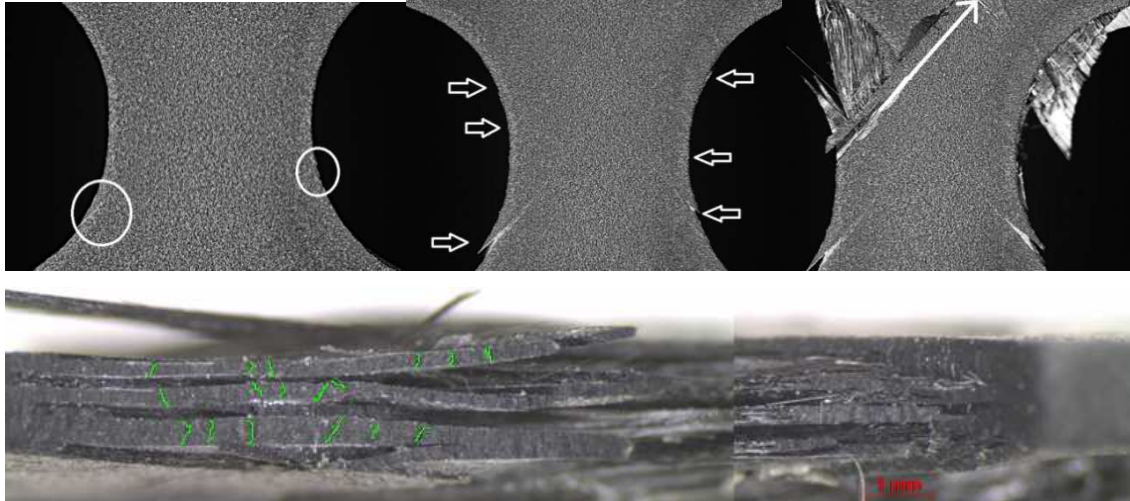


Figure 101. Observations de l'endommagement dans une éprouvette du Groupe II.

Une vue latérale de l'entaille montre la présence des fissures matricielles (en vert) dans tous les plis ainsi que du délaminage, très concentré dans le centre de l'entaille. On se servira des radiographies pour mieux étudier ce délaminage et l'influence de la température sur la cinétique de l'endommagement observé. Dans la Figure 102, on peut reconnaître certaines tendances vues dans les éprouvettes du groupe I, surtout l'augmentation de la fissuration des plis croisés avec la température. A basse température, les fissures sont concentrées dans l'entaille avec quelques-unes qui ont traversé toute l'éprouvette (flèches bleues). Le délaminage n'est pas très présent à cette température, dans la mesure où la fissuration matricielle brusque a provoqué la rupture de l'éprouvette avant l'apparition du délaminage, en raison de la cinétique très rapide provoquée par la fragilisation de la matrice à basse température.

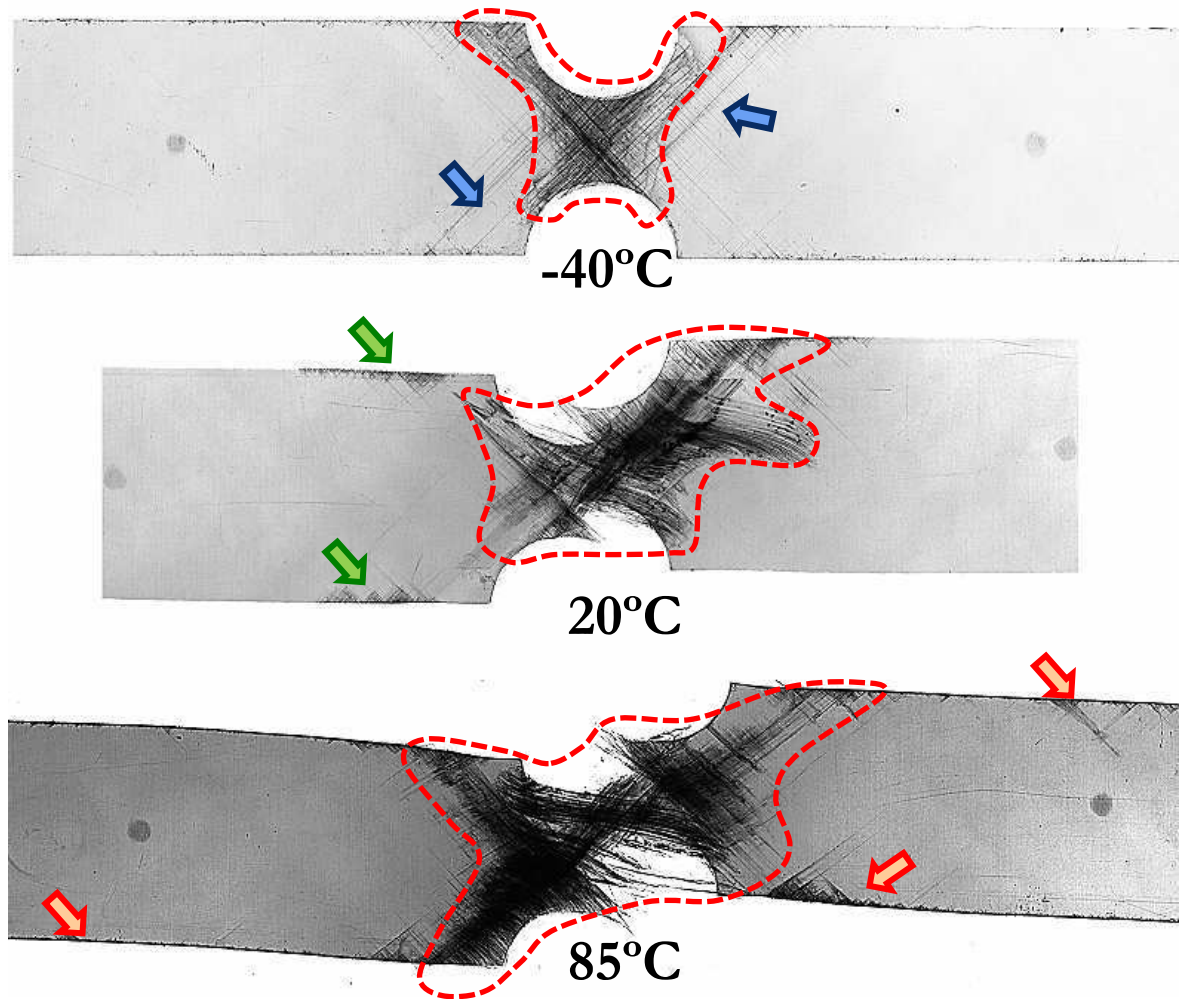


Figure 102. Radiographies post - mortem des éprouvettes  $[\pm 45_4]_s$  a trois températures.

A température ambiante, on observe des endommagements sur le bord libre loin de l'entaille (flèches vertes) et une zone de rupture plus déchirée et aussi beaucoup plus délaminée. L'endommagement augmente encore quand on arrive à  $85^{\circ}\text{C}$ . On voit des zones très délaminées en forme de croix et aussi des fissures amorcées sur le bord libre encore plus loin de l'entaille (flèches rouges). Après avoir étudié ces radiographies, on s'aperçoit que même si les modes d'endommagement sont essentiellement les mêmes, leur cinétique et leur étendue changent avec la température.

L'absence de plis à  $0^{\circ}$  nous va permettre d'observer directement le champ de déformation associé à l'orientation à  $45^{\circ}$  et nous donnera accès à une surface où les entrecroisements sont visibles. On monte dans la Figure 103 le champ de déformation axiale (repère global).



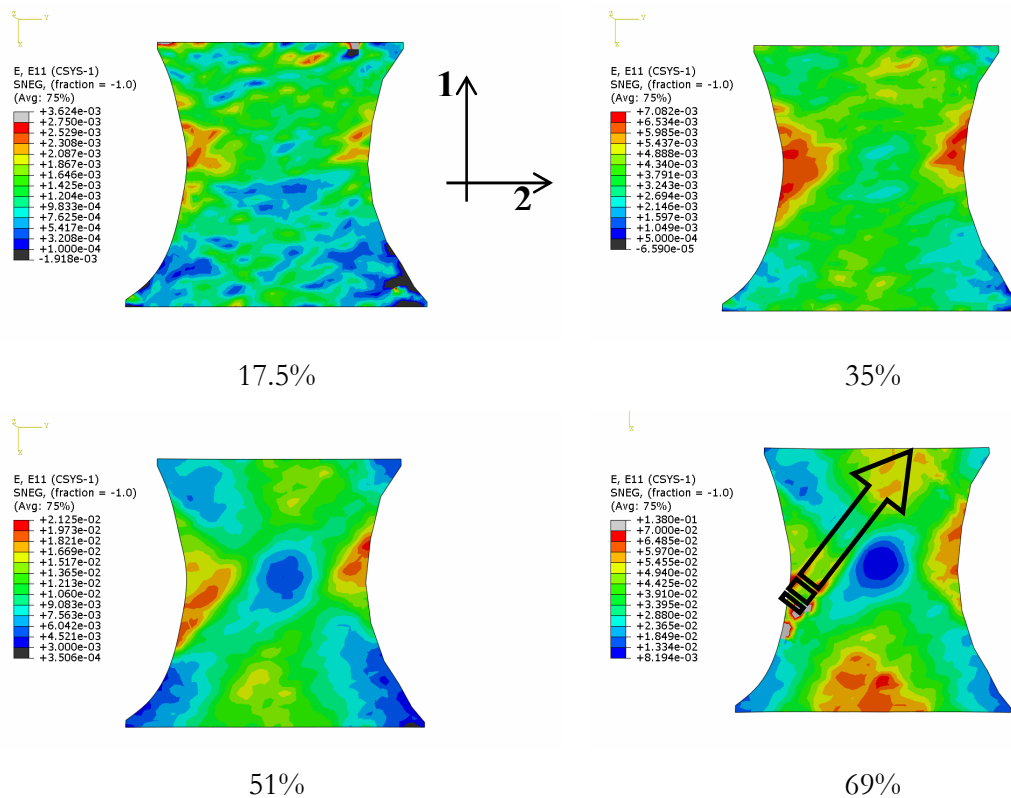


Figure 103. Corrélation d'images sur des éprouvettes  $[\pm 45_4]_s$  à différentes étapes du chargement exprimées en fraction de la charge à rupture.

On voit que dès le début, le maximum de déformation axiale se trouve au fond de l'entaille, ce qui est tout à fait raisonnable. Par contre, une zone de très faible déformation est trouvée dans le centre de l'éprouvette, juste à côté des zones de déformation maximale. Cette transition génère un fort gradient de déformations dans l'axe transversal (visible surtout sur les deux dernières images). La présence de ce « nœud » de faible déformation peut être le responsable de la trajectoire de la zone de rupture finale, qui dans ce cas, ne passe pas par le centre de l'éprouvette mais par l'endroit indiqué par la flèche noire.

### Groupe III

Les éprouvettes du Groupe III, avec la séquence  $[\pm 67.5_4]_s$ , ne montrent pas trop de différence entre les trois températures testées. On trouve toujours une rupture matricielle très nette avec une zone déchirée post – rupture très concentrée autour de la zone de rupture. La raison de la prépondérance de ce mode est la forte sollicitation de l'interface fibre/matrice dans ce drapage. On montre dans la Figure 104 les trois radiographies correspondant aux trois températures.

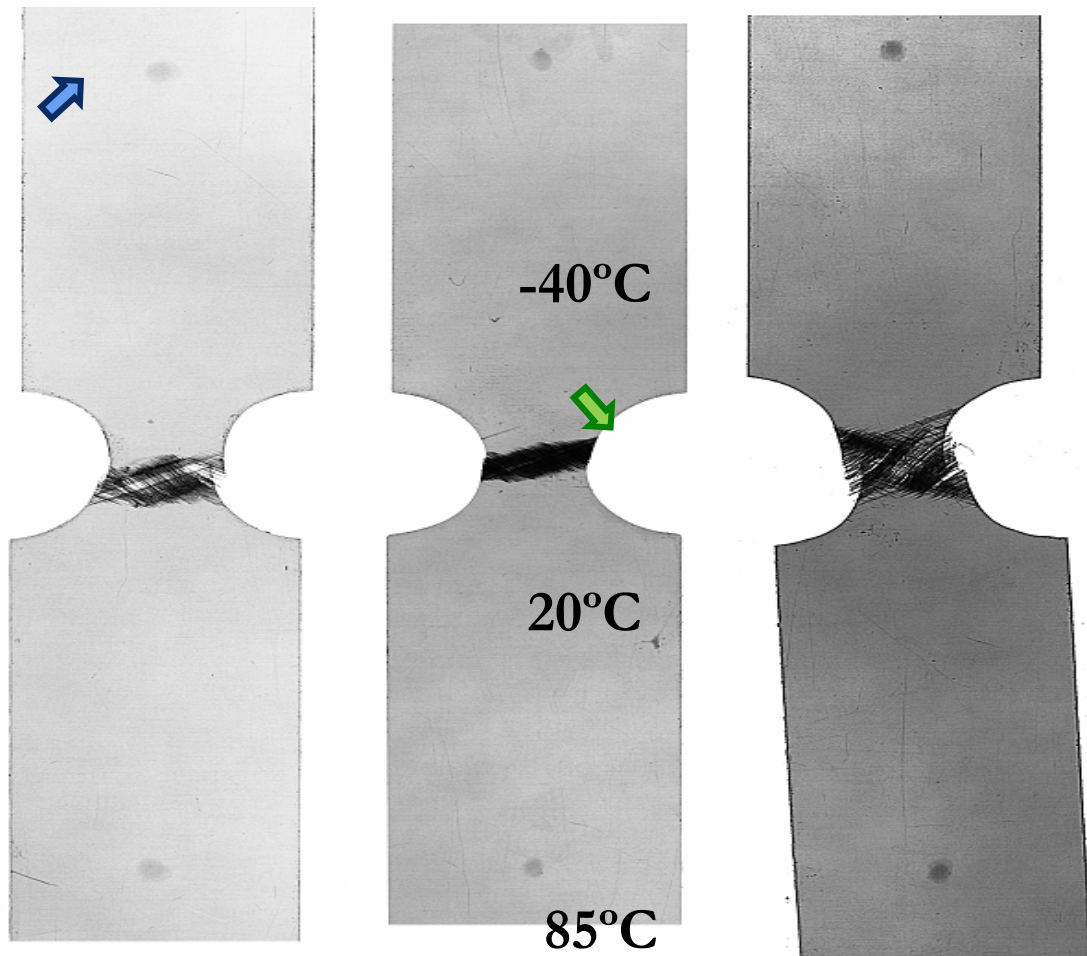


Figure 104. Radiographies post - mortem des éprouvettes  $[\pm 67.54]_s$  a trois températures.

Il y a très peu de différences entre ces trois clichés. On peut voir quelques fissures isolées qui s'amorcent loin de l'entaille à froid (flèche bleue), peut-être en raison du caractère plus fragile de la matrice à  $-40^{\circ}\text{C}$ . Une autre fissure isolée est repérée à température ambiante dans l'entaille, proche de la zone de rupture finale. Enfin, à haute température, on ne trouve pas de fissures isolées. La zone de rupture finale semble être un plus étendue que dans les autres cas. Il semble que l'interface fibre/matrice (fortement sollicité dans cette séquence) n'est pas très sensible à la température.

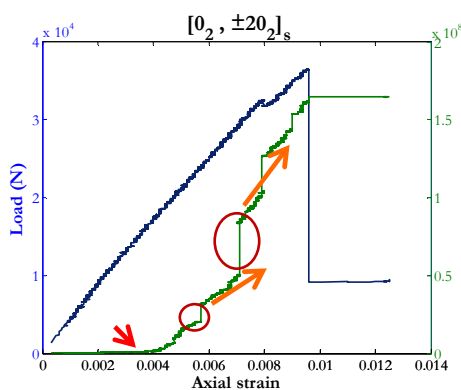
Avec cette séquence, on achève l'analyse de l'endommagement par observation des éprouvettes, soit micrographique, soit par rayons X ou via la technique de corrélation numérique d'image. Toutes ces analyses ont été faites post – mortem, ce qui nous empêche de connaître la séquence d'apparition des endommagements, leur intensité, etc... Pour pouvoir avoir accès à cette information, on analysera par la suite les données enregistrées par émission acoustique au cours de l'essai.

#### 4.3.2.2 Analyse de la cinétique d'endommagement par émission acoustique

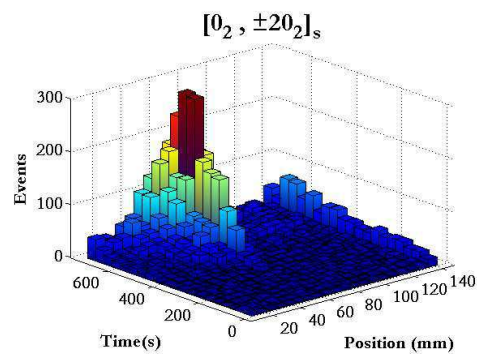
Comme on l'a décrit dans le premier chapitre, l'émission acoustique est une méthode par laquelle on est capable de dire à quel moment et à quel endroit l'endommagement apparaît et, en utilisant les autres données déjà présentées, être capable de distinguer (qualitativement) les modes d'endommagement impliqués. Dans cette étude, on va présenter systématiquement des cumuls d'énergie absolue, ce qui nous permettra de distinguer plus facilement des échos appartenant à chaque mode d'endommagement. On se servira aussi des histogrammes d'évènements dans le temps et l'espace pour montrer l'effet de l'entaille comme concentrateur d'endommagement. On va suivre la même démarche que celle présentée dans la section précédente : d'abord, les éprouvettes du Groupe I seront analysées à l'ambiante, puis on étudiera l'influence de la température. Après ce groupe, on présentera les résultats correspondant aux groupes II et III.

L'avantage de l'émission acoustique est la capacité de cet outil à étudier le comportement de l'éprouvette en temps réel. On disposera ainsi d'un moyen complémentaire d'interprétation de la cinétique d'endommagement, permettant de proposer un scénario d'apparition progressive de la dégradation (fissurations matricielles, délaminage, splitting...) mis en évidence post mortem sur les micrographies et radiographies X.

On débute par l'analyse du Groupe I, caractérisé par un important délaminage entre le pli à  $0^\circ$  et les plis adjacents, par splitting, et des ruptures matricielles par cisaillement. On montre dans la Figure 105 le résultat obtenu lors des essais sur des éprouvettes  $[0_2, \pm 20_2]_s$  à l'ambiante.



a)



b)



Figure 105. a) Cumul d'énergie absolue dans un essai de traction  $[0_2, 20_2]_s$ . b) histogramme 3D des evenements-temps-position.

On peut voir sur la Figure 105a la courbe de cumul d'énergie acoustique (en vert) en superposition avec la courbe de traction (en bleu) d'une éprouvette  $[0_2, \pm 20_2]_s$ . On constate qu'on commence à enregistrer des signaux presque dès le début (flèche rouge) même si on ne voit pas d'effets à l'échelle macroscopique sur la courbe de traction. Puis, à un niveau de déformation de 0.004, la pente de la courbe acoustique change brusquement ce qui indique l'apparition d'un nouvel endommagement, très probablement le début de la rupture matricielle des plis à  $20^\circ$  proche de l'entaille. Cette courbe est interrompue par des sauts d'énergie intermittents. Ces sauts correspondent à des évènements très énergétiques. C'est à ce moment-là que le splitting apparaît. Il semble donc raisonnable de considérer ce phénomène comme l'émetteur de ces signaux. Chaque petit saut correspond à une propagation du splitting. On note également une augmentation de la pente de la courbe acoustique, témoin d'une multiplication des sites d'évolution de l'endommagement. Ce phénomène est confirmé par l'histogramme 3D (Figure 105b), qui montre la concentration des évènements dans le centre (avec un petit décalage) de l'éprouvette. Si nous regardons cet histogramme par-dessus, on pourra voir une forme de triangle dans le plan temps – position (Figure 106).

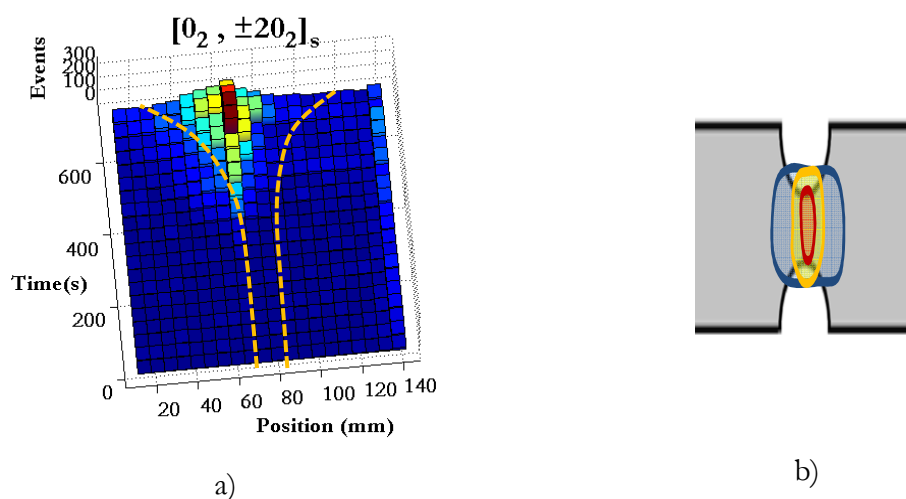


Figure 106. a) Vue de dessus de l'histogramme 3D. b) Augmentation de la zone endommagée au cours du temps.

Cette figure montre qu'à partir de la moitié de l'essai, l'aire du matériau qui émet des échos commence à augmenter et la pente du cumul acoustique augmente par voie de conséquence.

La séquence  $[0_2, \pm 30_2]_s$  montre un état post – mortem plus endommagé avec des plis à  $0^\circ$  complètement délaminés et des plis croisés rompus par cisaillement (déchirés).

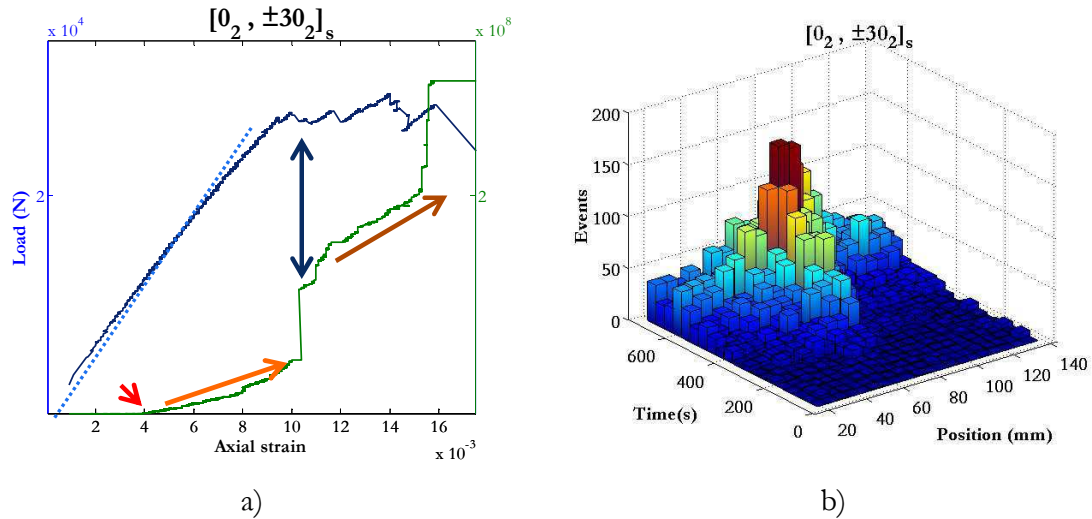


Figure 107. a) Cumul d'énergie (vert) et courbe de traction (bleu) et b) histogramme 3D d'une éprouvette  $[0_2, \pm 30_2]_s$ .

On peut observer quelques différences par rapport à la séquence précédente, comme par exemple le nombre de sauts. Ici, on voit deux grands sauts d'énergie qui, dans ce cas, ne correspondent qu'au splitting. Dans ce drapage, splitting et macro délaminage s'amorcent et se propagent ensemble. Le premier saut correspond effectivement à la première propagation du splitting avec le délaminage du pli à  $0^\circ$ . Ce délaminage commence à se propager, ce qui nous donne une pente de la courbe acoustique plus grande que celle avant délaminage. Enfin, un gros saut énergétique précède la rupture finale de l'éprouvette. Ce moment correspond à la rupture de quelques fibres dans l'entaille avant la rupture totale du reste des fibres. L'histogramme 3D nous apporte plus d'information, surtout en termes de surface endommagée. Encore une fois, il semble y avoir un bon accord entre l'émission acoustique et les observations car on constate une plus grande surface émettrice des signaux acoustiques dans le cas  $[0_2, \pm 30_2]_s$  (Figure 108).

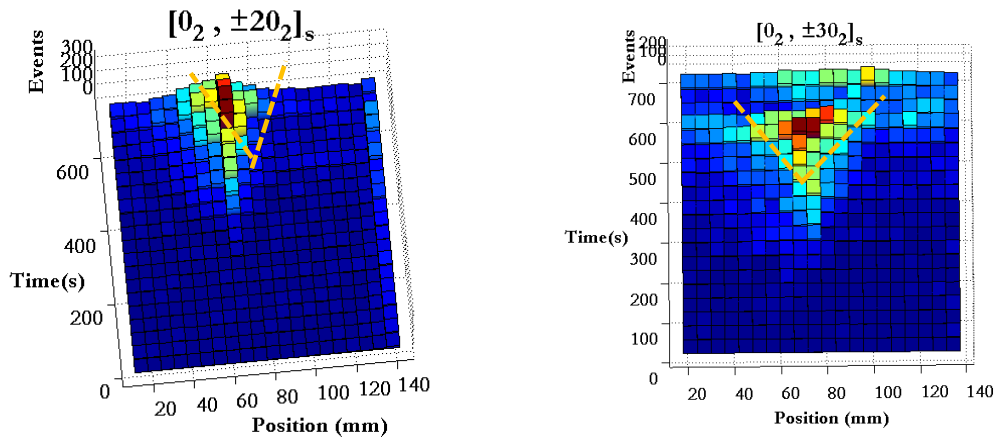


Figure 108. Comparaison des surfaces émettrices.

Il nous reste à analyser le drapage quasi – isotrope, qui a un comportement qualitativement similaire aux précédents. On montre le cumul et l'histogramme 3D dans la figure suivante :

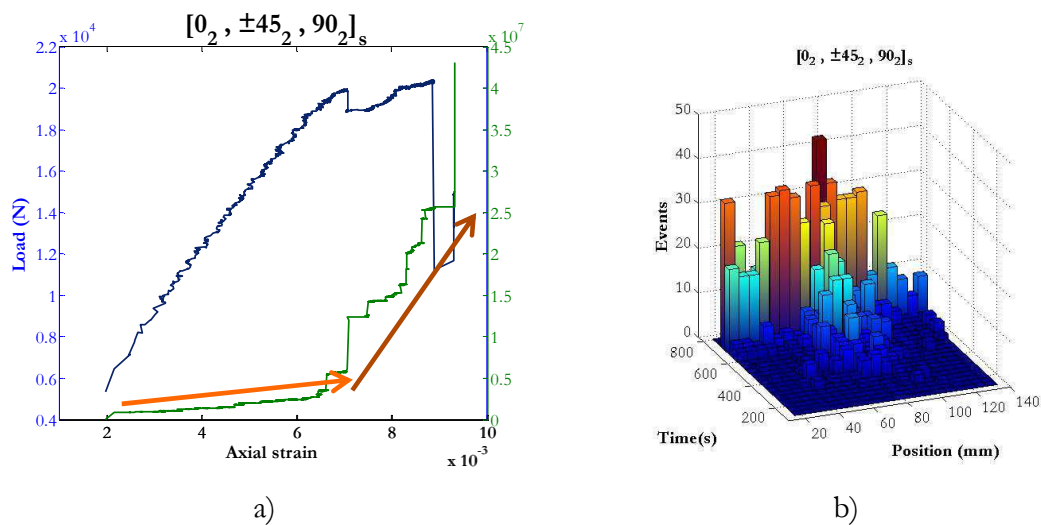


Figure 109. a) Cumul d'énergie acoustique et b) histogramme 3d d'une éprouvette  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ .

Dans cette séquence, le changement de cinétique est manifeste par rapport aux courbes correspondant aux éprouvettes  $[0_2, \pm 20_2]_s$  et  $[0_2, \pm 30_2]_s$ . La seule différence entre cette séquence et les précédentes est la présence du pli à  $90^\circ$  qui va provoquer l'apparition de la fissuration matricielle dans ce pli. La première partie de la courbe (augmentation régulière de l'activité acoustique et légère non linéarité de la courbe force – déformation) est due à cette fissuration matricielle à laquelle s'ajoute une contribution d'endommagement diffus provenant des plis croisés. Le macro délaminage apparaît peu avant la charge à rupture, ce qui provoque des sauts dans la courbe. Ces sauts sont plus progressifs que dans

les cas précédents, ce qui pourrait indiquer une propagation moins brusque de cet endommagement. Par rapport à l'histogramme 3D, on peut observer que la zone de l'entaille concentre des signaux jusqu'à l'apparition du premier évènement acoustique puis on note une extension vers le voisinage.

En ce qui concerne l'influence de la température sur les signaux acoustiques, les courbes de cumul du cas  $[0_2, \pm 20_2]_s$  ont la forme suivante.

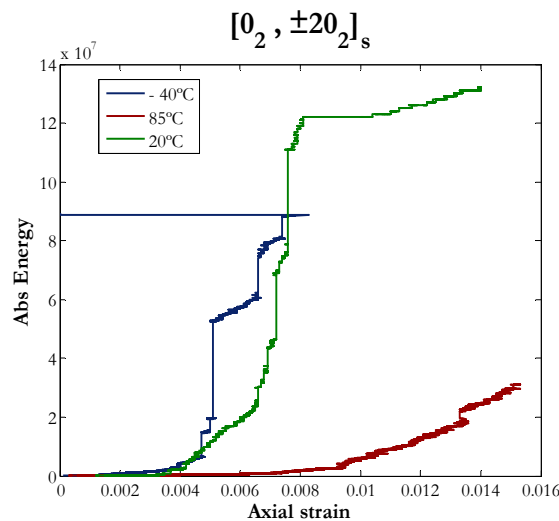


Figure 110. Comparaison des cumuls d'énergie du drapage  $[0_2, \pm 20_2]_s$ .

Le comportement observé dans cette éprouvette montre une tendance décroissante de l'énergie cumulée par rapport à la température : des évènements plus énergétiques à froid et à l'ambiante, et moins énergétiques à 85°C. Dans ce drapage, on privilège davantage des délaminages et des ruptures de fibres. Avec les données de la Figure 110, on peut dire que les énergies libérées par le splitting et le macro délaminage associé dépendent fortement de la température. Ce raisonnement est appuyé par l'effet que l'énergie de rupture dépend du module de Young du matériau. Etant donné que l'énergie acoustique est liée à cette énergie libérée, et que le rapport entre le module à froid et à chaud est d'environ 8, l'écart trouvé peut être expliqué partiellement par les différences d'énergie libérée provoquées par les différences de rigidité du matériau. Néanmoins, il y a d'autres explications envisageables comme une possible différence dans le nombre de fissures, la vitesse de propagation de ces fissures, etc... En effet, si le matériau se fissure plus facilement (ou subit un délaminage plus important), les émissions acoustiques seront plus importantes, ainsi que l'énergie

reçue. Par exemple, si nous regardons la courbe acoustique correspondant au drapage quasi – isotrope, on obtient :

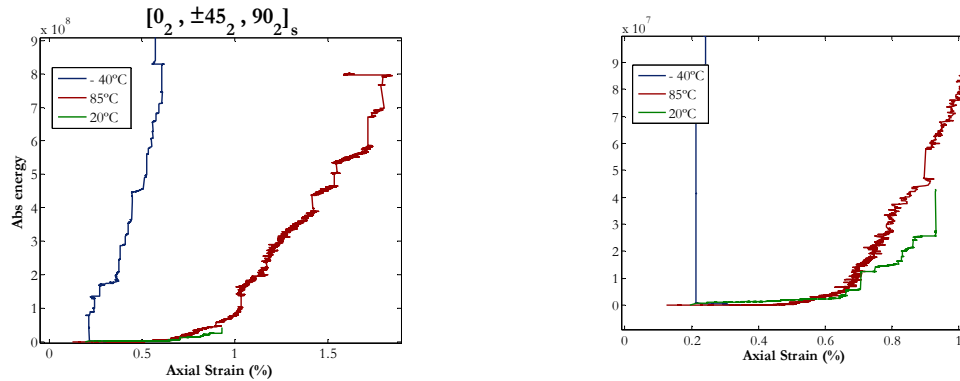


Figure 111. Comparaison cumul d'énergie du drapage quasi - isotrope et zoom de la partie basse énergie.

Le drapage quasi – isotrope montre une grande différence entre l'essai à froid et celui à 85°C mais cette fois-ci l'essai à température ambiante est plus proche de l'essai à chaud. Il faut regarder dans la zone de très basse énergie pour s'apercevoir qu'à 20°C l'activité se déclenche en même temps qu'à -40°C mais les énergies libérées n'ont pas le même niveau. La différence entre ces deux drapages ( $[0_2, \pm 20_2]_s$  et quasi – isotrope) est le mode d'endommagement mis en jeu avec un rôle plus marqué de la fissuration matricielle et de l'endommagement diffus dans l'éprouvette quasi – isotrope. C'est l'analyse des éprouvettes du Groupe II qui nous donnera quelques pistes sur ces différences. On montre ci-dessous la comparaison du comportement mécanique et acoustique et l'histogramme 3D correspondant :

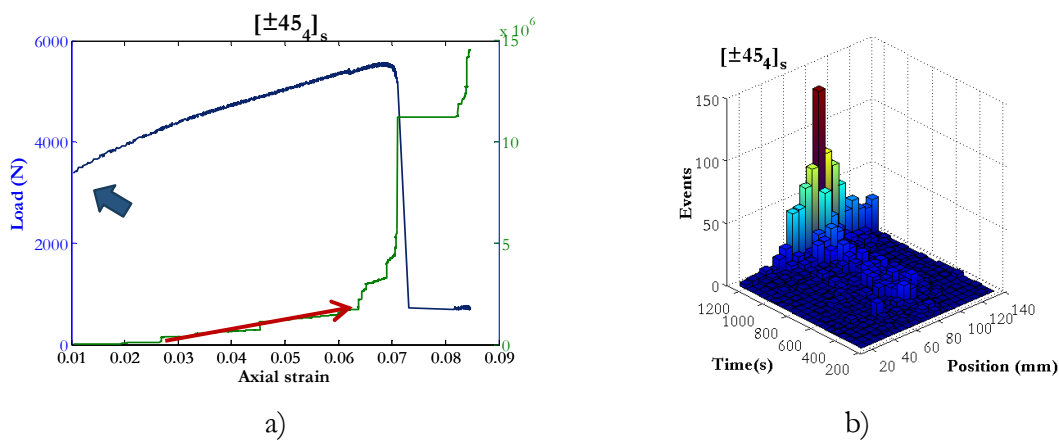


Figure 112. a) Comportement mécanique et acoustique et b) histogramme 3d d'une éprouvette  $[\pm 45_4]_s$ .

Le premier détail important est le moment à partir duquel l'émission acoustique commence à être détectée (flèche bleue). En effet, il n'y a pas d'activité acoustique (et donc pas d'endommagement) dans la toute première partie de la courbe (celle correspondant au comportement linéaire et au début de la partie non linéaire). Cette partie n'est pas enregistrée et donc pas tracée sur la Figure 112. Après l'apparition du premier écho, le cumul montre une pente à peu près constante. Cette phase correspond au glissement des plis les uns sur les autres. L'activité acoustique commence à augmenter juste avant la rupture finale, générant un important saut d'énergie provoqué par la rupture matricielle et le déchirement de la zone de rupture. En ce qui concerne l'histogramme 3D, il a une forme qui nous rappelle celle du drapage quasi – isotrope avec une activité concentrée dans l'entaille qui est détectée assez tôt et qui, avant l'apparition de la rupture finale (derniers instants de la déformation) reste confinée dans cette zone. Ce fait pourrait indiquer que c'est le mécanisme de dégradation des plis à  $\pm 45^\circ$  qui est responsable de la particularité du comportement du drapage quasi – isotrope. La variation par rapport à la température des courbes de cumul d'énergie (Figure 113) apporte des arguments complémentaires.

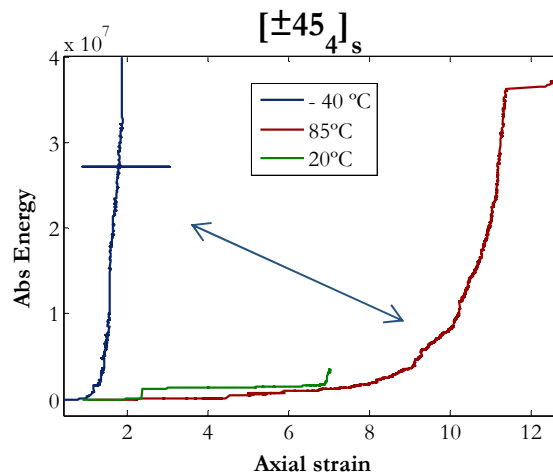


Figure 113. Comparaison des cumuls d'énergie de la séquence  $[\pm 45]_4$ s.

Cette figure permet de corroborer l'hypothèse que les plis à  $\pm 45^\circ$  et l'endommagement associé ont une forte influence puisque la signature acoustique enregistrée en fonction de la température est très similaire à celle qu'on a retrouvée dans le drapage quasi – isotrope (dont la dépendance à la température est différente de celle des drapages à  $20^\circ$  et  $30^\circ$ ). Il est clair que soit l'endommagement diffus, soit le glissement, soit la rupture matricielle, ou l'ensemble de ces mécanismes joue un rôle très important dans les signatures acoustiques. Cette conclusion souligne l'intérêt des tests réalisés sur une séquence quasi-isotrope, dans

une perspective de validation du modèle d'endommagement, dans la mesure où tous les modes d'endommagement possibles sont couplés et activés simultanément dans ce type d'éprouvette.

Avec ce groupe d'éprouvettes s'achève l'analyse acoustique de cette campagne d'essais. L'absence du Groupe III ( $[\pm 67.5_4]_s$ ) n'est pas une omission : ces éprouvettes n'émettent aucun signal acoustique pendant les essais jusqu'au moment de la rupture finale. Ainsi, le comportement non linéaire manifesté par ce drapage, notamment à haute température, est exclusivement provoqué par la viscosité de la matrice et non pas par une forme quelconque d'endommagement. Ce fait met en évidence l'importance de la viscosité dans le comportement des éprouvettes dans lesquelles les plis à  $0^\circ$  sont absents.

## **4.4 Conclusions**

---

Dans ce chapitre, le comportement statique du composite bobiné a été étudié grâce à une campagne d'essais de traction dans le but d'avoir une base de données pour comparer les prédictions du modèle et pour améliorer la compréhension et la connaissance des modes d'endommagement des composites bobinés. La géométrie de ces éprouvettes a été conçue de sorte à favoriser l'apparition de plusieurs modes d'endommagement simultanément et à localiser la rupture dans un endroit déterminé. Parmi les différentes géométries possibles, on a choisi d'usiner des entailles sur les bords de l'éprouvette, ce qui nous a permis d'observer facilement le fond de ce concentrateur de contrainte. Toujours dans le but de mieux comprendre le comportement endommageable du matériau, on a fait varier la température en ajoutant des essais à  $-40^\circ\text{C}$  et à  $85^\circ\text{C}$ . Même si ces essais spécifiques en température ne seront pas confrontés à la simulation dans le prochain chapitre, ils ont fourni des informations supplémentaires sur le rôle de la matrice, notamment de la viscosité, dans le comportement du composite bobiné. Tous les essais ont été multi – instrumentés en utilisant plusieurs approches pour approfondir la connaissance de l'endommagement, soit par observations post mortem via des micrographies et des observations par rayons X, soit par suivi en temps réel grâce à l'utilisation de l'émission acoustique. En ce qui concerne les séquences testées, on les a regroupées en trois familles différentes qui présentent un processus d'endommagement similaire, d'après l'analyse des courbes de traction :

- Groupe I : les éprouvettes qui contiennent des plis à  $0^\circ$  où la rupture des fibres pilote la rupture finale mais avec une forte présence de délaminage.
- Groupe II : la séquence à  $\pm 45^\circ$  où l'éprouvette subit un chargement en cisaillement. Ce groupe montre un comportement fortement non linéaire avec une forte déformation résiduelle et un effet de la température dans le comportement. La rupture finale arrive quand la rupture matricielle se propage au travers des entrecroisements.
- Groupe III : la séquence à  $\pm 67.5^\circ$  où la interface matrice – fibre est très fortement sollicité en traction en cisaillement. Ces éprouvettes montrent l'effet de la viscosité dans le comportement non linéaire car aucun évènement acoustique n'est détecté jusqu'à la rupture finale provoquée par la première fissure.

L'analyse des données acoustiques montre l'effet de la température dans l'énergie acoustique libérée, les émissions à froid étant beaucoup plus énergétiques qu'à chaud. Ce fait pourrait être expliqué par la fragilisation de la matrice époxy à basse température. Cette hypothèse nous conduit à penser que l'endommagement matriciel doit diminuer avec l'augmentation de la température donc de la viscosité. Dans le cas du pli transverse (traction perpendiculaire à l'interface), on observe une fissuration beaucoup moins dense à chaud, ce qui est en accord avec notre hypothèse. Par contre, dès que des contraintes de cisaillement (plan, et surtout hors plan) sont mises en jeu, le délaminage et la rupture provoqués par le cisaillement plan (déchirement des plis) ont une évolution contraire (voir le drapage  $[0_2, \pm 30_2]_s$ ), avec un fort endommagement à haute température. Ce type de comportement résiste pour l'instant aux explications élémentaires, même si on dispose de certaines pistes pour justifier la précocité de l'apparition du délaminage dans les composites bobinés, quelle que soit la température : ce phénomène peut trouver son origine dans l'architecture spécifique de ce type de composite. En effet, l'entrecroisement présent dans les plis croisés, et inhérent au procédé d'élaboration, provoque des ondulations dans le plan qui vont affecter les plis déposés par-dessus. Ce phénomène est illustré sur l'image suivante :



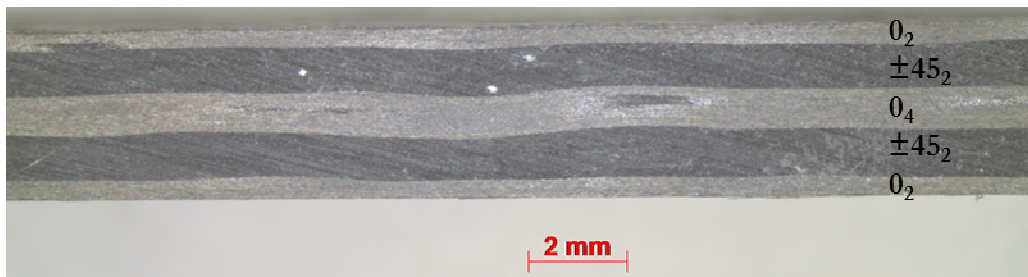


Figure 114. Vue latérale d'une éprouvette  $[0_2, \pm 45_2, 0_2]_s$ .

On montrera dans le chapitre suivant que cette ondulation a une influence sur la cinétique du délaminage et même sur la rupture des fibres.

En résumé, on a étudié le comportement de structures en composite bobiné soumises à un état complexe de contrainte. Certaines différences ont été constatées par rapport à d'autres types de composites, notamment en raison de l'influence de l'architecture du matériau. D'une part, on trouve que la présence de l'entrecroisement empêche les fissures de traverser toute la largeur de l'éprouvette et provoque l'apparition d'une grande déformation résiduelle. La rupture finale arrive par déchirement des entrecroisements à une charge beaucoup plus élevée que le même matériau à architecture stratifiée. D'autre part, on trouve que le processus d'enroulement filamentaire crée une surface qui n'est pas plane mais ondulée ce qui peut avoir des conséquences, principalement dans l'amorçage et la cinétique du délaminage.





---

# CHAPITRE V:

## VALIDATION DU MODELE ET APPLICATION A LA TENUE DE RESERVOIRS HYPERBARES

---

## 5.1 Introduction

---

Ce chapitre est composé de deux parties bien différenciées: la première partie porte sur la confrontation du modèle d'endommagement avec les données issues de certains essais de traction sur éprouvettes entaillées montrés dans le chapitre précédente. Cette procédure de validation nous permettra de vérifier les capacités du modèle par différentes voies comme la comparaison des courbes de traction (information macroscopique, présentant la force en fonction du déplacement enregistré entre les marqueurs déposés sur l'éprouvette) et des charges à rupture, la comparaison des cartographies d'endommagement avec des micrographies post mortem pour étudier les types et la localisation des endommagements. Des radiographies (aussi post – mortem) nous permettront de comparer l'extension des endommagements dans le plan de l'éprouvette. On se servira aussi de l'émission acoustique virtuelle pour confronter modèle et expérience.

Une fois ce modèle validé, il sera utilisé pour étudier le comportement, notamment l'éclatement, d'une structure complexe fabriquée par enroulement filamentaire : le réservoir type IV haute pression. Cette structure sera d'abord présentée en détaillant sa composition, le processus de fabrication et ses particularités. Puis, la modélisation par EF de cette structure sera décrite en détail : géométrie, variation d'orientation dans le dôme, conditions aux limites etc... Le cœur de cette partie sera la confrontation des résultats expérimentaux et numériques en termes de comportement mécanique, de prédiction de l'éclatement et d'autres phénomènes comme la fuite du liquide de pressurisation. Une étude comparative entre le modèle déterministe et probabiliste sera faite à la fin du chapitre.

## 5.2 Validation numérique

---

Dans cette première partie du chapitre, on exploitera les essais de traction effectués sur des éprouvettes entaillées, et dont les résultats ont été présentés dans le chapitre précédent, en les comparant aux résultats de simulations réalisées avec le modèle d'endommagement développé au Chapitre 3. Notre but est d'analyser ses performances, ses points forts et faibles, pour pouvoir poursuivre son amélioration dans le cadre des études futures. La simulation du comportement de ces éprouvettes (et de leur état de contraintes complexe) constitue un exemple de calcul de structures suffisamment contraignant pour valider, ou non, la capacité du modèle à capter cet état et les différents endommagements associés aux différentes séquences d'empilement.

### 5.2.1 Modèle éléments finis des éprouvettes entaillées

#### 5.2.1.1 Géométrie.

On rappelle la géométrie des éprouvettes entaillées qui seront modélisées par Eléments Finis dans le logiciel commercial ABAQUS®. Il ne faut pas oublier que notre but ultime est de développer un outil qui soit utilisable par des Bureaux d'Etudes et donc, aisément intégrable dans un logiciel de calcul commercial.

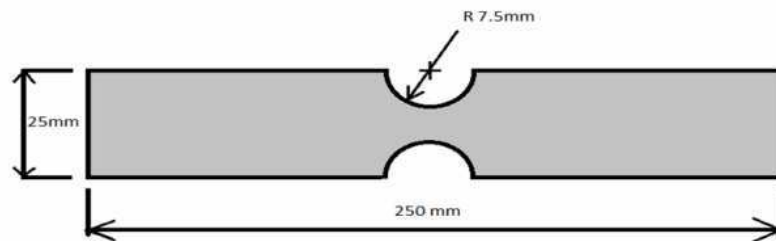
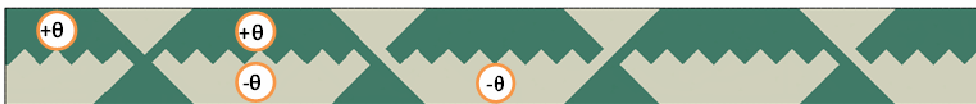


Figure 115. Géométrie des éprouvettes entaillées.

L'épaisseur par pli est de 0.22mm environ. On a construit deux types de modèles différents pour pouvoir utiliser les deux versions du modèle développées :

- Modèle 3D : modèle d'endommagement complet avec prise en compte de l'endommagement hors – plan.
- Modèle Coque : simplification du modèle d'endommagement sans contribution hors – plan.

On montre ci –dessous les géométries résultantes dans les deux cas mentionnés :



a)

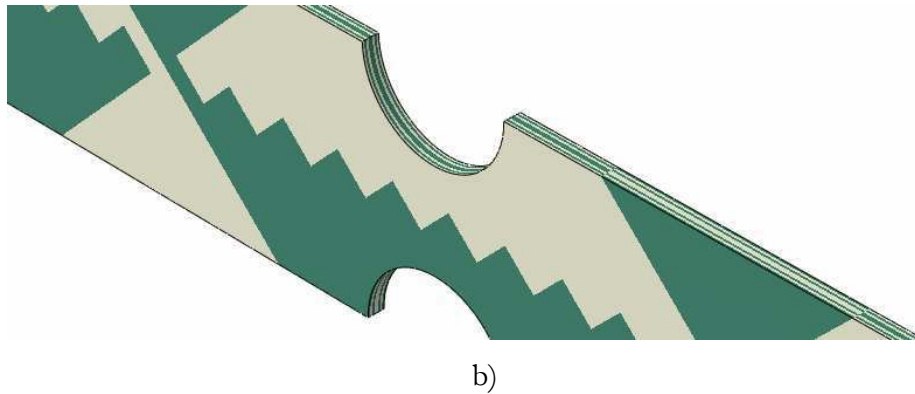


Figure 116. a) Modèle EF coque et b) 3D d'une éprouvette  $[\pm 45]_s$

On peut voir dans les deux cas la présence de l'entrecroisement pour essayer de rendre le plus réaliste possible nos simulations. La démarche suivie est identique à celle expliquée dans le Chapitre 3 pour la simulation des éprouvettes droites lors du processus d'identification. Les orientations ont été inversées entre deux sections adjacentes pour représenter les conséquences du procédé de bobinage. De cette manière, on retrouvera une alternance des orientations  $[+0,-0, +0,-0\dots]$  et  $[-0, +0, -0, +0\dots]$  entre les sections adjacentes. Cette technique a été utilisée par exemple dans les travaux de [144] pour comparer les mesures DIC avec des calculs EF. En ce qui concerne le modèle complet (3D), on doit remarquer que les interfaces n'ont pas été modélisées, comme dans le cas des travaux de Cachan [79] ou [145], et toute l'éprouvette est un solide continu. De cette façon, on gagne en temps de calcul et en simplicité du modèle.

#### 5.2.1.2 Maillage, Conditions aux limites et chargement.

On présente les données du maillage de chaque modèle dans le tableau suivant :

	Type d'élément	Nombre d'éléments
Modèle coque	S6R/S8R	7708
Modèle 3D	C3D15	27000

Tableau 7. Caractéristiques du maillage.

La présence des éléments triangulaires (S6R) ou prismatiques (C3D15) est imposée par la complexité de la géométrie et notamment par la présence des entrecroisements. Tous les éléments utilisés sont quadratiques, à intégration réduite pour les éléments coque, complète pour les éléments volumiques. Des tests de convergence du résultat ont été faits, d'abord en utilisant des calculs élastiques pour étudier la convergence en contraintes, puis pour calibrer les paramètres de régularisation visqueuse. Ces paramètres ont été identifiés de telle

sorte que la zone endommagée n'évolue pas en fonction de la taille de maille. On n'attend pas une convergence totale en comportement mais la dépendance au maillage est fortement réduite. Des images des maillages résultants sont présentées sur la Figure 117 :



Figure 117. Maillage a) coque et b) 3D.

Pour le modèle 3D, on impose un élément par pli dans l'épaisseur. Ce choix, sur lequel il sera peut-être nécessaire de revenir, est un compromis entre un nombre d'éléments raisonnable (et des temps de calcul acceptables) et une discrétisation suffisamment fine de l'épaisseur. La figure suivante présente une vue de l'entaille du modèle EF 3D de l'éprouvette quasi – isotrope.

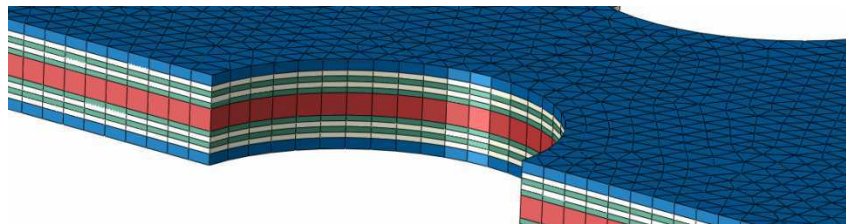


Figure 118. Vue du maillage dans l'épaisseur du modèle 3D quasi - isotrope.

Pour représenter l'essai de traction, on a bloqué les déplacements d'un côté de l'éprouvette (sur une surface représentant le mors) et imposé un déplacement à une vitesse de 0.5mm/min sur le côté opposé. Ces conditions et chargement sont indiqués dans la Figure 119.

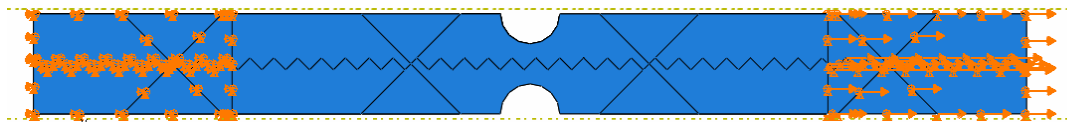


Figure 119. Conditions aux limites et chargement imposé.

Les deux paragraphes suivants présentent des simulations du comportement des éprouvettes entaillées de séquences  $[\pm 45_4]_s$  et  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ , qui seront comparées aux résultats expérimentaux détaillés au chapitre précédent. Le choix a été fait de ne pas procéder à la simulation systématique de toutes les séquences évoquées au Chapitre 4 mais



de se concentrer sur les empilements les plus complexes et les plus représentatifs (par l'activation de nombreux modes d'endommagement) du comportement du bobiné.

## 5.2.2 Simulation des éprouvettes entaillées $[\pm 45]_s$

### 5.2.2.1 Analyse des courbes de traction et charges a rupture

On présentera d'abord cette séquence puisqu'elle nous permettra d'étudier l'effet de l'entaille sur le comportement, par rapport aux éprouvettes droites sur lesquelles on a identifié le comportement en cisaillement du composite bobiné. On notera que le comportement de cette séquence sera simulé à l'aide de la version déterministe du modèle. En effet, comme nous le verrons, la rupture des fibres (seul endommagement considéré comme probabiliste) n'est pas le mode prédominant dans cette séquence. La comparaison numérique – expérimental de la courbe de traction est montrée ci-dessous.

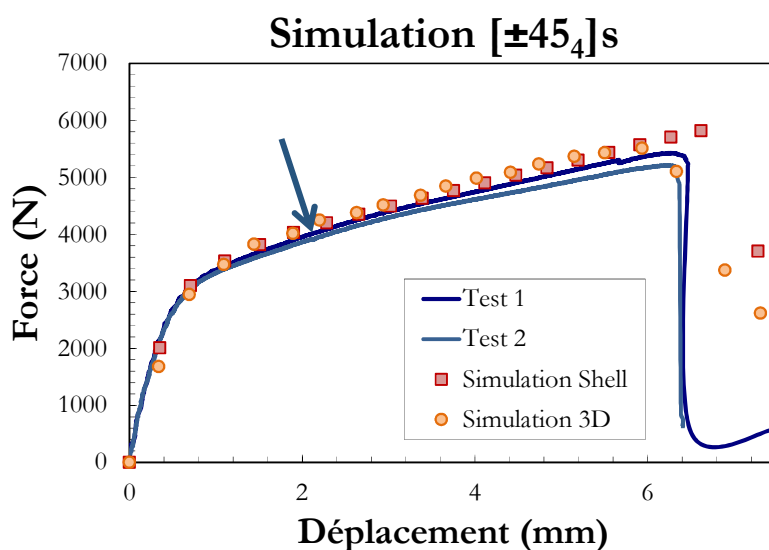


Figure 120. Courbes de traction numérique et expérimentale de l'éprouvette entaillée  $[\pm 45]_s$ .

On voit que le modèle d'endommagement est capable de reproduire le comportement de ces éprouvettes entaillées d'une façon très satisfaisante. La petite diminution de pente est captée par le modèle au même moment que celui de son apparition sur les éprouvettes réelles (flèche bleue). Il est clair que l'effet de l'entaille modifie le comportement macroscopique de l'éprouvette, en raison de la modification des endommagements et du glissement autour de l'entaille, et que le modèle reproduit d'une façon satisfaisante ce phénomène. En ce qui concerne la rupture, le modèle 3D prédit une charge à rupture plus proche de la réalité que le modèle coque, même si les deux prédictions sont très proches.

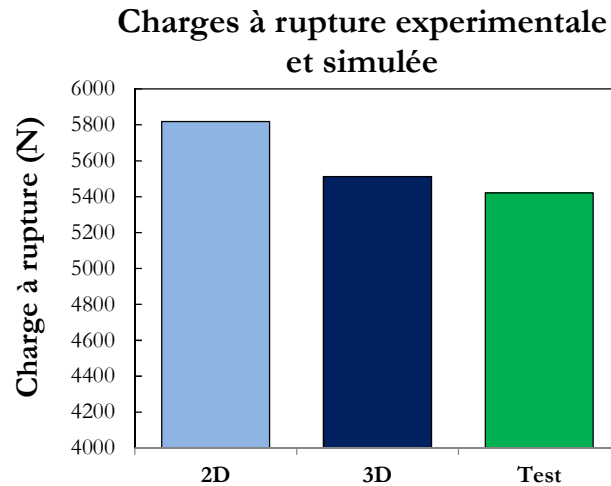


Figure 121. Comparaison des charges à rupture.

---

#### 5.2.2.2 Emission acoustique virtuelle

---

Un autre paramètre macroscopique peut être comparé directement avec les données obtenues lors des essais : l'énergie cumulée acquise par le système de mesure de l'émission acoustique. Grâce aux émissions virtuelles implémentées dans le modèle d'endommagement (chapitre 3 section 3.4.4 « Emission Acoustique Virtuelle), on est capable de reproduire numériquement le phénomène d'émission acoustique (EA) et d'améliorer la compréhension des données expérimentales via la comparaison avec l'EA numérique. Pour pouvoir comparer ces deux signaux (numérique et expérimental), on a effacé les données correspondant à la fin d'essai (émissions acoustiques post – rupture) car ils n'apportent pas d'information sur l'amorçage et le développement de l'endommagement et introduisent des perturbations importantes. En outre, on normalisera le temps d'essai et l'énergie cumulée. De cette façon, on peut aisément comparer les allures des courbes, ce qui nous permettra d'identifier et de commenter les changements de pentes ou les rapports entre les énergies des différents modes d'endommagement. La comparaison est montrée dans la Figure 122 ci – dessous.

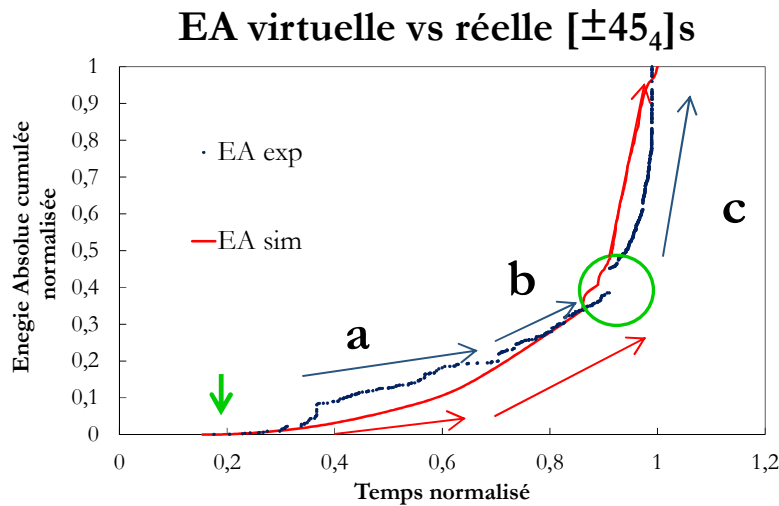


Figure 122. Comparaison entre les mesures d'émission acoustique virtuelle (sim) et réelle (exp).

On remarque plusieurs détails intéressants dans cette figure. En premier lieu, les débuts de l'émission acoustique coïncident dans les deux cas (flèche verte). Cela signifie que l'identification de l'endommagement diffus (celui qui apparaît en premier dans cette séquence) à partir de la seule courbe de diminution de rigidité est bien adaptée à la réalité. On constate aussi que les changements de pente de la courbe d'EA sont assez bien reproduits par le modèle (flèches rouges et bleues). Il faut noter que, dans le modèle, c'est l'endommagement diffus qui génère ces émissions. Les changements de pente successifs (alors qu'aucun nouveau mode d'endommagement n'est activé) s'expliquent par le type d'évolution de cette variable d'endommagement (on rappelle que sa valeur tend vers une asymptote). Dans la partie **a** de la courbe, seule une petite partie de l'échantillon autour de l'entaille est endommagée et donc émet des signaux énergétiques. Quand cette partie est proche de la saturation, d'autres zones de l'éprouvette situées au-dessus et en-dessous des entailles commencent à émettre, ce qui marque le début de la partie **b**. Ainsi, les changements de pente des courbes d'énergie cumulée peuvent témoigner d'une augmentation de la taille de la zone endommagée et pas seulement de l'apparition d'un autre type d'endommagement. La fin de la partie **b** sur la courbe simulée est marquée par la présence de deux sauts liés au début de la rupture matricielle. La simulation de ces sauts sont validés par la présence d'un saut au même moment sur la courbe expérimentale, avant la croissance brutale de l'énergie.

### 5.2.2.3 Analyse par corrélation d'images

Mais les capacités du modèle développé ne se limitent pas à fournir des résultats macroscopiques comme les courbes force vs déplacement ou l'émission acoustique. L'intérêt de l'approche réside dans la possibilité de suivre localement certaines grandeurs. Par exemple, la Figure 123 compare le champ de déformation axiale du modèle avec celui obtenu par DIC :

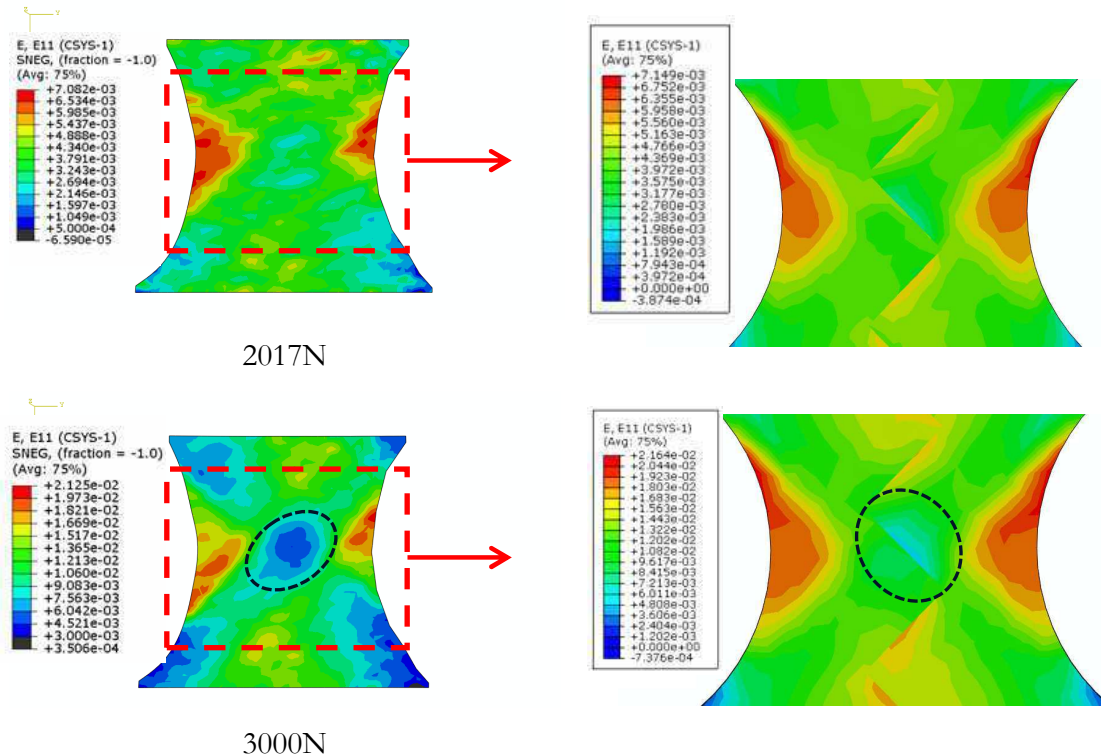


Figure 123. Comparaison du champ de déformation axiale expérimental (gauche) et numérique (droite).

On voit dans la Figure 123 que les champs de déformation axiale simulés sont assez proches de la mesure expérimentale en ce qui concerne les valeurs maximales mais plus éloignés pour les valeurs basses. La concentration de déformation en forme de triangle est très bien reproduite par le modèle, mais, même si la corrélation d'image indique la présence d'une zone de faible déformation placée au centre de l'éprouvette, le niveau de déformation simulé dans cette même zone est supérieur ( $4.5e^{-3}$  contre  $7.2e^{-3}$ ).

### 5.2.2.4 Analyse des cartographies d'endommagement

Toujours à l'échelle locale, le modèle est capable d'indiquer les niveaux des différents d'endommagement. Par exemple, on peut observer les cartographies d'endommagement

diffus et de rupture matricielle pour pouvoir comparer la zone de rupture simulée avec celle apparaissant sur les éprouvettes réelles. La Figure 124 montre la cartographie d'endommagement diffus à plusieurs moments différents.

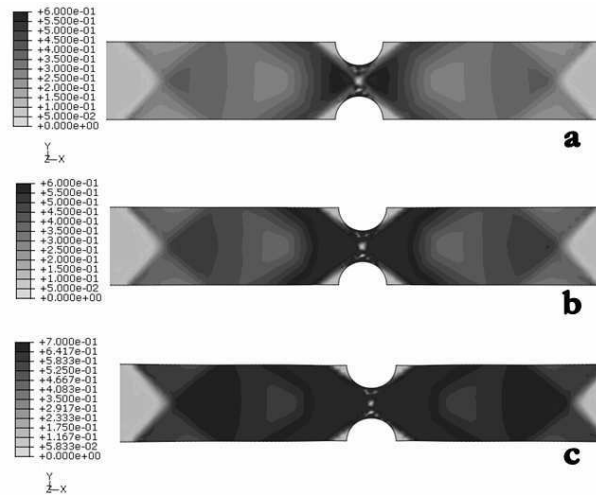


Figure 124. Niveau d'endommagement diffus dans les trois phases (a, b, c) définies sur la courbe d'EA (Figure 122).

On voit sur la figure précédente les trois états correspondant aux différentes parties de la courbe d'énergie acoustique. Dans le premier stade, l'endommagement diffus est proche de la saturation dans les entailles. Une fois cette saturation atteinte, l'endommagement commence à s'étendre vers le reste de l'éprouvette au cours du stade **b**. La dernière image, qui montre un état plus homogène que les précédentes, est prise juste avant l'apparition de la première rupture matricielle qui provoquera la ruine totale de l'éprouvette. Cette rupture commence dans les zones très chargées des entailles et se propage à  $\pm 45^\circ$ . Les zones de rupture expérimentale et numérique (modèles coque et 3D) sont montrées dans la figure ci-dessous.

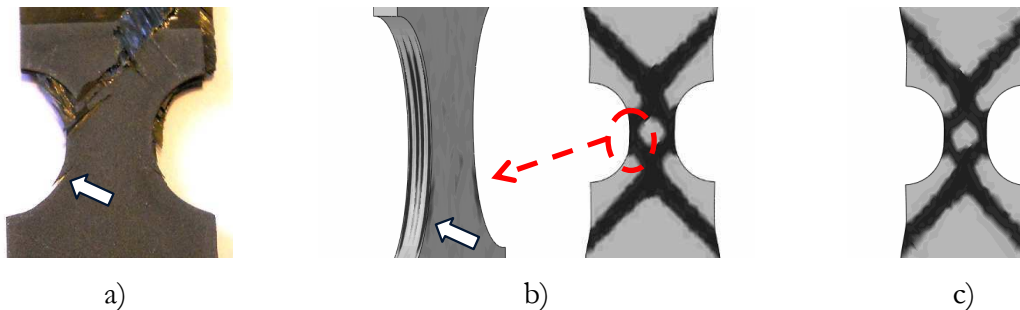


Figure 125. a) Rupture expérimentale, b) Modèle 3D (gauche : endommagement hors plan, droite : endommagement matriciel), c) coque (endommagement matriciel). La couleur noire représente la rupture totale de la matrice.

Cette figure montre d'abord que les simulations 2D et 3D prédisent la même zone de rupture. Dans la réalité, la rupture matricielle choisit un chemin possible dans l'ensemble de la zone prédite par le modèle. Même si les simulations de la Figure 125b et c sont très proches en ce qui concerne l'endommagement matriciel, le modèle 3D fournit une estimation plus fine de l'amorçage et de la propagation de l'endommagement, notamment en donnant des indications sur le mode hors-plan. La partie gauche de la Figure 125b indique la configuration d'endommagement hors – plan dans une vue latérale de l'entaille du modèle 3D. Le modèle 3D prédit une rupture hors – plan plus étendue entre les plis externes que dans l'intérieur de l'entaille (flèche blanche). Cette zone étendue coïncide avec la formation d'une fissure et d'un délaminage au cours des essais (flèche blanche sur la Figure 125a).

Une autre donnée fournie par le modèle est visible sur une coupe de l'éprouvette (Figure 126).

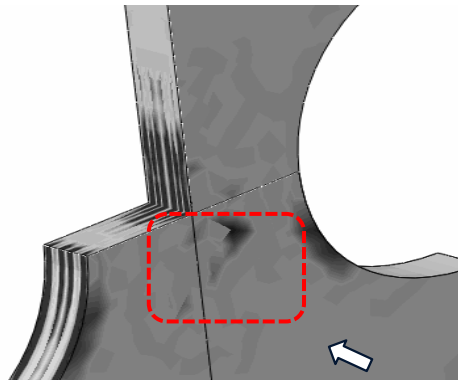


Figure 126. Endommagement hors - plan a l'intérieur de l'éprouvette juste avant la rupture finale (Noir = Totalement endommagé).

Le rectangle rouge marque une zone d'endommagement hors – plan située au milieu de l'éprouvette à l'endroit où le niveau de déformation axiale est minimal (voir Figure 123). C'est dans cette zone qu'on trouve les entrecroisements (changements d'orientations dans le modèle). Ces changements brusques d'orientation provoquent des états de contraintes de cisaillement hors plan assez forts à la jonction des plis  $\pm 45^\circ$  et ce sont ces contraintes de cisaillement qui favorisent l'apparition de l'endommagement hors – plan. Le modèle semble donc prédire une initiation de la rupture hors-plan au cœur de l'éprouvette, au niveau des entrecroisements. Cette hypothèse n'a pas pu être vérifiée car cette partie se déchire trop rapidement pendant la rupture finale.

5.2.3 Simulation des éprouvettes entaillées  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$

5.2.3.1 Analyse des courbes de traction et charges à rupture

Dans cette section, on va étudier l'éprouvette qui met en jeu la plus grande variété de modes d'endommagement : l'éprouvette  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ , qu'on qualifie de « quasi – isotrope ». Simuler son comportement est un test fortement discriminant, sur lequel on évalue les performances du modèle pour pouvoir reproduire les phénomènes observés pendant les essais, avant de l'utiliser pour simuler des structures beaucoup plus complexes comme le réservoir bobiné. On suit la même démarche que celle de la section précédente en analysant en premier des données macroscopiques comme la courbe de traction et l'émission acoustique, puis on descendra à une échelle inférieure pour étudier les différentes formes d'endommagement. On montre dans la suite les courbes correspondant aux simulations 2D et 3D déterministes. Il faut préciser que l'empilement quasi-isotrope contient des plis à  $0^\circ$  et, par conséquent, subit des ruptures de fibres. Il est donc légitime d'utiliser la démarche probabiliste développée dans le chapitre 3, ce qui sera fait dans un deuxième temps. On étudie en premier lieu la qualité des prédictions déterministes (Figure 127).

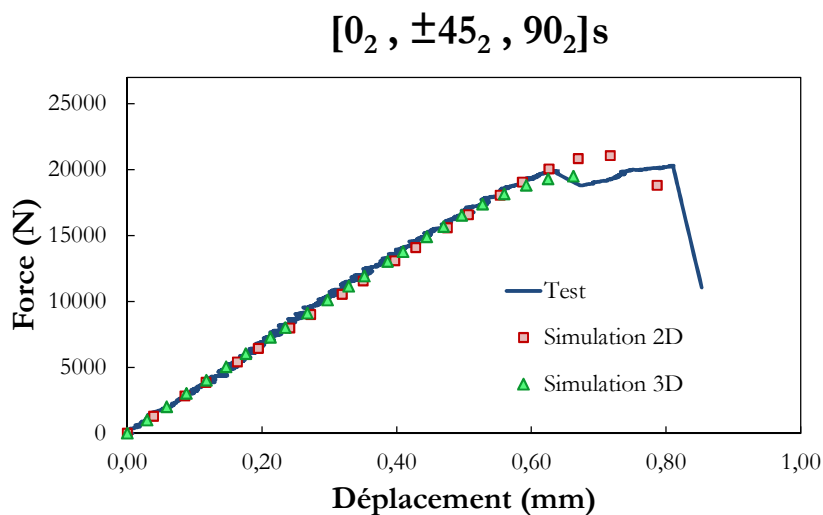


Figure 127. Comparaison expérience - Simulation 2d - 3D (déterministe).

On voit dans cette éprouvette que les deux versions du modèle (2D vs. 3D) reproduisent très bien le comportement de l'éprouvette quasi – isotrope. Les charges à rupture sont assez proches (Figure 128), même si la prédiction 3D montre l'erreur la plus petite et la plus conservatrice.

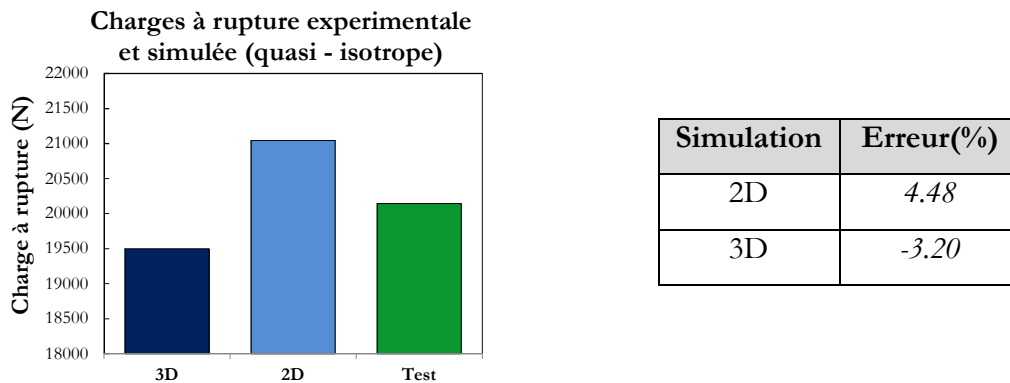


Figure 128. Charges à rupture expérimentale et simulées de la séquence quasi - isotrope.

Afin d’analyser ses capacités, on procède à des simulations 2D avec le modèle probabiliste présenté au chapitre 3. On rappelle que la distribution du taux volumique de fibres intervenant dans le calcul de la contrainte dépend de la taille de la fenêtre d’analyse d’images choisie pour l’identifier. Un taux volumique unique étant affecté à chaque élément fini du maillage, on choisit la distribution correspondant à la fenêtre dont les dimensions sont égales à la taille moyenne des éléments finis utilisés dans la simulation. La figure suivante montre le résultat de l’essai, de la simulation déterministe (« Det ») et de quatre simulations probabilistes (« sta\_i »,  $i=1, \dots, 4$ ) de la même éprouvette quasi - isotrope.

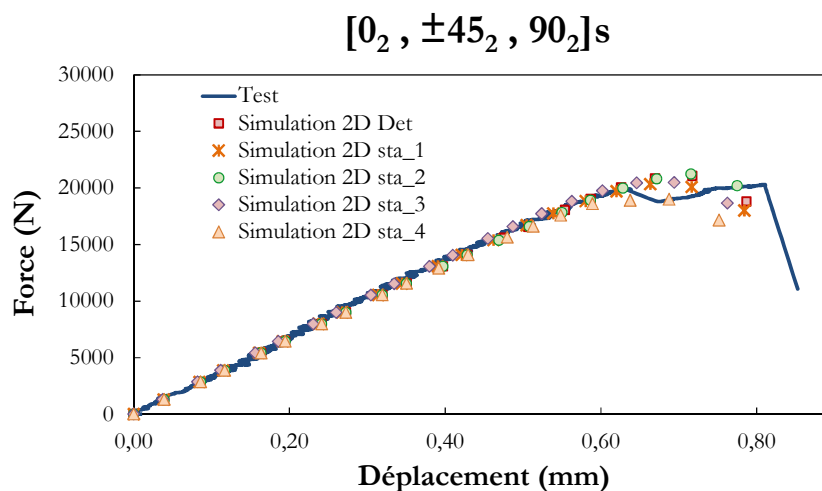


Figure 129. Simulations probabilistes du drapage quasi - isotrope.

Le caractère stochastique appliqué à la seule contrainte à rupture et non pas à la rigidité élastique explique la pente initiale identique dans toutes les simulations. Par contre, la présence d’éléments plus faibles (ou plus résistants, selon le tirage effectué) dans la zone de l’entaille modifie la dernière partie de la courbe. Nous présentons dans la Figure 130 la comparaison des charges à rupture.



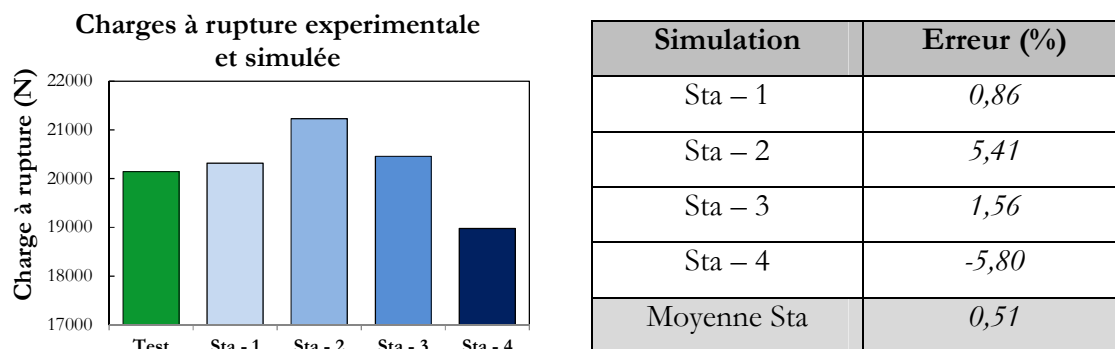


Figure 130. Charges à rupture (simulations probabilistes).

On voit bien dans cette comparaison l'effet de l'incorporation d'une variabilité dans la contrainte à rupture. La présence ou non d'un élément faible provoque les variations de charge à rupture observées. En calculant la charge à rupture moyenne, on réussit à obtenir une erreur de 0.51%, ce qui est tout à fait satisfaisant.

### 5.2.3.2 Emission acoustique virtuelle

On poursuit l'étude des aspects « macroscopiques » avec l'analyse de l'émission acoustique virtuelle de la même façon que dans le cas précédent. La comparaison numérique – expérimental est montrée ci – dessous.

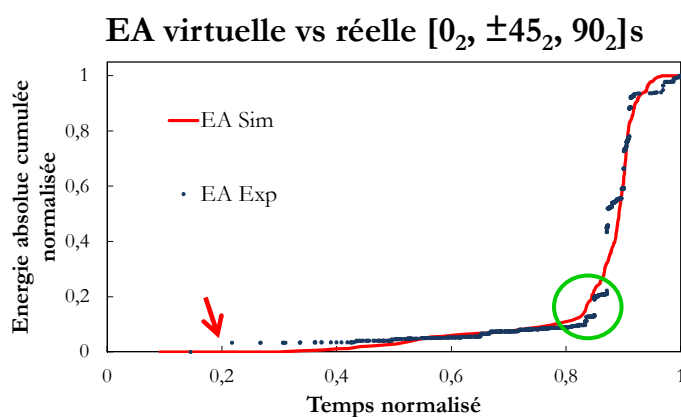


Figure 131. Comparaison énergie cumulée expérimentale et simulée (séquence quasi - isotrope).

On trouve aussi un bon accord entre l'énergie acoustique simulée et celle enregistrée dans l'essai de traction. A partir de 0.4, la pente de l'énergie enregistrée augmente en raison de la contribution de l'endommagement matriciel dans les plis à 90° et de l'extension de l'endommagement diffus dans les plis croisés. Même si la pente de cette partie est légèrement surestimée par le modèle, on arrive à bien capter le début puis l'évolution des

endommagements énergétiques (rupture des fibres, cercle vert) qui conduisent à la ruine de l'éprouvette.

### 5.2.3.3 Analyse des cartographies d'endommagement

C'est le moment de changer d'échelle et d'essayer de vérifier si le type d'endommagement et sa localisation sont bien prédits par le modèle d'endommagement développé. On va comparer d'abord les cartographies des différents endommagements obtenus juste après la rupture avec les radiographies post – mortem des éprouvettes quasi – isotropes. On commence par analyser la fissuration matricielle dans chaque type de pli.

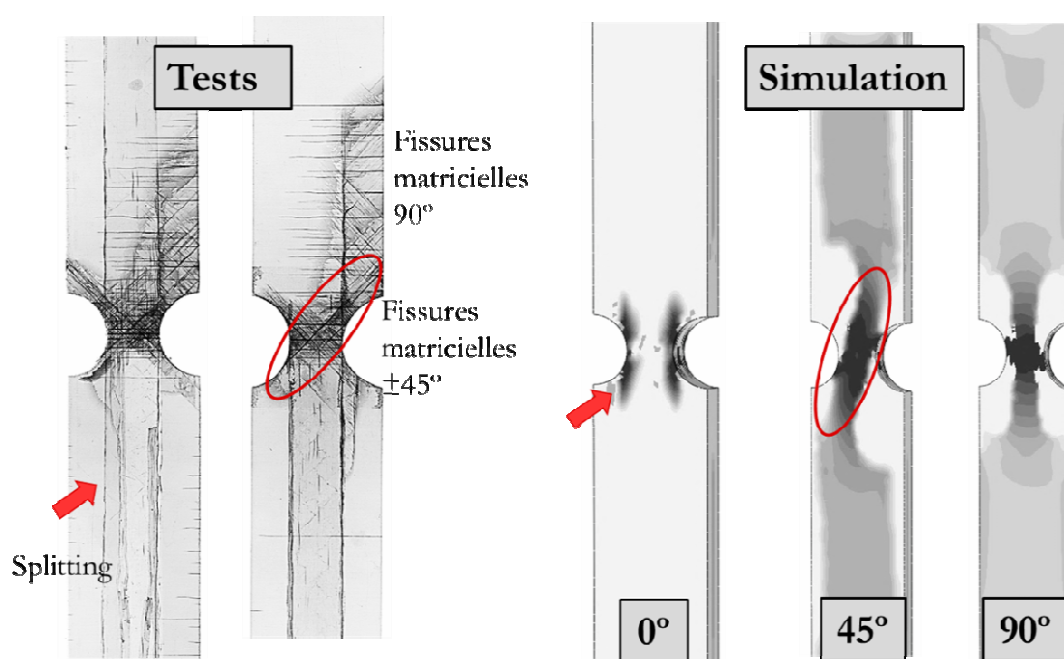


Figure 132. Comparaison fissuration matricielle post - mortem expérimentale et numérique (noir = complètement endommagé).

La Figure 132 présente deux radiographies d'éprouvettes entaillées (à droite) afin de s'assurer de la reproductibilité des configurations d'endommagement. Elle montre d'une façon très claire la capacité du modèle à prédire la localisation et l'extension de la fissuration matricielle quel que soit le pli choisi. On observe que le splitting est présent autour des entailles (flèche rouge), conformément à ce qu'on peut observer dans des éprouvettes trouées [146]. Cependant, il est moins étendu dans la simulation que dans l'éprouvette réelle (les fissures verticales parcourent la quasi-totalité de l'éprouvette). Dans le cas du pli à 45°, on peut observer que la zone plus foncée (donc plus fissurée, ellipse rouge) a une orientation de 45° par rapport à la direction axiale et reste confinée autour des

entailles. Le modèle prédit aussi une densité de fissures non nulles dans les zones éloignées de l'entaille. Même si les radiographies témoignent bien de la présence de cette fissuration à  $45^\circ$  en dehors de la zone d'influence de l'entaille, le modèle semble en surestimer l'étendue. En ce qui concerne la fissuration purement transverse, le pli à  $90^\circ$  (simulation) montre une zone très fissurée dans le centre de l'éprouvette et une zone qui s'étend jusqu'au mors. Dans cette zone éloignée, les bords montrent une couleur un peu plus foncée ce qui signifie une densité des fissures plus élevée. Les radiographies confirment la pertinence des prédictions dans ce pli puisque le centre de l'éprouvette est très fissuré mais on trouve également des fissures horizontales loin de l'entaille. Ces fissures s'amorcent sur le bord libre et continuent vers l'intérieur ce qui est en accord avec le gradient de densité des fissures donné par le modèle.

On compare maintenant l'endommagement hors – plan (grâce au caractère 3D de notre simulation). La Figure 133 montre la comparaison entre les cartographies d'endommagement hors – plan et les mêmes radiographies que celles de la Figure 132. On notera qu'un traitement d'image permet ici de mettre en évidence davantage l'endommagement diffus que la fissuration.

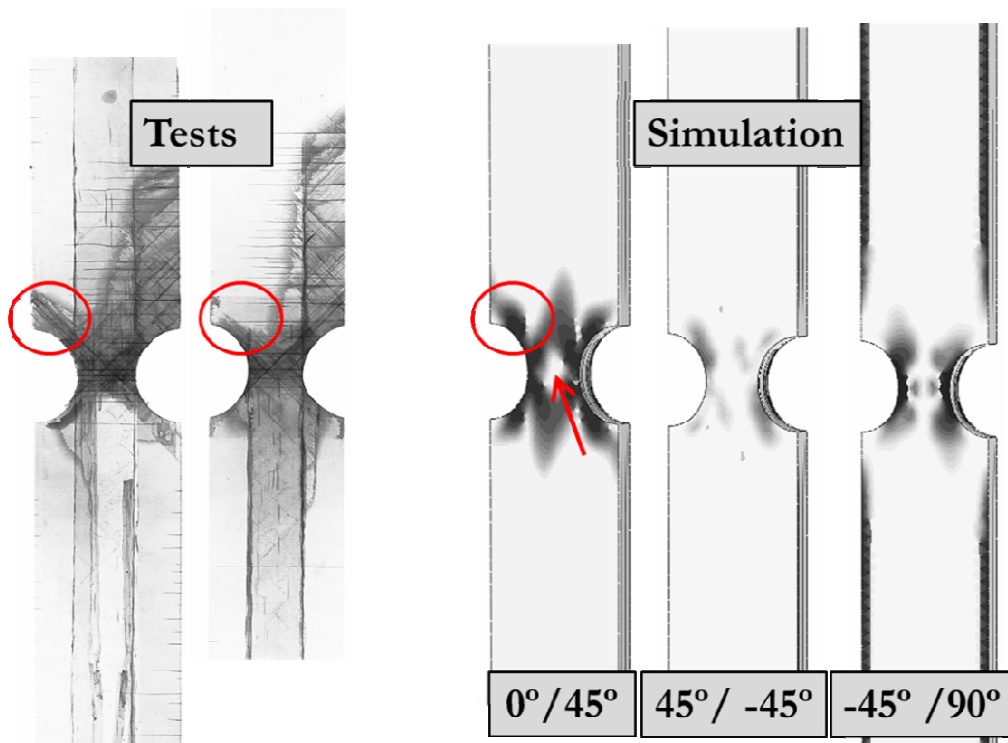


Figure 133. Comparaison des cartographies numérique et expérimentale de l'endommagement hors – plan a l'interface de différents plis. (noir = totalement endommagé).

On voit dans ces images que la zone délaminée simulée se concentre autour de l'entaille. Il est intéressant de remarquer que le délaminage apparaissant entre les plis à  $0^\circ$  et croisés d'une part, et  $90^\circ$  et croisés d'autre part, est beaucoup plus marqué que celui à l'interface des plis croisés. Ce fait sera mis en évidence dans la suite, sur les micrographies de la tranche de l'entaille. L'endommagement hors plan à l'interface du pli à  $0^\circ$  et du pli à  $45^\circ$  est important dans les coins des entailles, comme on peut également le repérer sur les éprouvettes réelles (cercles rouges), mais aussi dans une zone elliptique au centre de l'éprouvette. Dans cette zone, on remarque une partie non endommagée au centre de l'éprouvette, similaire à celle observée sur les éprouvettes à  $\pm 45^\circ$ . C'est vraisemblablement la différence des déformations entre les plis à  $0^\circ$  et  $45^\circ$  qui provoque cette forme de délaminage au centre. La présence d'un fort délaminage entre les plis croisés et le pli à  $90^\circ$  peut également s'expliquer en remarquant que le pli à  $90^\circ$  subit une déformation dans la direction latérale très faible (en raison de la faible valeur de son coefficient de Poisson), à la différence des plis à  $\pm 45^\circ$ , ce qui favorise la rupture de l'interface entre ces deux plis (Figure 134). Cette figure montre aussi la tendance des plis à  $0^\circ$  à se séparer du reste de l'éprouvette.

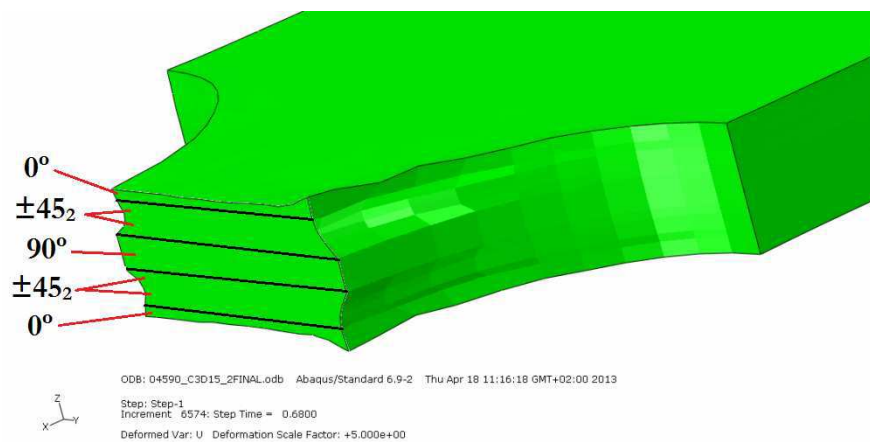


Figure 134. Déformée (grandissement x5) du centre de l'éprouvette entaillée quasi - isotrope.

On note que l'étendue des délaminages expérimentaux est beaucoup plus grande que celle simulée. Une explication de cet écart peut être reliée au fait que certains plis ne sont pas plans. En effet, grâce à des observations micrographiques d'une autre séquence testée pour le projet OSIRHYS IV ( $[0_2, \pm 45_2, 0_2]_s$ ), on a pu mettre en évidence une ondulation systématique des plis adjacents aux plis croisés (Figure 135b). Le calcul apporte une réponse quant à l'influence de ces ondulations sur l'amorçage et la propagation du délaminage et même sur l'apparition des ruptures des fibres prématurées : on a réalisé une simulation de traction sur un échantillon de matériau composite dans lequel on a modélisé

géométriquement (Figure 135a) les ondulations observées par micrographie. Certaines portions de plis restent rectilignes. Il faut remarquer que le repère local du matériau change avec ces ondulations, la direction des fibres étant tangente à la ligne moyenne du pli modélisé. Une traction (contrôlée en déplacement) est appliquée sur un côté de cette « éprouvette », l'autre côté restant bloqué Figure 135a. La séquence testée est  $([0_2, \pm 45_2, 0_2]_s)$ .

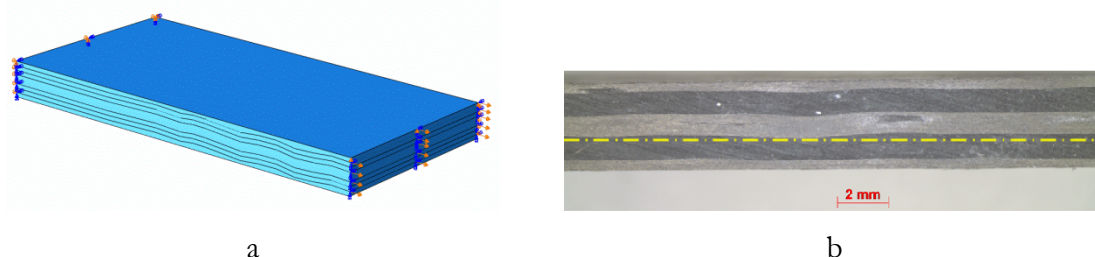


Figure 135. Composite bobiné ondulé (a) modèle EF et b) micrographie)

Lorsque les plis ne présentent pas d'ondulation, l'état de contrainte local est homogène. Les contraintes dans le sens des fibres ainsi que l'endommagement hors – plan prédit par le modèle dans le cas de cette éprouvette sont analysés. La Figure 136 représente les contraintes locales dans la direction des fibres de cette séquence. La valeur maximale  $\sigma_{fmax}$  des plis ondulés est comparée à la valeur  $\sigma_{fmoy}$  des plis non ondulés.

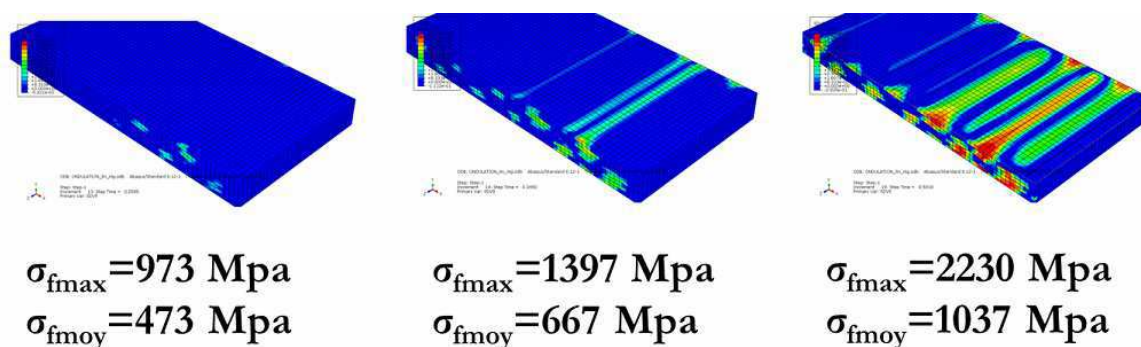


Figure 136. Endommagement hors plan (en haut) pour différentes valeurs de contraintes dans le sens des fibres (en bas).

Le résultat de cette « expérience » numérique confirme l'hypothèse de l'importance des ondulations puisqu'on voit rapidement apparaître un endommagement hors - plan. On note en particulier un important écart entre la contrainte dans la direction des fibres des zones « peu ondulées » et celle correspondant aux crêtes des ondulations. En plus, le rapport  $\sigma_{fmax}/\sigma_{fmoy}$  augmente légèrement avec le chargement (2.05, 2.09 et 2.15), indiquant une augmentation de l'hétérogénéité des contraintes. Cette augmentation locale des

contraintes peut avoir d'importantes conséquences sur le comportement de l'éprouvette puisqu'on peut rencontrer des zones dans laquelle la rupture des fibres est atteinte à 50% de la charge théorique de rupture pour des éprouvettes dont les fibres seraient considérées comme parfaitement rectilignes. Ces ruptures auraient pour conséquence d'endommager les voisinages en créant, par exemple, des délaminages. En plus, avant d'atteindre ces ruptures de fibres localisées dans les crêtes, les fortes contraintes de cisaillement hors – plan créées par ces ondulations favorisent l'amorçage du délaminage au quart de la charge à rupture macroscopique. Cette apparition précoce du délaminage est en accord avec les observations réalisées sur les éprouvettes entaillées : au contraire de ce qui est prévu par les modèles ne prenant pas en compte l'ondulation des fibres, le délaminage n'apparaît pas en toute fin de chargement mais beaucoup plus tôt. On pourrait traduire cet effet des ondulations par une baisse de la valeur des seuils de délaminage, qui se conduirait à une apparition plus précoce de ce phénomène.

Les lignes qui précèdent ont analysé les cartographies d'endommagement par comparaison avec les radiographies post – mortem. On souhaite, dans la suite, exploiter la possibilité d'observer directement le fond des entailles pour y distinguer les différents types d'endommagement dans l'épaisseur. Pour une meilleure visualisation de ces endommagements, les fissures intralaminaires sont colorisées en vert et les fissures interlaminaires en rouge. La Figure 137 montre une comparaison entre la fissuration matricielle simulée et une micrographie après rupture.

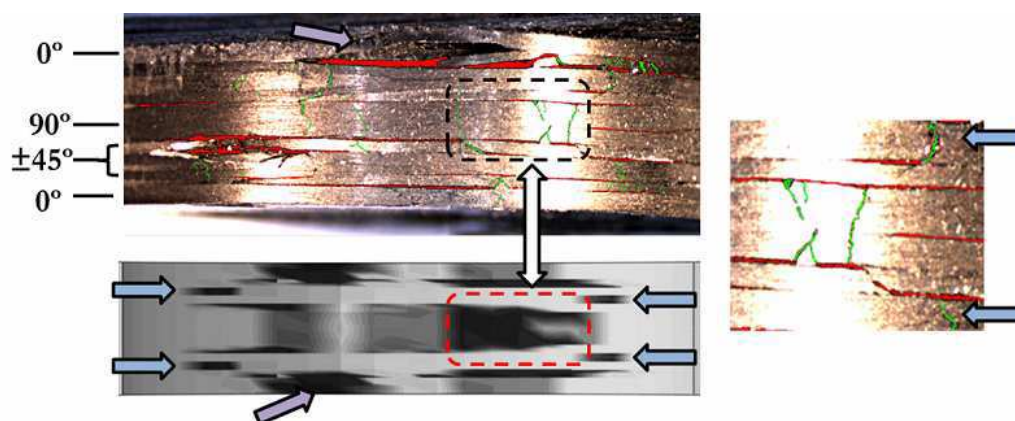


Figure 137. Comparaison de la cartographie de la fissuration matricielle avec une micrographie post – mortem.

Les deux carrés (noir et rouge) signalent une zone de fissuration matricielle dans le pli central à 90° qu'on retrouve tant dans la micrographie que dans la simulation. On voit que



la partie droite du pli à  $90^\circ$  est davantage fissurée que la partie gauche. Cette dissymétrie se retrouve sur la simulation. En ce qui concerne la fissuration matricielle des plis croisés, on constate (agrandissement de la micrographie à droite, avec des flèches bleues) que le pli croisé directement adjacent au pli à  $90^\circ$  n'est pas fissuré alors que le pli suivant subit de la fissuration. Cette alternance est retrouvée sur la simulation à droite : la zone indiquée par les flèches bleues (zone de fort endommagement dans un pli croisé) est encadrée par deux zones sans endommagement. Cette alternance est anti – symétrique (par rapport à un axe vertical passant par le centre de l'entaille), tant dans la simulation que sur les micrographies, puisque de l'autre côté de l'entaille (flèches bleues à gauche), on trouve la fissuration matricielle dans les plis qui n'étaient pas fissurés et inversement.

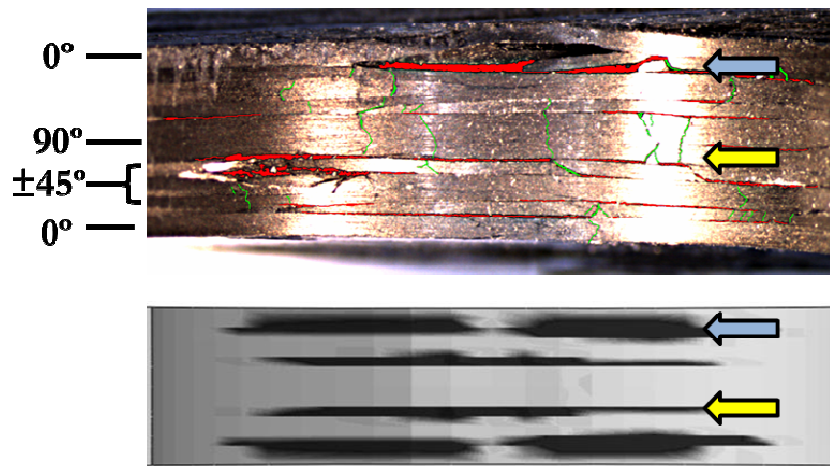


Figure 138. Comparaison de la Cartographie de l'endommagement hors – plan avec une micrographie post mortem.

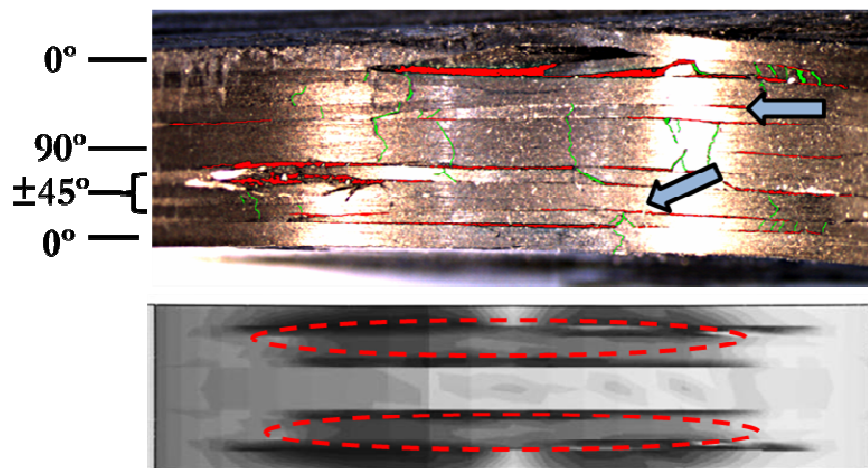


Figure 139. Comparaison de la cartographie de l'endommagement diffus avec une micrographie post - mortem.

En ce qui concerne les deux sources de délaminage, à savoir l'endommagement diffus (mode III) montré dans la Figure 139 et l'endommagement hors plan (mode I et II) dans la Figure 138, nous trouvons une forte concentration d'endommagement hors – plan entre les plis  $0^\circ/45^\circ$  et  $-45^\circ/90^\circ$  (cette localisation prévue par le modèle avait déjà été mise en évidence dans la Figure 133). La micrographie atteste de la pertinence de la simulation puisqu'on note bien des décohésions entre ces plis. Quant aux délaminages des plis croisés  $\pm 45^\circ$  (également présents sur la micrographie), ils sont expliqués par l'endommagement diffus créé par le mode III et que parvient à reproduire le modèle. Enfin, la simulation prédit une localisation de la fissuration matricielle ainsi que de l'endommagement diffus dans les plis à  $0^\circ$  à l'endroit précis où on constate l'apparition du splitting. La présence d'un fort niveau d'endommagement diffus semble indiquer une forte influence du cisaillement plan dans l'apparition de cet endommagement. Pour approfondir ce point, on compare les champs de glissement plan  $\gamma_{12}$  issus de la simulation et expérimentaux (Figure 140).

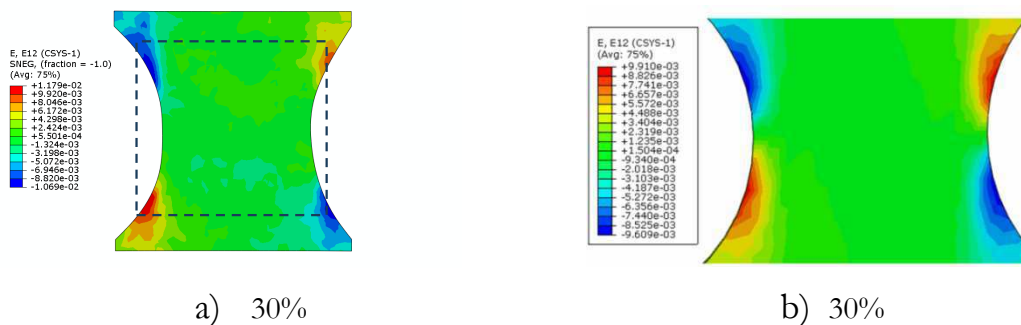


Figure 140. Champ de glissement plan  $\gamma_{12}$  a) expérimental et b) numérique, pour une valeur de force axiale appliquée de 30% de la charge maximale dans les deux cas.

Le modèle retrouve bien le même état de glissement (avec des ordres de grandeur comparables), à l'origine de l'apparition de l'endommagement diffus et de la rupture matricielle qui provoque le splitting.

#### 5.2.4 Conclusions sur la validation du modèle

Avec ces deux analyses de séquences différentes, on a montré les capacités du modèle à reproduire le comportement macroscopique de ces structures entaillées via la simulation de courbes charge – déplacement ou en utilisant une méthode innovante pour comparer l'émission acoustique expérimentale avec celle implémentée numériquement. Cette comparaison nous permet d'approfondir l'interprétation des données issues d'essais et fournit des pistes afin de mieux calibrer certains paramètres du modèle (seuils, cinétique...).



Les deux versions du modèle (2D – 3D) donnent des résultats très satisfaisants. Cela nous permet d'envisager une méthode de calcul dans laquelle les modèles 2D et 3D seraient complémentaires. Les calculs de structures de grande taille seraient réalisés avec la version 2D (beaucoup plus économe en temps de calcul) et le modèle 3D serait utilisé pour des études beaucoup plus fines dans les zones critiques. Cette possibilité de passer d'un modèle à l'autre et la richesse des simulations 3D nous permettent de descendre à une échelle fine pour aller étudier des modes d'endommagement au niveau du pli. Le modèle a montré sa capacité à discerner les différents modes d'endommagement ainsi que leur localisation dans le plan et dans l'épaisseur avec un très bon accord expérimental. On remarque la présence d'asymétrie dans la fissuration transverse du pli central de la séquence quasi – isotrope qui est capté par le modèle avec précision ainsi que l'alternance des plis croisés fissurés. La présence prédominante du délaminage entre les plis à  $0^\circ$  et  $\pm 45^\circ$  ou  $90^\circ$  et  $\pm 45^\circ$  est aussi très bien captée par le modèle même loin de l'entaille dans le cas du couple  $90^\circ/\pm 45^\circ$  où la présence de fissuration matricielle dans le bord provoque l'amorçage du délaminage à cet endroit. On met ainsi en évidence le couplage « indirect » entre ces deux endommagements. Les outils introduits dans le modèle comme la rupture probabiliste permettent d'obtenir un comportement très proche des éprouvettes réelles, ce qui nous rapproche du concept de « virtual testing ». On trouve également une très bonne cohérence entre les données fournies par l'EA virtuelle et celles issues de l'expérience. Cela nous ouvre une nouvelle voie d'étude pour identifier les cinétiques des différents endommagements à l'aide de l'émission acoustique ainsi que mieux comprendre les données expérimentales grâce au modèle.

Après cette étape de simulation des structures à fort gradient de contraintes et architecturées de la même façon que les structures fabriquées par enroulement filamentaire, on peut valider les performances du modèle et l'utiliser dans un calcul de structures encore plus complexe comme les réservoirs bobinés de type IV.

### **5.3 Application industrielle : réservoir bobiné hyperbare**

---

Dans cette deuxième partie du chapitre, on étudiera une structure beaucoup plus complexe que celles étudiées précédemment : le réservoir bobiné hyperbare de type IV. On détaillera la construction et les spécificités du modèle EF du réservoir. On fera une étude de l'éclatement du réservoir et des différents phénomènes qui se manifestent pendant les

essais d'éclatement. Les différences entre les versions déterministe et probabiliste du modèle seront aussi analysées.

La prédiction de l'éclatement de ces structures est un type d'étude assez récent dans le domaine des matériaux composites. On trouve des travaux sur l'éclatement des tubes bobinés [147–151] et quelques travaux sur l'éclatement des réservoirs comme [147] et [152] même si l'analyse des réservoirs reste assez simple. Des travaux plus développés comme ceux de Thionnet [153] utilisent des modèles de comportement plus riches et plus complexes ( $FE^2$ ), mais dont le coût numérique est un frein à la réalisation de calculs sur des structures de taille réelle. Dans notre cas, on utilisera la version 3D du modèle d'endommagement pour simuler un réservoir de type IV de 2 litres de capacité et une architecture composite complexe. Les réservoirs de type IV sont composés de trois parties et matériaux différents (Figure 141) :

- Deux embases métalliques (acier inoxydable 316L) qui connectent la structure avec des systèmes extérieurs (remplissage – vidange).
- Un liner (polymère PA6) qui assure l'étanchéité de la structure.
- Une coque composite qui a une fonction purement mécanique. Elle doit assurer la tenue de la structure à la pression de service.

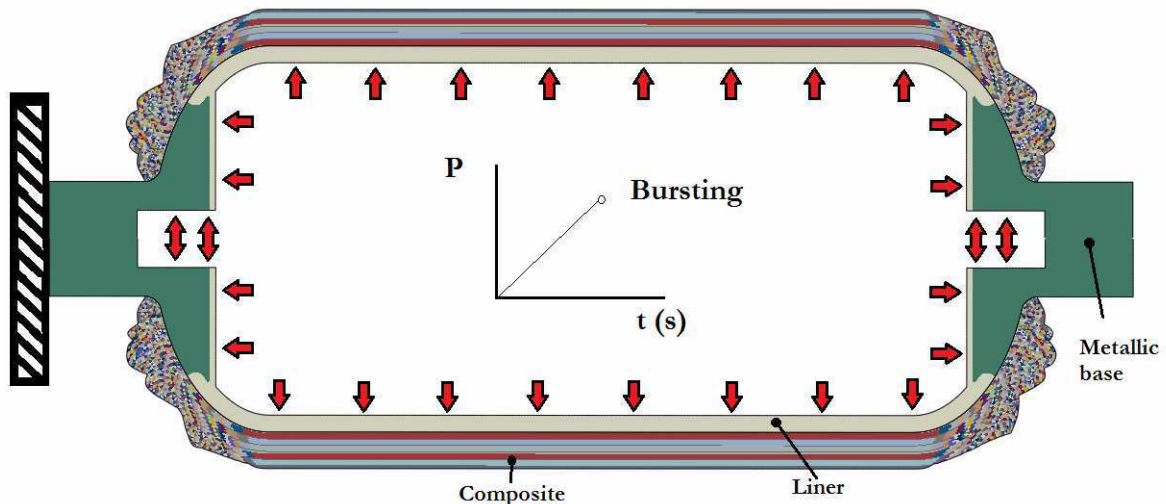


Figure 141. Réservoir bobiné de type IV

Le cahier des charges de cette structure est décrit ci – dessous :

- Pression nominale de 700 bar

- Très haute pression d'éclatement due aux facteurs de sécurité imposés (entre 2 et 3, suivant la norme)
- Le réservoir doit résister à au moins 15000 cycles (de 20 à 875 bar) qui représentent les cycles de vidange - remplissage au cours de sa vie utile.
- Le réservoir doit assurer ses performances mécaniques dans un intervalle de température de -40°C à 85°C.

Ces réservoirs sont fabriqués par la procédure d'enroulement filamentaire dans les installations d'ALHYANCE du CEA Le Ripault par une procédure automatisée. Le liner polymère sur lequel le composite sera bobiné est élaboré par la procédure de rotomoulage. Le temps de fabrication du réservoir est compris entre 1 et 3 heures en fonction du drapage imposé. Le savoir-faire du CEA a permis d'atteindre une dispersion en termes de masse très faible, d'environ 18 grammes sur une moyenne de 1750 grammes de masse de matériau composite, ce qui démontre la reproductibilité de la procédure de fabrication des structures.



Figure 142. Fabrication du réservoir bobiné de type IV.

### 5.3.1 Modélisation EF du réservoir

---

#### 5.3.1.1 Géométrie

---

Pour modéliser le réservoir bobiné, notamment la partie composite, on s'est servi du plugin *WOUND COMPOSITES MODELLER* d'Abaqus. Les données d'entrée pour modéliser cette structure ont été :

- La géométrie des embases et du liner. Cette géométrie constitue la base pour la génération de la coque composite et c'est donc la première étape de modélisation du réservoir.

- La séquence d'empilement de la partie composite avec l'épaisseur des plis correspondants. Ce jeu de données nous permettra (grâce au plugin) de créer la coque composite dans les deux parties du réservoir : virole et dômes.
- Des radiographies et micrographies du réservoir. C'est la dernière étape de la construction du modèle. On fera des corrections manuelles sur la géométrie générée automatiquement par le plugin à l'aide des radiographies pour caler parfaitement le modèle EF à la structure réelle.

On va décrire dans la suite ces trois étapes de modélisation jusqu'à obtenir le modèle final du réservoir bobiné. Comme on a vu préalablement, la première étape de construction est la génération des embases et du liner. Ces deux parties sont construites avec les dimensions présentées dans la figure suivante.

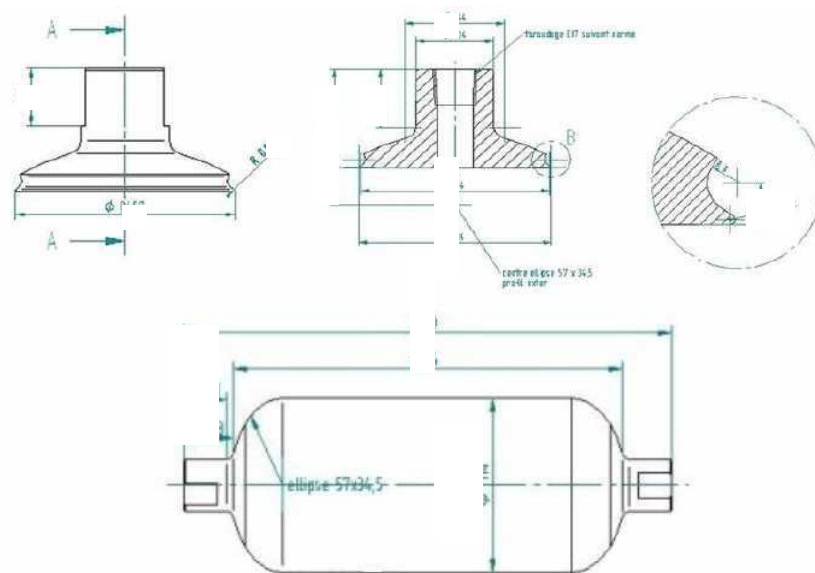


Figure 143. Géométrie du liner et de l'embase.

Avec ces données géométriques (en particulier le contour extérieur), on peut modéliser complètement la structure sur laquelle le composite sera bobiné. La deuxième partie de la modélisation commence à partir de ce point. La première et principale donnée d'entrée est la structuration dans la virole, où les angles de chaque pli restent constants. Cette structuration est une combinaison de plis hélicoïdaux ( $\pm\theta$ ) et circonférentiels ( $90^\circ$ ). On présente dans le tableau suivant la structuration introduite dans le logiciel pour générer la coque composite.

Angle du pli	Nombre de plis	Epaisseur du pli (mm)
$\theta_1$	3	0.557
90	1	0.267
$\theta_2$	3	0.541
90	1	0.27
$\theta_3$	3	0.516
90	1	0.276
$\theta_4$	1	0.499
$\theta_5$	3	0.52
90	1	0.274
$\theta_6$	3	0.527
90	4	0.244

Tableau 8. Structuration de la virole (partie cylindrique) – la première couche est la plus proche du liner.

Le Tableau 8 montre la structuration choisie. Les angles des plis hélicoïdaux sont croissants ( $\theta_1 < \theta_2 < \theta_3 \dots$ ). Leur valeur n'est pas donnée pour des raisons de confidentialité. Chaque angle indiqué dans le tableau correspond en fait à un couple  $\pm\theta$  puisque chaque couche est composée par des fibres orientées dans les deux directions (bobinage allé et retour). C'est une des particularités de la procédure d'enroulement filamentaire (Figure 144a). L'autre caractéristique des réservoirs bobinés est l'évolution progressive des angles de chaque pli vers une orientation circonférentielle ( $90^\circ$ ) sur le dôme en raison de la procédure même d'enroulement filamentaire.

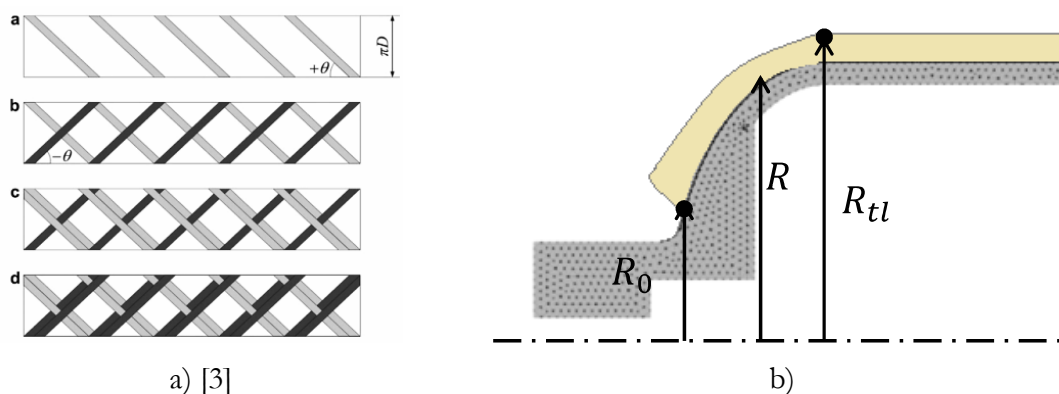


Figure 144. a) Alternance d'orientations dans l'enroulement, b) Paramètres de calcul de l'évolution des angles.

En effet, dans le dôme, l'angle d'un pli donné évolue depuis sa valeur initiale dans la virole  $\theta$  jusqu'à une valeur de  $90^\circ$  au point de retour où le pli contourne le pôle puis revient vers la partie virole. Le calcul de l'angle est géré par le plugin d'une façon automatique selon la formule suivante :

$$\theta(R) = \sin^{-1}\left(\frac{R_0}{R}\right) \pm \delta \left(\frac{R - R_0}{R_d - R_0}\right)^n$$

Équation 105

où  $R_0$  est le rayon au point de retour du pli,  $R_d$  est le rayon au début du dôme et  $R$  est le rayon courant (Figure 144b). Le paramètre  $\delta$  contrôle la géodésie de l'enroulement. Si on choisit  $\delta=0$ , on obtient la formulation classique de Clairaut [154]. Ce paramètre de glissement nous permettra de caler le point d'arrêt de la couche simulée pour la faire coïncider avec l'arrêt observé dans le réservoir réel. L'angle de la couche n'est pas la seule variable qui change le long du dôme. L'épaisseur aussi change quand on se déplace vers la fin du dôme. Wound Composite calcule la valeur  $t$  de l'épaisseur en accord avec l'équation suivante :

$$t(R) = \frac{t_d \times \cos(\theta_d)}{\cos(\theta_R)} \times \frac{R_d}{R + 2 \times BW \times \left(\frac{R_d - R}{R_d - R_0}\right)^4}$$

Équation 106

Deux nouveaux termes apparaissent dans cette formule :  $t_d$  et  $BW$ . Le premier paramètre est l'épaisseur de la couche à la fin de la virole (début du dôme) et le deuxième est la largeur de la bande de composite, qui contrôle l'augmentation de l'épaisseur à la proximité de l'arrêt.

La dernière étape de notre démarche de modélisation est la correction manuelle de la géométrie des dômes par comparaison avec les radiographies du réservoir pour obtenir la géométrie la plus proche du réservoir réel. La seule utilisation automatique du plugin n'arrive pas à reproduire correctement la géométrie des extrémités des couches. Cette géométrie est affinée à l'aide des radiographies et micrographies de tranches de réservoir. On montre dans la Figure 145 les deux dômes une fois la géométrie corrigée.

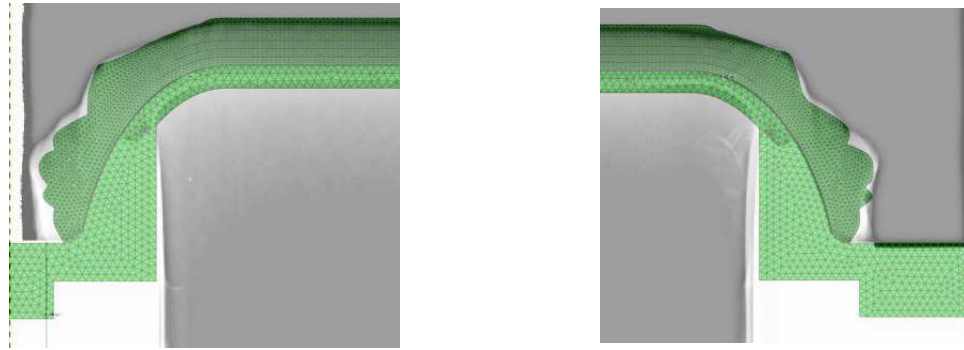


Figure 145. Comparaison des dômes EF et réels.

La Figure 145 correspond au modèle axisymétrique du réservoir. On note qu'à la différence des autres travaux [152], on modélise complètement le réservoir. Comme on l'a déjà précisé précédemment, on a modélisé deux versions différentes du réservoir : la version axisymétrique de la Figure 145 et un modèle 3D (en se limitant cependant à un demi du réservoir) dans le but de comparer la précision des deux modélisations, notamment avec l'utilisation du modèle probabiliste. Une vue de ces deux modèles est montrée ci – dessous.

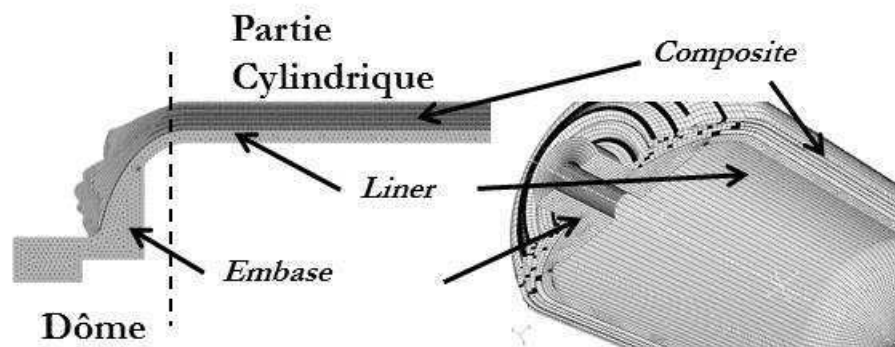


Figure 146. Modèles 3D (droite) et axisymétrique (gauche).

Une fois la géométrie réalisée, une validation préalable consiste à comparer les masses avec le réservoir de référence. On compare les masses des embases métalliques, du liner polymère et de la coque composite. En effet, c'est la coque composite, et plus précisément le dôme (par sa complexité géométrique), qui peut induire des différences par rapport à la masse réelle de composite mesurée dans le réservoir. La comparaison des masses entre le modèle EF final et le réservoir de référence est présentée dans le graphique suivant.

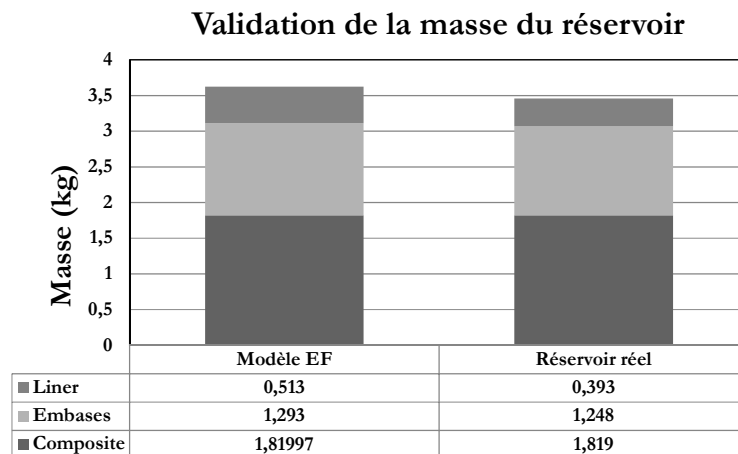


Figure 147. Comparaison des masses des réservoirs numérique et réel.

On constate que les résultats des masses du modèle EF sont proches des données issues du réservoir de référence. On trouve une équivalence quasi – exacte entre la masse du composite modélisé et la masse réelle. La plus grande différence provient du liner, qui a été modélisé avec l'épaisseur la plus grande mesurée sur les radiographies. Or, dans le réservoir réel, l'épaisseur du liner n'est pas constante et présente des fluctuations assez importantes.

### 5.3.1.2 Maillage

Une fois que la géométrie est créée et validée, on doit générer le maillage du réservoir pour pouvoir affecter aux éléments finis les propriétés des matériaux correspondants. Cette étape, qui ne pose aucune difficulté pour les embases et le liner, est plus ardue pour la coque composite, en particulier pour les dômes. Comme on a expliqué précédemment, les angles d'orientation du composite varient entre la valeur en virole et  $90^\circ$  au point d'arrêt. Il est donc nécessaire d'associer une matrice de rigidité à chaque élément caractérisé par son orientation. Le logiciel WOUND COMPOSITE crée un jeu de propriétés matériau pour chaque angle  $\theta$  de l'intervalle  $[0^\circ, 90^\circ]$ , de sorte que la matrice de rigidité associée à cet angle corresponde à l'assemblage d'une couche à  $+\theta$  et d'une couche à  $-\theta$  (sans couplage entre la flexion et la traction). Il faut remarquer aussi que la matrice de rigidité de chaque élément est exprimée dans le repère axisymétrique du réservoir pour faciliter le calcul. Ensuite, chaque élément fini du dôme est repéré dans le repère global et on lui affecte une valeur d'angle dépendant de l'angle initial (en virole) et de sa position dans le dôme, selon l'Équation 105 (Figure 148).



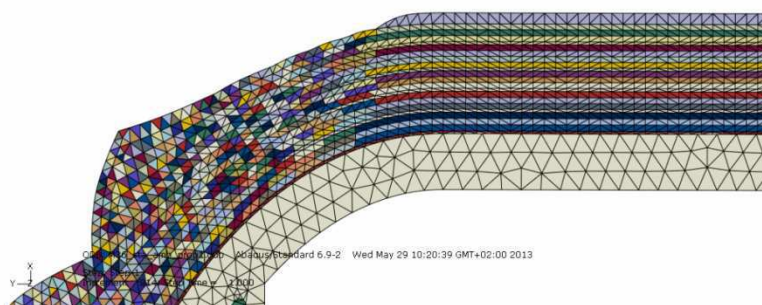


Figure 148. Exemple de la variation des propriétés dans une structure bobinée, en fonction de la variation d'angle dans le dôme.

Dans cette figure, chaque couleur représente un angle différent. On peut voir, au début du dôme, que la variation d'angle est très lente (plusieurs éléments avec la même couleur) ; puis cette variation accélère jusqu'à avoir une valeur d'angle par élément fini. Le résultat de cette assignation des propriétés est montré ci-dessous :

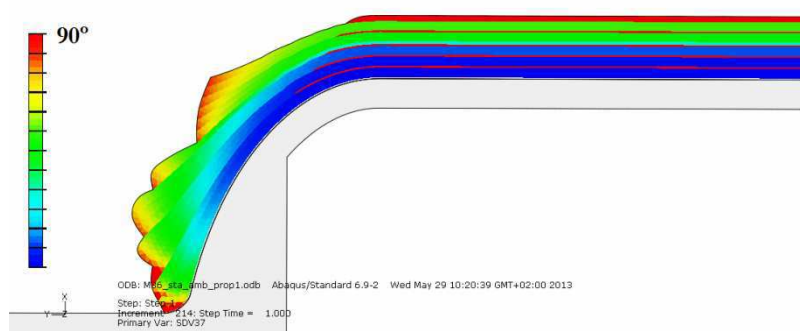


Figure 149. Evolution des angles dans le réservoir.

En ce qui concerne le maillage, on a utilisé des éléments triangulaires (axisymétriques quadratiques ou prismatiques linéaires). La raison de ce choix est liée à la complexité de la géométrie des couches dans les arrêts et recouvrements. La forme triangulaire semble la plus adaptée pour générer des maillages les plus réguliers possible. Après avoir fait une étude de convergence, les maillages choisis sont présentés dans le tableau suivant.

Modèle	Élément	Nombre
Axisymétrique	CAX6	23000
3D (un quart du réservoir)	C3D6	20000

Tableau 9. Caractéristiques des maillages.

### 5.3.1.3 Propriétés des matériaux

On présente ici les propriétés des matériaux utilisés dans le réservoir, à savoir : le liner en polymère, les embases métalliques et la coque composite. Les propriétés du liner en PA6

à température ambiante (considéré comme élastique) sont montrées dans le tableau ci – dessous.

PA6		
E (MPa)	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\nu$
400	1.5	0.3

Tableau 10. Propriétés élastiques et masse volumique du polymère pa6 utilisé dans le liner.

Dans le cas des embases, le matériau utilisé est un acier inoxydable 316L traité pour améliorer sa résistance à la fissuration par hydrogène. On a choisi un comportement élastoplastique suivant une loi bilinéaire. Les caractéristiques mécaniques élastiques sont présentées dans le Tableau 11.

A316L		
E (MPa)	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\nu$
200000	8	0.3

Tableau 11. Propriétés élastiques et masse volumique de l'acier 316L (embases).

La loi plastique a été identifiée à partir d'un essai de traction fait par un de nos partenaires. La courbe de traction à rupture et la loi identifiée sont montrées dans la Figure 150. Comme les déformations de l'embase resteront faibles, on identifie le comportement plastique sur le seul début de la courbe de traction (Figure 150b).

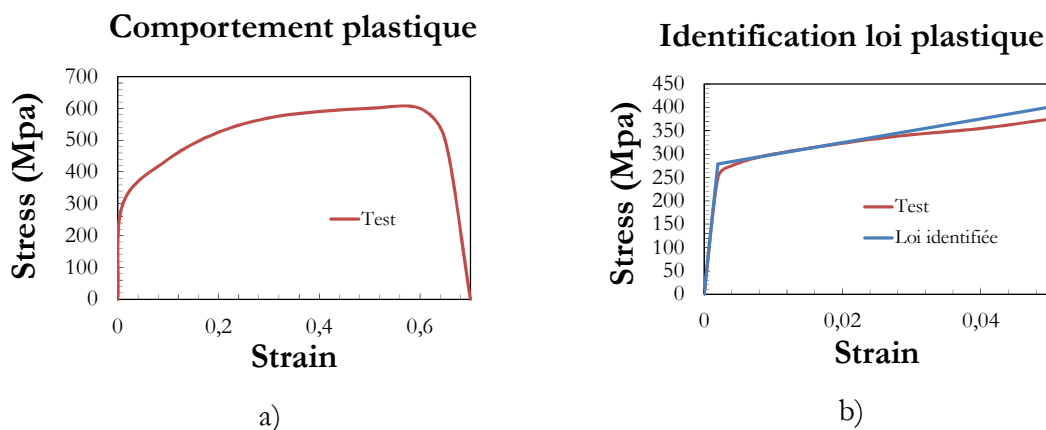


Figure 150. a) courbe de traction à rupture de l'acier 316L et b) identification de la loi plastique.

Il reste à déterminer les propriétés du composite bobiné. On montrera ici les propriétés élastiques du matériau car tous les paramètres du modèle d'endommagement ont été identifiés dans le chapitre 3. En prenant la direction 1 comme la direction des fibres, 2 la direction transverse et 3 la direction hors – plan d'un pli, on a :

$E_1$ (MPa)	$E_2$ (MPa)	$E_3$ (MPa)	$\nu_{12}$	$\nu_{23}$	$G_{12/13}$ (Mpa)	$G_{23}$ (Mpa)	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )
134400	8180	8180	0.36	0.38	4700	2920	1.55

Tableau 12. Propriétés mécaniques du composite bobiné dans un repère local.

Il faut remarquer que ces propriétés sont celles correspondant au repère local du matériau en prenant la fibre comme direction 1. Dans les réservoirs, tous les calculs sont faits dans le repère axisymétrique. Il est donc nécessaire de procéder à des changements de bases pour pouvoir intégrer le modèle d'endommagement dans le calcul du réservoir. Le schéma utilisé est le suivant :

1. Les déformations dans le repère axisymétrique sont transportées dans le repère local du matériau (d'orientation  $+\theta$  et  $-\theta$ ).
2. On calcule les contraintes locales (grâce au modèle d'endommagement) et puis on les transporte vers le repère axisymétrique.
3. On fait la moyenne des angles positif et négatif.

De cette façon, le modèle fonctionne toujours dans le repère local mais on profite des orientations axisymétriques générées par WOUND COMPOSITE MODELER.

#### 5.3.1.4 Conditions aux limites et chargement.

Pour reproduire les conditions expérimentales de l'essai d'éclatement ainsi que les mesures enregistrées, on a bloqué la totalité des degrés de liberté sur la surface à l'extrémité d'une des deux embases et laissé l'autre extrémité libre. Le déplacement axial de l'embase libre sous l'effet du chargement sera comparé aux mesures, ainsi que le déplacement radial du centre de la virole. Un schéma récapitulatif est montré sur la Figure 151.

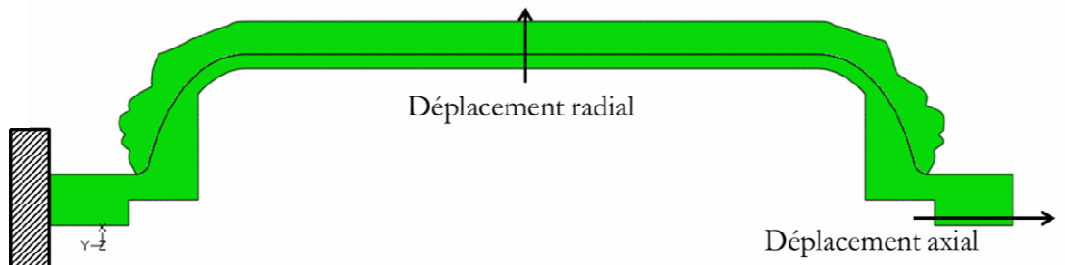


Figure 151. Conditions aux limites et déplacements mesurés.

Le chargement appliqué est une rampe de pression exercée sur toute la surface interne entre 0 bar et 2000 bar (Figure 141). Avec les conditions aux limites et le chargement, on a

achevé la description du modèle EF du réservoir et on peut donc analyser les différents résultats.

### 5.3.2 Simulation de l'éclatement

#### 5.3.2.1 Modèle déterministe : Prédiction de l'éclatement.

Dans cette section, on va analyser la simulation de l'éclatement du réservoir à température ambiante et comparer avec les données expérimentales obtenues lors des essais d'éclatement par le partenaire CEA du projet OSRHYS IV. L'outil fondamental pour étudier le comportement du réservoir, et tester les capacités du modèle, est la courbe de déplacement (axial ou radial, voir Figure 151) – pression interne, présentée sur la Figure 153 (version axisymétrique). De plus, un des réservoirs testés par le CEA a été instrumenté avec un réseau de fibres optiques, qui nous permettra de comparer les déformations réelles et simulées dans l'épaisseur du réservoir. La première et la plus importante information pour la conception du réservoir qu'on peut obtenir à partir des courbes de déplacement est la pression d'éclatement. Le critère retenu pour identifier cette pression est la divergence des déplacements axial et radial. Le point pour lequel la pente du déplacement axial devient nulle (tangente horizontale) sera considéré comme le point d'éclatement du réservoir. La Figure 153 compare les déplacements expérimentaux (en bleu) et simulés (en rouge).

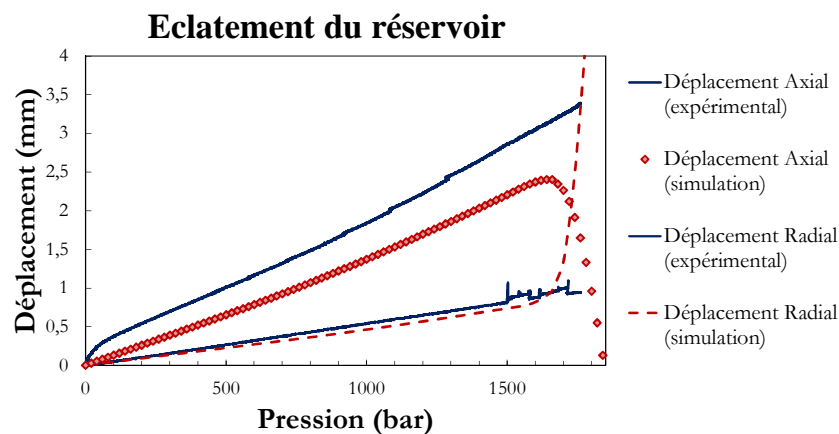


Figure 152. Courbes de déplacement expérimentale et simulée du réservoir de type IV à 20°C.

On observe une forte non linéarité dans le début du déplacement axial expérimental. L'origine et la cause de cette non linéarité seront étudiées plus tard. Pour mieux comparer les rigidités axiale et radiale, on a corrigé ce début non linéaire en obtenant la courbe suivante.

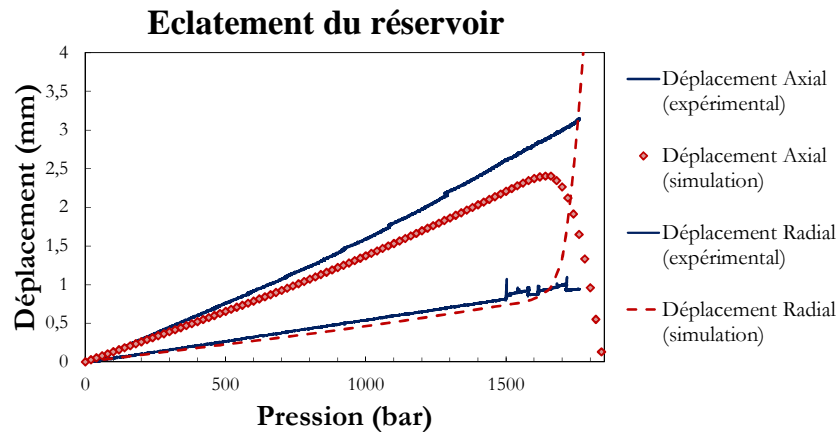


Figure 153. Courbes de déplacement expérimentale et simulée du réservoir de type IV à 20°C avec le déplacement axial corrigé.

Le point d'éclatement simulé se situe à une pression de 1600 bar, alors que la pression d'éclatement expérimentale est de 1750 bar, ce qui nous donne une erreur d'environ -8%. On peut observer sur le déplacement radial expérimental une perturbation qui commence autour de 1500 bar. Cette perturbation est due aux premières ruptures de fibres dans des couches circonférentielles. Ces ruptures ne provoquent pas la rupture définitive, dans la mesure où les couches encore intactes reprennent les contraintes. Ce n'est que lorsqu'un certain nombre de couches circonférentielles sont rompues qu'on assiste à l'explosion du réservoir. Une autre information peut être déduite en analysant la forme de la courbe du déplacement simulé : le mode d'éclatement. Il y a deux types d'éclatement :

- « sain » si les embases ne sont pas éjectées. Ce mode se traduit par une chute brusque du déplacement axial sur la courbe simulée.
- « non sain » si les embases sont éjectées de la coque composite. Dans ce cas, le déplacement axial est toujours croissant.

Les éclatements du type « sain » sont caractérisés par une rupture le long de l'axe du réservoir et une ouverture des plis dans la direction circonférentielle. On verra dans la suite des calculs que ce type d'éclatement est provoqué par une rupture des couches circonférentielles dans le centre de la virole. Par contre, l'éclatement « non sain » est piloté par des ruptures de fibres et du délaminage dans le dôme qui provoquent l'éjection des embases. On voit un exemple de chaque rupture sur la Figure 154.



Figure 154. a) Réservoir éclaté en mode sain et b) non sain.

Dans le cas de notre réservoir de référence, le modèle prédit un éclatement purement sain, ce qui est retrouvé dans les essais expérimentaux. On pourra trouver une étude du mode d'éclatement dans l'annexe.

### 5.3.2.2 Modèle déterministe : Etude de la non linéarité

Avant l'éclatement, on peut constater que les rigidités axiale et radiale sont assez bien reproduites par la simulation. On retrouve également, par la simulation, la légère non linéarité de la courbe du déplacement axial à partir de la moitié du chargement. Cette non linéarité est provoquée par deux phénomènes différents :

- L'endommagement matriciel dans le dôme,
- et surtout la plasticité des embases.

On montre le niveau de déformation plastique équivalente à 600 bar dans l'embase.

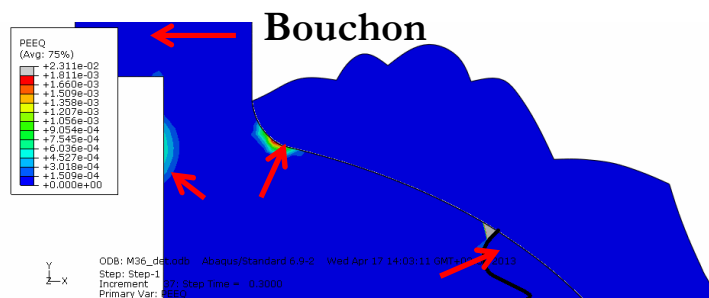


Figure 155. Déformation plastique équivalente dans l'embase à 600 bar.

On voit sur cette figure que la plasticité a déjà évolué à 600 bar (avec un maximum de l'ordre de  $2 \cdot 10^{-3}$ ) dans trois endroits distincts : à proximité du bouchon scellant l'embase, dans le col de l'embase et au niveau de la jonction liner-embase-composite. Ces trois points constituent des zones assez critiques, notamment pour l'embase. Cette plasticité est très

influencée par la forme du dôme composite, ce qui nous indique l'importance de modéliser proprement cette zone du réservoir bobiné.

La deuxième non linéarité, située au début de la courbe de déplacement axial, n'est pas expliquée a priori par la simulation, qui prévoit un comportement initial linéaire. Une piste possible, observée sur certaines radiographies de haute résolution avant éclatement (Figure 156), est la présence initiale d'un jeu entre l'embase/liner et la coque composite qui apparaît lors du refroidissement du réservoir après le cycle de cuisson. Afin de vérifier cette hypothèse par la simulation, la longueur de la virole du liner a été diminuée de 0.25mm. On a donc ménagé un espace entre composite et embase/liner de cette valeur et on a ajouté un contact entre les surfaces en regard. Le résultat obtenu est montré sur la Figure 157 ci – dessous.

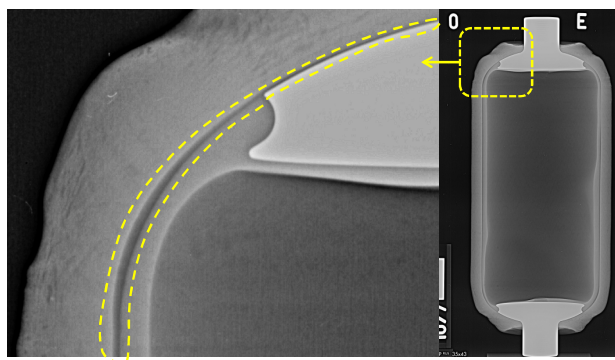


Figure 156. Radiographie du réservoir. Détail du jeu existant.

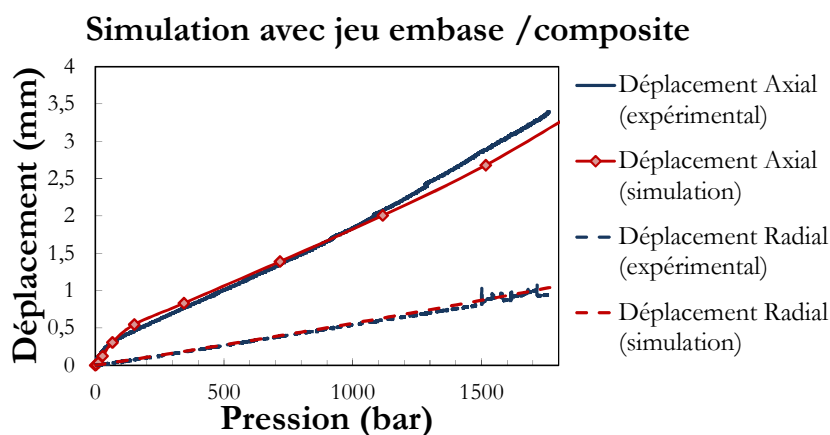


Figure 157. Simulation avec un jeu entre le composite et l'embase dans les dômes (le comportement du composite est considéré ici comme élastique sans endommagement)

On observe dans cette figure que l'introduction de ce jeu nous permet de simuler correctement la première partie de la courbe axiale.

Jusqu'à présent, on a analysé des résultats macroscopiques que des modèles d'endommagement plus simples (voire des critères basés sur la seule rupture des fibres) seraient à même d'obtenir. Le modèle d'endommagement développé dans le cadre de cette thèse nous permet d'aller plus loin et d'étudier les différents endommagements présents dans le réservoir. On va analyser dans la suite les différents modes d'endommagement prédits par le modèle, leur localisation dans le réservoir, leur évolution et leur influence sur le comportement. On commence en regardant la rupture des fibres car c'est l'endommagement qui pilote la ruine de la structure. On montre une séquence des cartographies de cet endommagement jusqu'à la rupture totale.

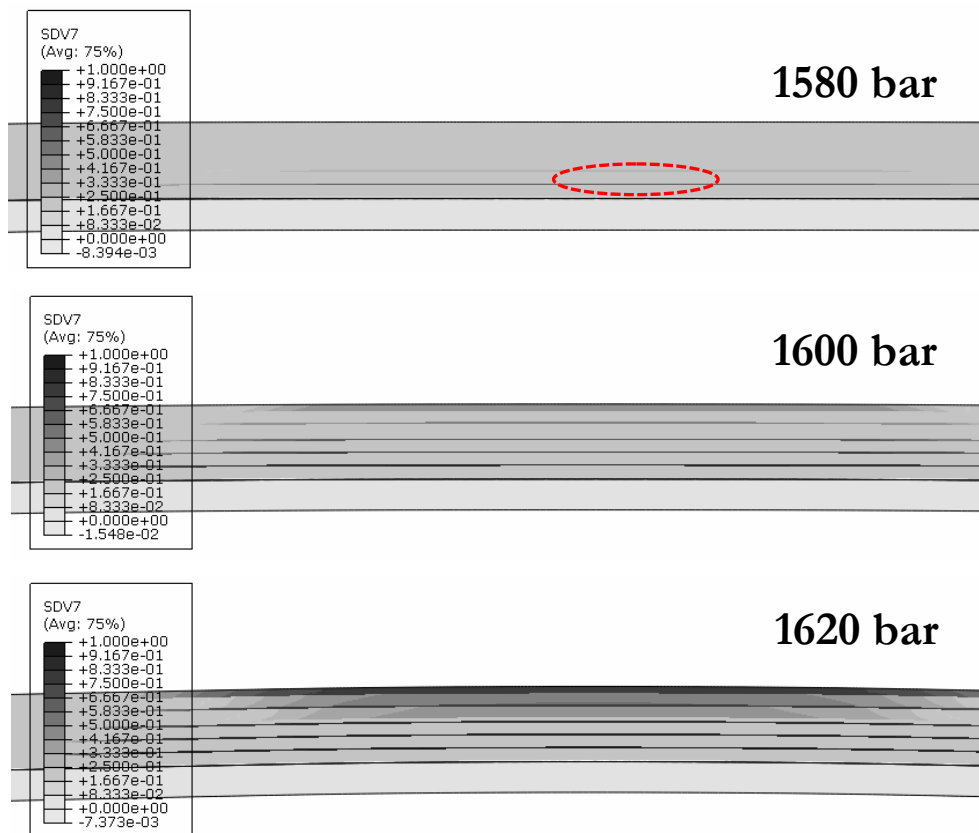


Figure 158. Endommagement des fibres (une valeur de 1 représente des fibres rompues) (1580 bar, 1600 bar et 1620 bar).

On voit dans cette séquence que la première couche qui atteint la rupture des fibres est la couche circonférentielle la plus interne, c'est-à-dire la couche la plus chargée. Très rapidement, les autres couches circonférentielles commencent à rompre jusqu'à atteindre la plus externe. Le réservoir n'est alors plus capable de supporter la pression et le déplacement radial augmente d'une façon divergente.



L'endommagement matriciel n'a pas une conséquence aussi brutale que la rupture des fibres, mais on peut aisément suivre sa trace, notamment par l'analyse de l'émission acoustique. La figure suivante montre une graphique amplitude d'événements acoustiques – temps enregistré par le partenaire CEA sur l'ensemble du réservoir pendant l'essai d'éclatement :

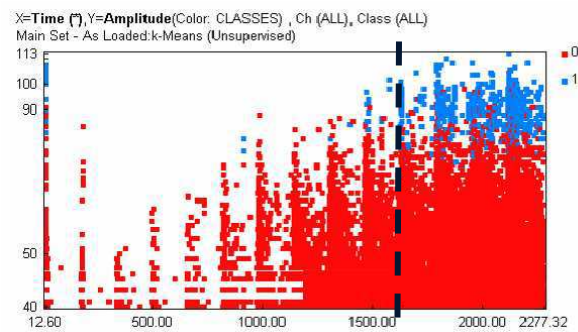


Figure 159. Emission acoustique pendant l'essai d'éclatement, (temps en s en abscisse, 2000 seconds = 650 bar).

Les évènements ont été classifiés dans deux groupes différents : le groupe bleu correspondant aux évènements très énergétiques (typiquement la rupture des fibres) et le groupe rouge lié plutôt aux ruptures matricielles / délaminage. On observe que c'est à partir de 1500 secondes (650 bar) que le groupe rouge compte un grand nombre d'évènements. On peut utiliser la simulation pour faire le lien entre cette activité acoustique et l'état d'endommagement matriciel, diffus et le délaminage.

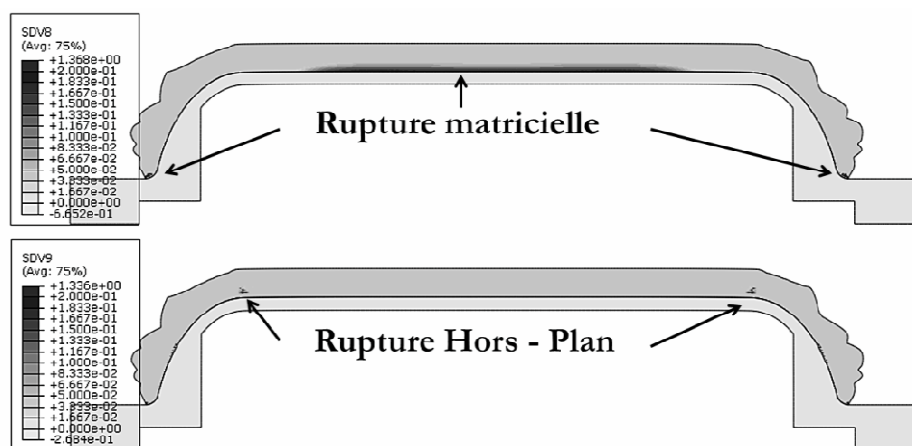


Figure 160. Rupture matricielle et hors - plan a 600 bar.

En effet, on constate dans la Figure 160 que pour une pression de 600 bar, l'endommagement matriciel et hors – plan commence à se développer, ce qui pourrait expliquer l'augmentation significative des échos acoustiques. Il est intéressant d'observer

comment évoluent ces deux endommagements au cours du chargement de pression. Le tableau suivant indique les deux endommagements à plusieurs instants du chargement.




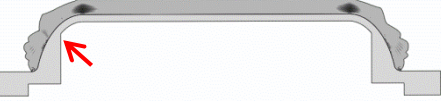



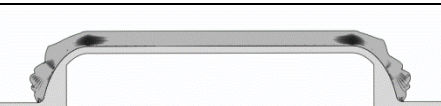


Pression (bar)	Endommagement matriciel	Endommagement hors - plan
1000		
1200		
1400		
1600		
Rupture		

Tableau 13. Evolution des endommagements matriciel et hors - plan au cours du chargement.

En ce qui concerne l'endommagement matriciel, on peut observer sur la figure qu'il reste assez confiné dans la partie virole du réservoir. Cet endommagement commence à se développer dans les premières couches hélicoïdales car elles sont les plus orientées vers la direction axiale. Vers 1400 bars, on commence à détecter aussi des endommagements dans la zone du dôme, plus précisément dans le changement de courbure et dans les extrémités des couches. Pour l'endommagement hors – plan, on constate toujours la présence des zones endommagées à la transition virole / début de dôme qui se propagent vers l'intérieur de la virole lorsqu'on s'approche de la rupture finale. On indique avec la flèche rouge un autre point d'amorçage de l'endommagement hors – plan à la jonction liner – embase, où les niveaux de contraintes de cisaillement hors – plan sont assez élevés. Cette zone endommagée peut nous donner encore plus d'information si nous l'étudions en profondeur. On montre dans la Figure 161a le zoom de cette zone.

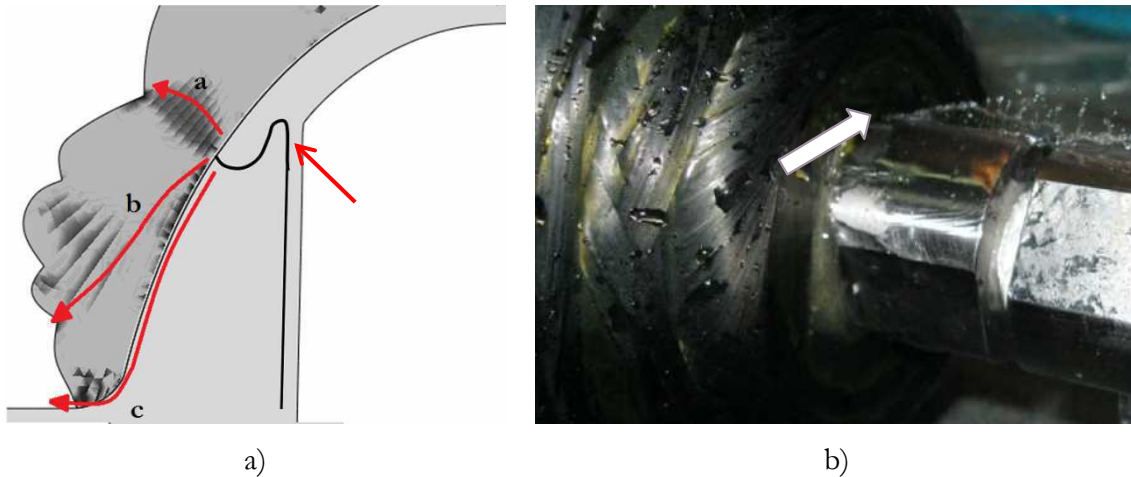


Figure 161. a) Détail de l'endommagement hors - plan et b) fuite détectée lors des essais.

Il est intéressant de remarquer que l'endommagement hors – plan génère trois voies possibles de fuite parmi lesquelles deux ont été observés expérimentalement (b et c) : en cas de défaillance de la jonction embase liner (matérialisée par le trait noir, Figure 161a), le fluide servant à pressuriser le réservoir (en l'occurrence, de l'eau) peut soit traverser le composite au droit de la jonction (a), soit diffuser dans l'extrémité du dôme (b), soit suivre un chemin le long de l'interface embase / composite. On montre sur la Figure 161b un exemple de fuite détectée lors des essais, semblant correspondre au chemin (c) (fuite en extrémité de dôme, à l'interface avec l'embase). Ce type de simulations montre l'intérêt d'implémenter des modèles complexes dans les calculs car eux seuls sont capables de fournir une description fine de l'état de l'endommagement du réservoir.

Les simulations qui précèdent ont montré leur intérêt pour interpréter les profils d'émission acoustique ainsi que les probables chemins de fuite. Mais alors que l'endommagement des fibres avait une influence prépondérante sur le comportement et la rupture globale du réservoir, on peut se demander si les endommagements matriciel et hors plan ont un effet mesurable sur le comportement macroscopique du réservoir (en particulier les courbes de déplacement). En ce qui concerne le délaminage, on n'observe pas d'effet notable sur les courbes de déplacement. Ce n'est par contre pas le cas de la rupture matricielle. En effet, un état avancé d'endommagement matriciel peut provoquer une surcharge des fibres des plis circonférentiels car la charge supportée par les plis endommagés est redistribuée entre les plis « sains ». Cette redistribution provoque une activation prématurée des ruptures des fibres et donc des inflexions sur les courbes de déplacement. Afin de vérifier et étudier qualitativement cette influence de l'endommagement matriciel, on a mis en place deux calculs du même réservoir : un premier

dans lequel l'endommagement matriciel est activé avec un effet sur la rigidité plus sévère que dans le cas standard et un second avec le seul endommagement des fibres. La comparaison est montrée sur la Figure 162 ci-dessous.

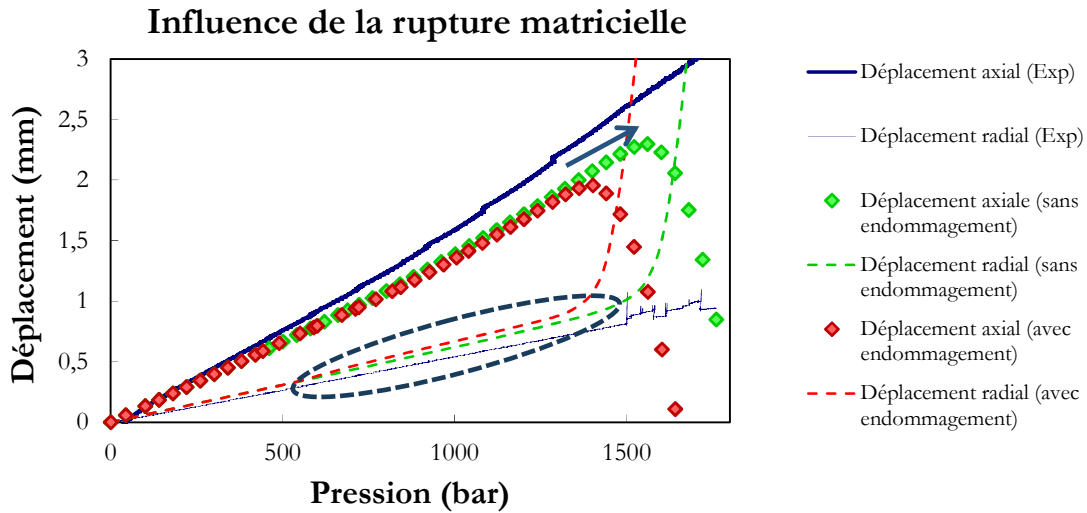


Figure 162. Influence de la rupture matricielle dans le comportement du réservoir.

On constate une augmentation de presque 200 bar entre les deux simulations (avec et sans endommagement matriciel). Si nous regardons aussi les courbes de déplacement, on peut noter une petite différence entre les deux courbes de déplacement radial (ellipse en pointillé) : la souplesse est augmentée lorsqu'on prend en compte l'endommagement matriciel. Avec ce test, on montre l'importance de l'étude de la fissuration matricielle et de l'effet de cet endommagement sur la redistribution des contraintes pour pouvoir prédire correctement la pression d'éclatement.

Quelques réservoirs bobinés ont été instrumentés avec plusieurs fibres optiques placées dans différentes couches pour mesurer la déformation dans le sens de la fibre, c'est-à-dire dans la direction circonférentielle, les fibres optiques ayant une orientation à  $90^\circ$ . De cette façon, on dispose d'un autre jeu de données (très locales) avec lequel comparer le résultat de la simulation.

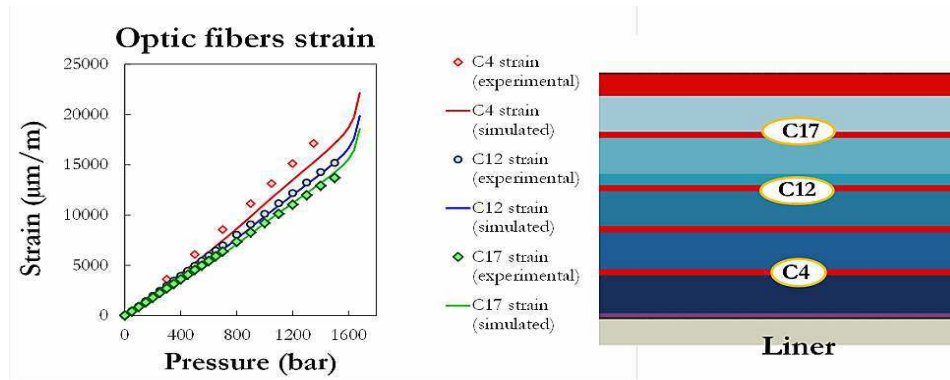


Figure 163. Comparaison des déformations de certaines couches (en rouge, à droite, couches circonférentielles)

On trouve aussi un très bon accord entre les courbes expérimentales et simulées, notamment dans les couches C12 et C17. On parvient à capter la non linéarité des déformations à partir de 800 bar. Cette légère perte de linéarité est provoquée par le développement de l'endommagement matriciel dans les couches hélicoïdales intérieures.

### 5.3.2.3 Modèle probabiliste

On va comparer dans ce paragraphe le résultat des simulations d'éclatement prenant en compte la rupture probabiliste des fibres, telle qu'elle a été introduite au Chapitre 3. On montrera d'abord les simulations avec le modèle axisymétrique, puis les différences trouvées entre cette version et le modèle 3D. La Figure 164 montre la comparaison entre les simulations déterministes et probabilistes.

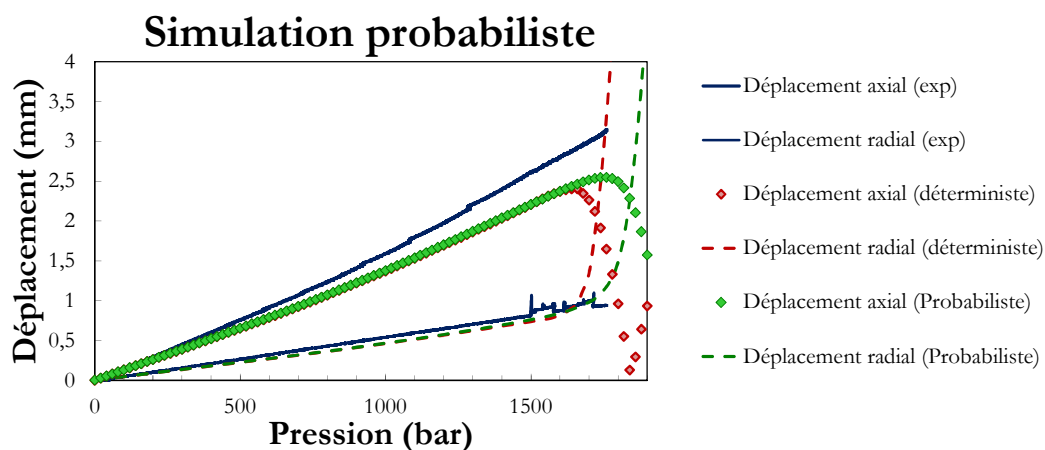


Figure 164. Comparaison entre simulations probabiliste et déterministe de l'éclatement du réservoir.

On constate qu'on gagne environ 70 bar dans l'estimation de la pression d'éclatement avec l'introduction de la rupture probabiliste identifiée à partir de la variabilité du comportement des fibres et du taux volumique.

L'explication de cette différence tient principalement à la redistribution des contraintes dans le réservoir lors des ruptures de fibres. L'effet de maillon faible laisserait penser que la grande quantité de fibres sollicitées dans le réservoir augmenterait la probabilité de rupture, par rapport au volume beaucoup plus faible des éprouvettes. Mais la différence de volume sollicité fait qu'une petite défaillance dans le réservoir n'a pas le même impact que dans une éprouvette dans laquelle une rupture de fibres provoquera immédiatement une rupture en chaîne de ses voisines et finalement la rupture finale. De plus, suite à la rupture de fibres « faibles » dans le réservoir, les contraintes se redistribuent sur des zones « fortes » qui reprennent la charge des éléments plus faibles et continuent à supporter le chargement.

Néanmoins, le modèle axisymétrique ne profite pas complètement de la simulation de la redistribution des contraintes puisque chaque élément rompu représente la rupture de toute la circonférence simultanément. Cet effet de redistribution se manifeste pleinement sur un modèle 3D. Pour illustrer ce fait, on compare deux simulations probabilistes du même réservoir en axisymétrique et 3D sur la Figure 165.

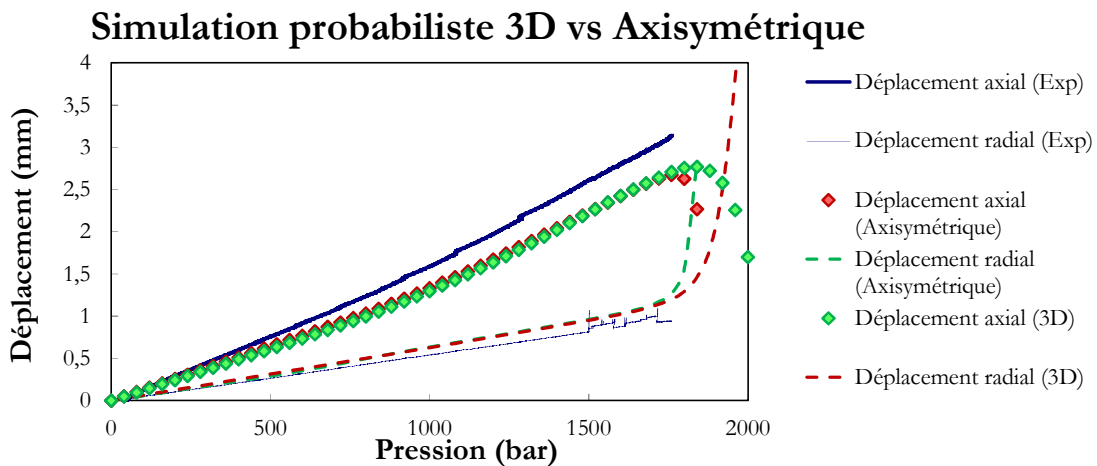


Figure 165. Comparaison entre deux simulations probabilistes 3D et axisymétrique.

On constate dans ces courbes l'effet 3D dans la redistribution des contraintes car la divergence de la courbe est plus progressive. Dans ce cas, la pression d'éclatement évolue de 1720 à 1750 bar, à comparer aux 1756 bar du réservoir de référence. On peut regarder l'évolution des ruptures des fibres dans la première couche circonférentielle (la plus proche

du liner) du modèle 3D pour observer leur apparition et leur propagation au cours du chargement (Figure 166).



Figure 166. Endommagement des fibres de la première couche circonférentielle -simulation probabiliste 3D (noir : fibre rompue).

On note qu'à 1400 bar la première couche commence à présenter des éléments rompus, localisés en différents endroits sans coalescence notable. Au cours du chargement, les zones endommagées finissent par se rejoindre jusqu'à arriver à un état complètement dégradé où la couche ne résiste plus, d'autant plus que les couches supérieures sont également fortement endommagées.

Cette section a démontré l'intérêt d'une démarche probabiliste dans le calcul des structures composites, et du réservoir spécifiquement : non seulement elle permet de simuler une pression d'éclatement supérieure (et plus conforme à la réalité) à celle obtenue par une approche purement déterministe, mais elle donne accès (dans sa version 3D) au scénario de rupture progressive des fibres dans les différentes couches. Cette approche pourrait désormais être améliorée en affectant ce caractère probabiliste à d'autres propriétés du matériau, telles que la rigidité.

## 5.4 Conclusions

---

---

Dans ce chapitre, on a d'abord validé le modèle d'endommagement par comparaison avec les essais sur des éprouvettes entaillées. Cette comparaison a montré la capacité du modèle à prédire correctement les contraintes à rupture, notamment quand on utilise la démarche probabiliste. Le modèle est capable de prédire avec précision les modes d'endommagement et leur localisation dans les éprouvettes, qu'on a vérifiés par comparaison avec des micrographies et des radiographies X. Les deux versions du modèle (coque et 3D) se montrent satisfaisantes et complémentaires car le modèle coque donne de bons résultats, surtout si la pièce à étudier ne subit pas d'endommagement hors – plan. Dans ce cas, le modèle coque est tout à fait suffisant pour prédire le comportement. Néanmoins, dès que le chargement hors – plan induit un niveau d'endommagement non négligeable (donc quand l'épaisseur des pièces commence à être important), c'est le modèle 3D qui prend l'avantage en raison de sa richesse dans la description des modes d'endommagement. On a utilisé aussi une démarche originale d'émission acoustique virtuelle qui nous donne encore plus d'information pour interpréter les résultats expérimentaux et qui pourrait servir pour identifier et calibrer la cinétique des modes d'endommagement.

Une fois le modèle validé, on l'a appliqué au calcul de l'éclatement du réservoir bobiné type IV. Le modèle a montré des résultats satisfaisants, même dans sa version déterministe (erreur d'environ 7% sur la pression d'éclatement). On a démontré l'intérêt d'utiliser des modèles d'endommagement riches pour prédire des phénomènes complexes comme la formation des chemins de fuite. D'après l'étude réalisée, on peut constater que la modélisation axisymétrique du réservoir est suffisante pour décrire son comportement même si l'effet probabiliste est un peu moins puissant dans cette modélisation.





---

**CHAPITRE VI:**  
PERSPECTIVES

---

## 6.1 Introduction

---

---

Dans ce chapitre, on présentera quelques pistes de développement du modèle d'endommagement présenté dans ce manuscrit. On scindera ces propositions en trois parties distinctes.

D'abord, on présentera quelques propositions pour améliorer le modèle statique telle que la reformulation du potentiel en utilisant des essais numériques ou l'introduction du couplage multiphysique pour introduire l'influence de l'environnement dans le comportement endommageable du composite. Une validation de la modélisation de l'endommagement hors – plan sera aussi présentée. Cette validation est en cours de développement et quelques résultats seront présentés.

Le deuxième groupe montre une extension du modèle d'endommagement vers les chargements cycliques. De nouvelles variables, fonctions seuils et lois d'évolutions seront présentées ainsi que des premiers résultats de simulations EF.

On finira le chapitre en montrant des améliorations vis-à-vis de l'étude du réservoir bobiné, notamment dans sa modélisation EF qui nous permettra de développer une stratégie d'optimisation automatisée.

## 6.2 Amélioration et extension du Modèle

---

---

### 6.2.1 Améliorations du modèle statique

---

#### 6.2.1.1 Construction du potentiel thermodynamique.

---

Comme on a pu voir dans le chapitre 3, on a construit le potentiel thermodynamique à l'aide de la théorie de représentation des fonctions tensorielles dont les invariants associés à chaque système ont été choisis en s'appuyant sur les travaux de Bargellini et al [116]. Le cadre général de cette théorie pourrait être exploité d'une manière plus systématique, par exemple en modélisant indépendamment chaque endommagement et en quantifiant son effet sur la rigidité globale du pli. Une étude de ce type a été réalisée par C. Huchette [19] lors de ses travaux de thèse pour identifier l'effet de la fissuration matricielle sur la rigidité et calculer les coefficients d'effet dans la matrice de souplesse (Figure 167).

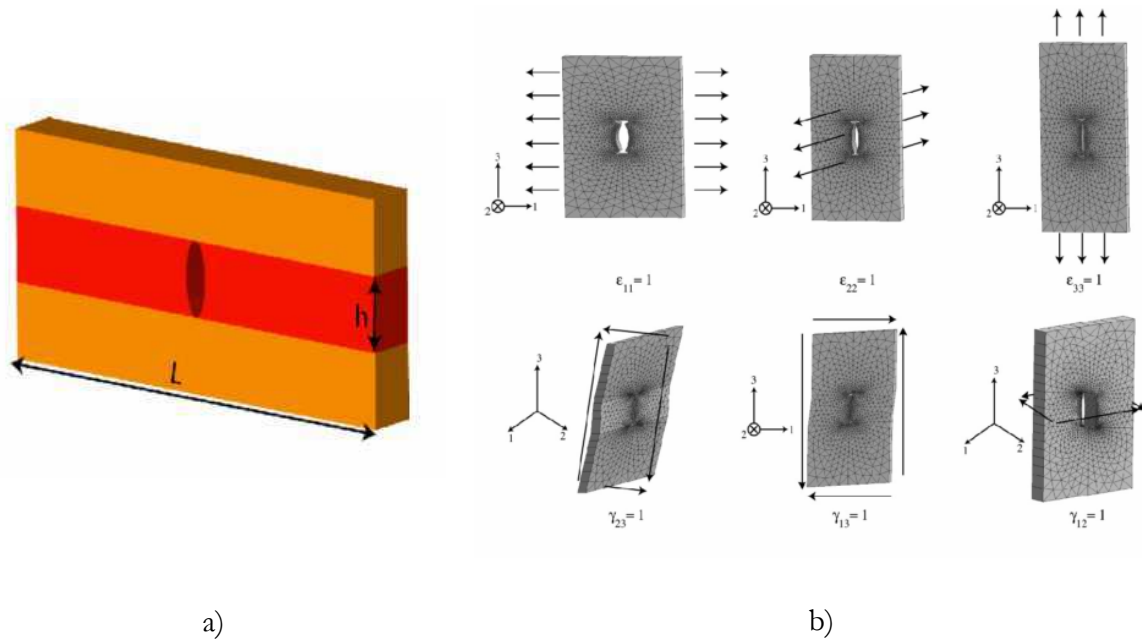


Figure 167. a) Cellule élémentaire, b) Chargements élémentaires pour calculer l'influence sur la rigidité (Huchette 2005).

De cette façon, on pourrait calculer d'une façon beaucoup plus fine la valeur des coefficients  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\zeta$  et éventuellement enrichir le potentiel de termes supplémentaires puisés dans la base d'intégrité. Cette étude pourrait être étendue pour analyser d'autres phénomènes et influences comme le couplage existant entre le délaminage et la fissuration matricielle (endommagement hors – plan et matriciel dans notre modèle). Ce couplage entre ces deux endommagements a été introduit par Laurin et al [29] dans le modèle de l'ONERA pour les composites aéronautiques. Ils ont constaté expérimentalement dans des essais de flexion quatre points sur des cornières que la présence de plis fissurés provoquait une accélération non négligeable dans l'apparition du délaminage (et donc de la ruine de la structure).

#### 6.2.1.2 Validation de la modélisation de l'endommagement hors – plan.

En ce qui concerne l'endommagement hors – plan, les simulations sur le réservoir bobiné présentées dans le chapitre 5 ont montré un effet limité de ce type de dégradation. Afin de valider cependant l'approche mise en place pour prendre en compte cet endommagement, le comportement en flexion trois points d'éprouvettes épaisses unidirectionnelles, constituées également de composite carbone – époxy, a été simulé et comparé à des essais dans le cadre du stage de Master de Alemany Mari [155]. Dans cette

étude, on a utilisé une éprouvette unidirectionnelle (fibres parallèles à la longueur) avec les dimensions suivantes (la longueur de 83,3 mm représente la distance entre les appuis) :

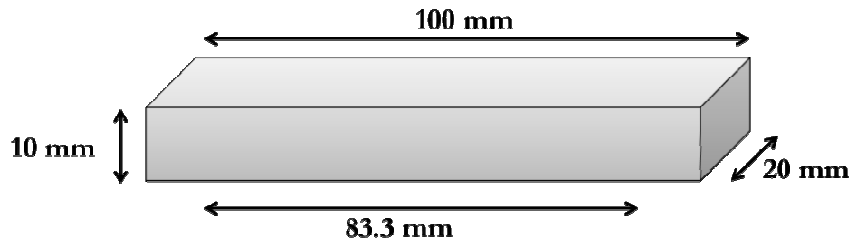


Figure 168. Eprouvette testée.

La simulation de l'essai de flexion trois points représenté sur la Figure 169 fournit la courbe force en fonction du déplacement du rouleau représentée sur la Figure 170 :

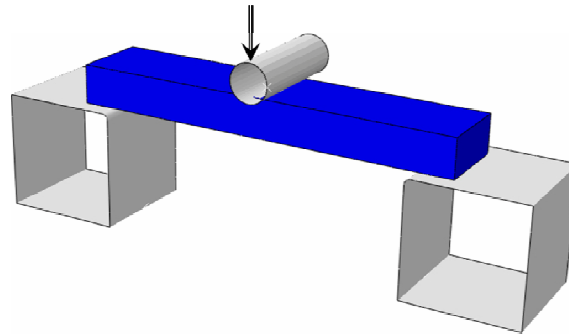


Figure 169. Modèle éléments finis de l'essai de flexion trois points.

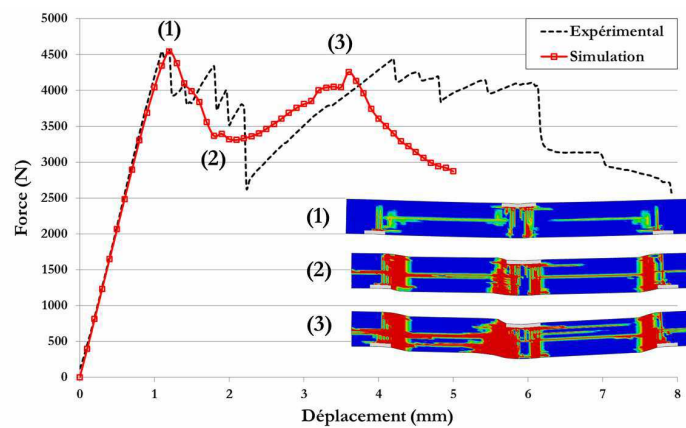


Figure 170. Comparaison des courbes force - déplacement expérimentale et numérique et configuration de l'endommagement hors-plan (délaminage).

Malgré une base d'identification réduite (essais de traction dans le sens des fibres et dans la direction perpendiculaire aux fibres), on constate un bon accord entre la courbe expérimentale et la simulation ne prenant en compte que l'endommagement hors – plan. En fait, la simulation montre les quatre étapes observées dans l'essai réel :

1. Apparition du délaminage qui provoque la première chute de rigidité au point (1).
2. Propagation de cette rupture hors – plan (du point (1) au point (2)).
3. Stabilisation de l'endommagement (pas de propagation), ce qui provoque une augmentation de la charge avec une rigidité plus faible que celle initiale. Cette étape est comprise entre les points (2) et (3).
4. Apparition de nouveaux délaminages qui provoquent la ruine totale de l'éprouvette

Ces multiples délaminages peuvent être observés sur la figure suivante.

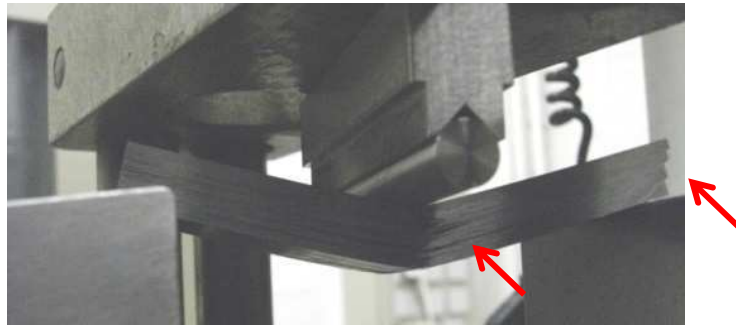


Figure 171. Délaminages observés pendant l'essai de flexion.

Grâce à cette étude, on a pu valider notre modélisation de la rupture hors - plan et approfondir la compréhension de ce type d'endommagement.

---

#### 6.2.1.3 Couplage multiphysique.

---

A plus long terme, on pourrait profiter du savoir-faire de l'Institut P' dans le domaine des couplages multiphysiques pour introduire d'autres mécanismes dans le potentiel thermodynamique comme, par exemple, des variables traduisant la thermo – oxydation [156] ou la combustion du composite du réservoir soumis à un incendie [157]. L'introduction de ces types de phénomènes pourrait rendre le modèle plus polyvalent en simulant l'état du matériau soumis à un chargement mécanique et à l'environnement.

## 6.2.2 Modèle cyclique

---

### 6.2.2.1 Quelques Modèles d'endommagement en fatigue.

---

Si le comportement statique des composites a fait l'objet de nombreuses études (comme l'a montré le chapitre 2), le comportement cyclique n'a pas été autant exploré. En conséquence, les modèles développés pour essayer de reproduire le comportement cyclique des composites ne sont pas très nombreux. On peut classer les modèles en deux grands groupes : ceux inspirés des modèles classiques utilisés dans le monde des métalliques (courbes S – N), qu'on peut qualifier de phénoménologiques, et ceux incrémentaux (mécanistiques) qui essayent de reproduire le comportement cycle à cycle du matériau composite.

#### *Modèles phénoménologiques*

---

Dans les années 70, [158] ont présenté un modèle de dégradation des propriétés résiduelles linéaire assez simple dans lequel la résistance du matériau décroît linéairement en fonction du nombre de cycles appliqués. Puis, d'autres auteurs ont introduit le concept de taux de changement de la résistance résiduelle [159–161]. Ils ont supposé qu'il existe une seule relation entre la résistance statique et cyclique. Cette relation implique que si un spécimen est associé à un certain rang dans sa distribution de résistance statique, son équivalent cyclique doit correspondre au même rang de la distribution de durée de vie. Cette idée a été appelée plus tard SLERA (strength – life equal rank assumption). Sur le même principe, Yang et al [162–168] ont présenté des modèles pour prédire la résistance résiduelle à différents niveaux de charge et d'amplitude. Des courbes S – N basées sur différents modèles de dégradation ont été présentés par [169,170].

Le modèle « d'interaction » a, quant à lui, été introduit par Adam et al [171]. Ce modèle est purement phénoménologique et combine, dans un critère sous forme de loi puissance, une résistance résiduelle normalisée et la durée de vie correspondante.

Des modèles adaptés aux composites qui subissent des chargements complexes ont été aussi développés, comme le « modèle généralisé de dégradation des propriétés résiduelles » [172]. Une grande partie de ces modèles (Broutman and Sahu, Hahn and Kim, Yang et al, modèle d'interaction et celui de Sendekyj) ont été comparés dans le papier [173].

Modèles d'endommagement incrémentaux

On fournit ici quelques éléments concernant les modèles construits dans le cadre de la mécanique de l'endommagement continu. Ce type de modèle essaie de reproduire la dégradation progressive du matériau au cours du chargement. Les premiers modèles ont été présentés par Gao [174]. Puis de nombreuses contributions ont apparu comme celles développées par Hochard et al [175–177]. Ce dernier modèle est une adaptation du méso – modèle de Cachan (décrit dans la section 2.3.2) pour des chargements cycliques. La première hypothèse introduite pour passer du modèle statique vers le modèle de fatigue suppose que les variables d'endommagement ont deux composantes différentes, une statique et une autre cyclique. Dans le modèle de Hochard, la seule variable d'endommagement qui subit une dégradation dans le modèle de fatigue est celle associée à l'endommagement diffus  $\mathbf{d}_{12} = \mathbf{d}_s + \mathbf{d}_f$ .

Plusieurs campagnes expérimentales ont constaté que la dégradation de la rigidité en cisaillement dépend de la charge maximale, mais aussi de l'amplitude du cycle imposé. Pour respecter ces phénomènes, la loi d'évolution de la variable  $\mathbf{d}_f$  est construite de la forme suivante :

$$\frac{\partial \mathbf{d}_f}{\partial N} = c \left( (\sqrt{Y_{\max}} - \sqrt{Y_{\min}})^\alpha (\sqrt{Y_{\max}})^\beta - Y_{0f} \right)_+$$

Équation 107

où  $Y_{\max}$  et  $Y_{\min}$  correspondent à la force thermodynamique maximale et minimale au cours d'un cycle.  $Y_{0f}$  correspond au seuil de fatigue. La Figure 172 et la Figure 173 montrent quelques résultats de ce modèle.



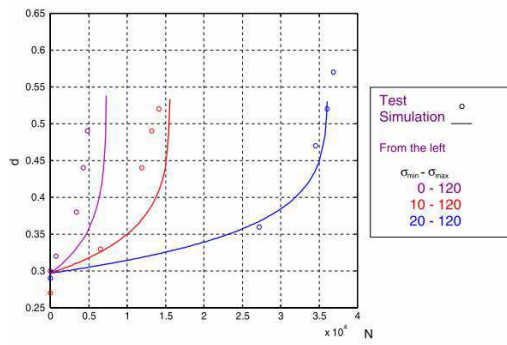


Figure 172. Evolution de l'endommagement par rapport au nombre de cycles pour trois amplitudes différentes.

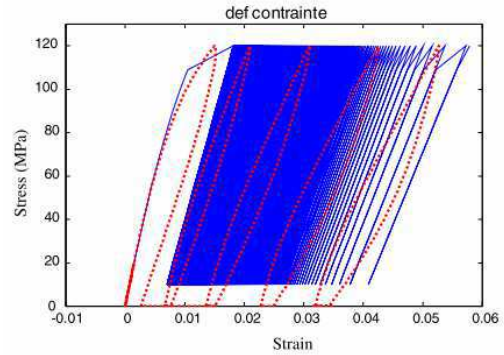


Figure 173. Comparaison expérimentale et numérique de la courbe contrainte – déformation au cours du cyclage.

Le problème de ce type de modèles est qu'ils prennent en compte d'une manière explicite dans leur formulation des paramètres « externes » au matériau (comme le rapport de charge, la fréquence, etc...) définis à l'échelle de la structure et non du pli. C'est pour cette raison qu'on propose dans la suite une piste de modèle construite sur les développements du Chapitre 3 et qui définit le comportement à partir de grandeurs exclusivement locales.

### 6.2.2.2 Extension cyclique du modèle développé.

Pour tenir compte de l'effet cyclique dans le modèle présenté au chapitre 3, on va introduire une variable supplémentaire, dite « cyclique », associée à chaque endommagement s'il évolue au cours des chargements cycliques. L'expression générale du terme du potentiel thermodynamique représentant les effets de l'endommagement reste identique.

$$w_{i-endo}(\bar{E}, \bar{N}_0, \bar{N}_{90}, \bar{N}_{HP}, \{\bar{N}_{i-j}^{p/n}\}, \{\rho_i\}, \{\rho_i^F\}) = \sum_i (\rho_i + \rho_i^F) * f(\bar{E}, \bar{N}_0, \bar{N}_{90}, \bar{N}_{HP}, \{\bar{N}_{i-j}^{p/n}\})$$

Équation 108

On aura donc un terme du potentiel construit avec des variables dites statiques  $\rho_i$  (décrites en détail dans le chapitre 3) et un autre dépendant des variables  $\rho_i^F$  représentant les effets de fatigue. On notera que l'endommagement de fatigue agit de la même manière

sur la rigidité que l'endommagement statique. Seule l'évolution diffère. Certaines conditions sont à ajouter comme :

$$a_1 + a_1^F \leq 1$$

Équation 109

Avec ce type de condition, on s'assure que l'endommagement, quel qu'il soit, ne dépassera pas la valeur unité (correspondant au matériau complètement dégradé). La deuxième modification importante par rapport au modèle statique est la façon de piloter les variables d'endommagement. Dans le cas cyclique, la force thermodynamique n'est pas capable de capter la notion de cumul lié aux phénomènes de fatigue. On a donc introduit un cumul de la force thermodynamique qui sera croissante lorsqu'on aura des charges cycliques. La forme de ce cumul est la suivante :

$$\Pi_{\mathbf{F}_i} = \int_0^t \langle \dot{\mathbf{F}}_{\mathbf{F}_i} \rangle dt$$

Équation 110

Avec

$$\dot{\mathbf{F}}_{\mathbf{F}_i} = \frac{\partial \mathbf{F}_{\mathbf{F}_i}}{\partial \bar{\mathbf{E}}} = \frac{\partial \bar{\mathbf{E}}}{\partial t}$$

Équation 111

avec  $\mathbf{F}_{\mathbf{F}_i}$  représentant une force thermodynamique générique et  $\langle \dot{\mathbf{F}}_{\mathbf{F}_i} \rangle$  la partie positive de la dérivé de la force thermodynamique. Cette forme de cumul nous permet d'augmenter la valeur dans chaque montée de la force thermodynamique correspondante. En décharge, il n'y a par contre pas d'évolution du cumul (Figure 174).

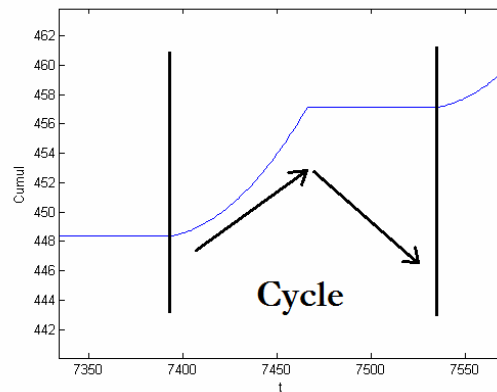


Figure 174. Evolution du cumul dans un cycle de charge-décharge.

On a désormais deux variables qui affectent de la même façon le matériau et qui représentent physiquement le même type d'endommagement (matriciel, fibre,...), mais l'un d'eux provient des chargements statiques et l'autre des chargements cycliques. On a introduit une condition pour ne pas faire évoluer les deux variables simultanément. Cette condition est résumée par :

$$\text{si } f_{\text{statique}} = 0 \Rightarrow f_{\text{fatigue}} < 0$$

Ainsi, si l'endommagement statique est actif, l'endommagement cyclique restera toujours inactif. L'endommagement cyclique évolue seulement dans le cas où la force thermodynamique statique reste en – dessous de son seuil. En ce qui concerne les évolutions des variables, on garde la même structure que dans le cas statique, hormis l'addition d'un exposant, comme on peut voir ci – dessous dans le cas d'un endommagement fragile:

$$f_{\rho_i^F}(\Pi_{\rho_i^F}, \rho_i^F) = \sqrt{\Pi_{\rho_i^F}} - \frac{\sqrt{\Pi_{\rho_i^F}} \sqrt{\Pi_i^{\rho_i^F}}}{\sqrt{\Pi_{\rho_i^F}} + \rho_i^{\frac{1}{n}} (\sqrt{\Pi_{\rho_i^F}} - \sqrt{\Pi_i^{\rho_i^F}})} \leq 0, i = 0, 90, HP$$

Équation 112

L'introduction de cet exposant nous permettra de mieux gérer la cinétique des variables pour les grands nombres des cycles, comme on peut le voir dans les graphiques suivants.

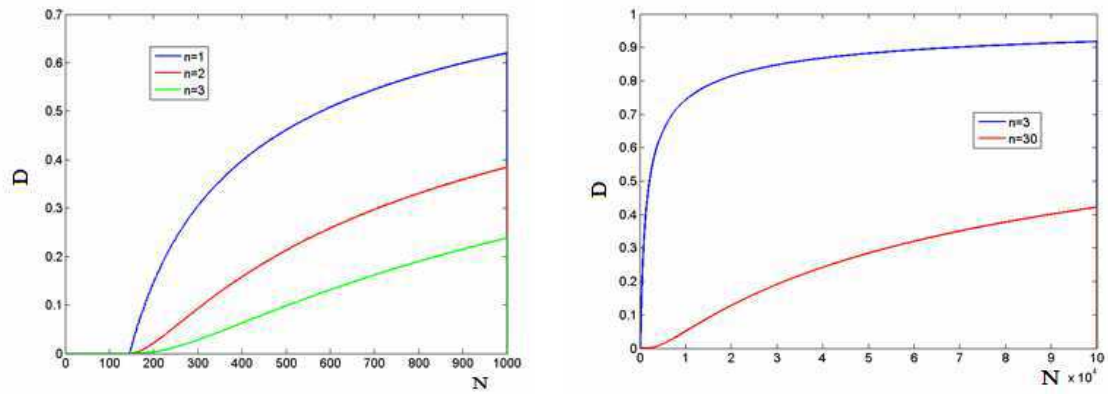


Figure 175. Influence du paramètre n dans l'évolution des variables d'endommagement (d).

Le dernier détail qui nous reste à régler pour implémenter cette extension est l'effet du cyclage sur la tenue résiduelle. Le changement de tenue résiduelle est traduit par une diminution du seuil d'endommagement statique qui devra être fonction de la variable d'endommagement cyclique. Pour prendre en compte cette influence de la variable cyclique sur le seuil statique, on propose de modifier les expressions des seuils d'initiation d'endommagement et de rupture, par exemple de la manière suivante :

$$\sqrt{F_i^{Pi}(\rho_i^f)} = \sqrt{F_i^{Pi}} - a * \left( \left( (\log(1 - \rho_i^f))^2 \right)^{\frac{1}{2}} \right)^{N_{res}}$$

Équation 113

$$\sqrt{F_f^{Pi}(\rho_i^f)} = \sqrt{F_f^{Pi}} * \exp(-\rho_i^f) + \left( \sqrt{F_i^{Pi}(\rho_i^f)} + \delta \right) * (1 - \exp(-\rho_i^f))$$

Équation 114

Où  $N_{res}$  pilote la cinétique de la dégradation du seuil et  $\delta$  (très petite) serve à rapprocher la valeur pour laquelle l'endommagement atteint l'unité à la valeur du seuil. On constate ici que nous faisons évoluer le seuil initial mais aussi le point final d'évolution de la variable d'endommagement. Ce fait nous permettra d'avoir une évolution extrêmement rapide de la variable et donc simuler la rupture par fatigue.

On trouve dans la littérature des travaux sur des éprouvettes unidirectionnelles comme [178] qui testent des UD à 0°. Afin de conclure d'une manière très qualitative sur les capacités de l'approche proposée à traduire la réduction de résistance suite à un chargement cyclique, on montre une courbe d'évolution de la contrainte à rupture en fonction du

nombre de cycles issue de ces travaux et le même type de courbe générée à partir du modèle dans la Figure 176. On peut voir que les deux courbes se ressemblent beaucoup avec un long intervalle sans influence du cyclage et une chute très brusque à partir d'un seuil déterminé.

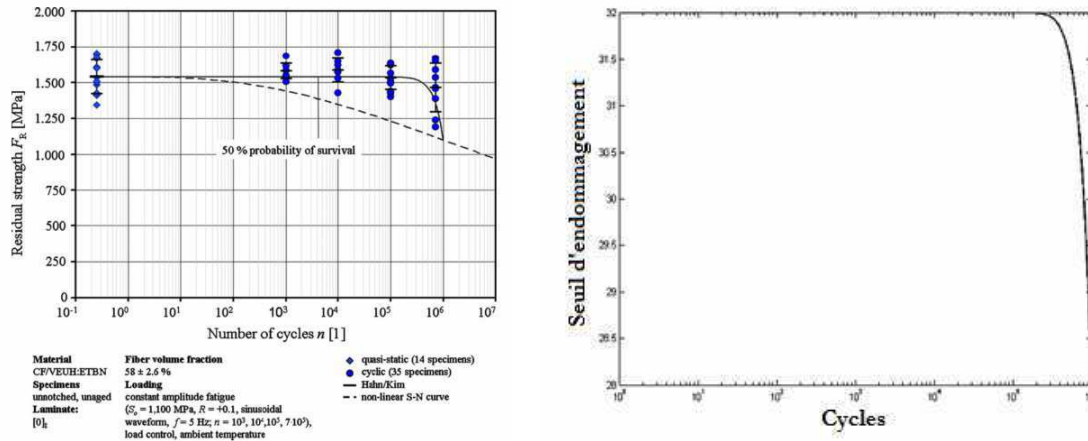


Figure 176. Evolution expérimentale et simulée de la tenue résiduelle.

On a programmé cette extension en fatigue dans une UMAT et testé sur un unique élément pour vérifier le comportement des variables de fatigue pour plusieurs chargements différents. A titre d'illustration, la variable affectée sera celle associée à la rupture des fibres. Ces chargements (traction) sont montrés ci – dessous :

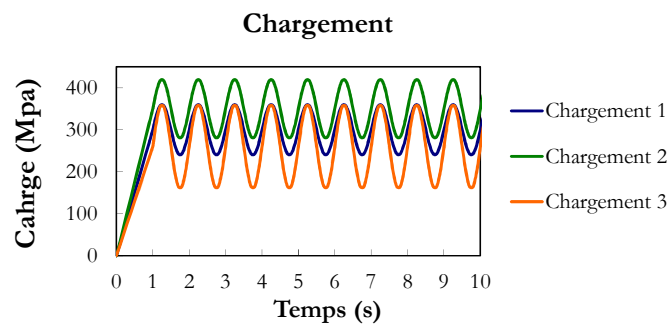


Figure 177. Chargements cYcliques appliqués.

On constate que ces chargements ont des charges maximales différentes (1 et 2) ou des amplitudes différentes (1, 2, et 3). La Figure 178 montre que ces différences influencent l'évolution de la variable d'endommagement. Il faut garder en tête que ses simulations sont purement qualitatives. En particulier, aucun paramètre n'a été identifié et que leurs valeurs

ont été choisies de telle sorte que l'endommagement s'active pour un faible nombre de cycles.

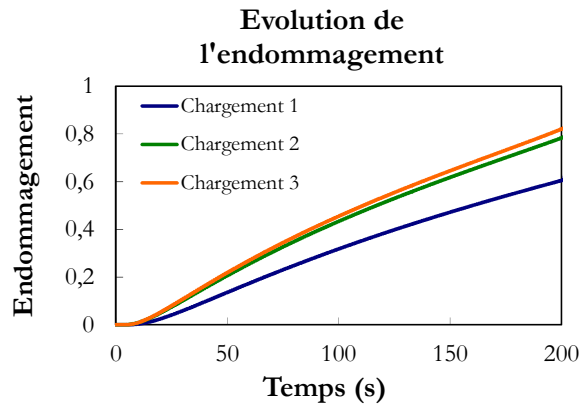


Figure 178. Evolution de l'endommagement selon le chargement appliqué.

On peut constater que les chargements 2 et 3 provoquent des évolutions de l'endommagement très similaires. La différence entre ces chargements et le chargement 1 est la contrainte maximale imposée. Cette différence dans la contrainte maximale fait évoluer plus rapidement l'endommagement puisque, en raison du caractère quadratique de la force thermodynamique, de faibles différences de charge se traduisent par d'importantes différences d'endommagement.

En ce qui concerne le chargement 3, on garde la même contrainte maximale mais on augmente l'amplitude du cycle. Plus l'intervalle est long, plus on cumule de force thermodynamique de cycle en cycle. On remarque que le modèle est capable de traduire les effets de charge maximale ou d'amplitude sans introduction de nouvelles variables.

Pour finir avec cette étude du modèle cyclique, on analyse l'effet de l'endommagement cyclique sur la tenue résiduelle. On montre ci-dessous une simulation d'une traction après cyclage.

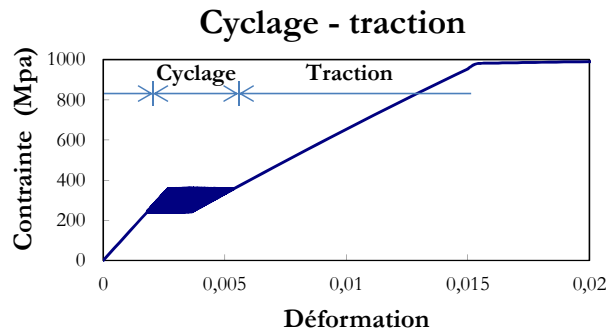


Figure 179. Simulation cyclage et traction.

Il faut noter que dans ce cas, avec les valeurs de paramètres utilisées, la rupture statique se produit à 2104 MPa. Après cyclage, nous trouvons une rupture autour de 1000 MPa. Pour comprendre ce phénomène, on rappelle que le modèle est formulé en *déformation*. Dans le cas statique, on identifie la valeur de la force thermodynamique, donc de la déformation, qui correspond à la charge de rupture. Le cyclage ayant dégradé le matériau et donc sa rigidité, la contrainte correspondant à la déformation à rupture en statique est désormais beaucoup plus faible. Il sera nécessaire d'étudier expérimentalement cette influence entre la perte de rigidité et la perte de tenue résiduelle pour pouvoir valider cette influence ou introduire des modifications supplémentaires. Il reste encore beaucoup de travail sur cette proposition de modèle incrémental pour être capable de reproduire correctement les phénomènes observés dans les essais d'identification et les structures simples. Néanmoins, on a implémenté le modèle tel qu'il a été développé dans une UMAT pour l'appliquer à une structure. On a choisi de simuler le comportement des éprouvettes entaillées, de séquence quasi – isotrope. On montre ci-dessous l'endommagement matriciel dans le pli transverse à différents cycles.

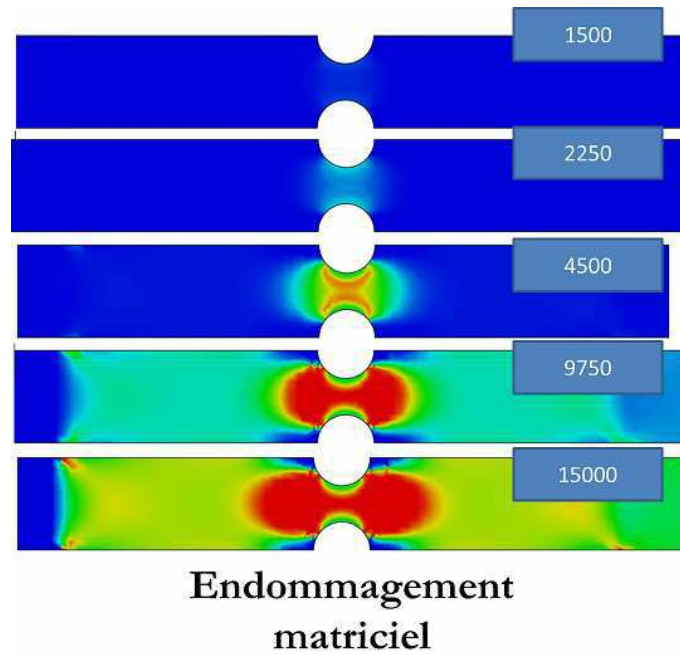


Figure 180. Évolution de l'endommagement matriciel cyclique.

On peut voir ici que l'endommagement matriciel est très développé dans le centre de l'éprouvette et qu'il continue à évoluer vers l'extérieur en raison de la croissance du cumul de force thermodynamique. On peut remarquer aussi que l'endommagement cyclique n'atteint pas la valeur 1 sur le bord libre des entailles. Ce fait est une conséquence de l'interaction entre l'endommagement statique et cyclique. En fait, l'endommagement statique évolue lors de la mise en charge de l'éprouvette (avant l'application des cycles), ce qui provoque un arrêt de la variable cyclique à une valeur plus petite que l'unité. On rappelle que la somme des variables cyclique et statique doit être toujours comprise entre 0 et 1. Cette configuration d'endommagement matriciel a été retrouvée sur des observations (micrographies des entailles) d'éprouvettes entaillées soumises à des chargements cycliques.

### 6.3 Etude du réservoir

---

Une première perspective concernant la simulation du comportement du réservoir a déjà été évoquée dans le chapitre 5 : on a montré que les effets thermiques sont à l'origine de certains phénomènes comme la formation du jeu entre l'embase et la coque composite et donc de la non linéarité du comportement axial. Afin de reproduire quantitativement l'apparition de ces jeux, il faut reproduire correctement toutes les étapes de la vie du réservoir depuis la cuisson jusqu'à l'éclatement en prenant en compte les propriétés exactes



mécaniques et thermiques de chaque matériau (composite et surtout liner) selon la température. Il sera donc nécessaire de faire des calculs thermomécaniques complètement couplés. De cette façon, on pourrait être vraiment sûr des conclusions tirées des premières tentatives de modélisation montrées dans le chapitre 5.

Néanmoins, la perspective la plus immédiate et intéressante est liée à la façon de modéliser la géométrie du réservoir. En effet, on a utilisé ici le plugin commercial ABAQUS WOUND COMPOSITE MODELER qui s'est montré capable de reproduire correctement la structure du réservoir, même s'il demande une certaine maîtrise de tous les paramètres qui jouent sur la forme des couches et leur épaisseur. Le problème se pose quand on envisage les problèmes d'optimisation du drapage du réservoir, afin d'en réduire les coûts de production. En fait, la géométrie du dôme dépend directement de l'angle de la couche dans la virole ainsi que de son épaisseur et donc, à chaque fois que l'empilement change, toute la géométrie du dôme change avec. Le plugin impose de recréer la géométrie de façon manuelle sans pouvoir l'interfacer avec un programme d'optimisation. En plus, on sait que la génération du dôme à partir des données de la virole n'est pas parfaite et elle a besoin de corrections « à la main » pour atteindre un bon degré de correspondance entre le dôme réel et celui modélisé. Dans le cadre du projet OSIRHYS IV, le partenaire Polytech Annecy Chambéry a développé un code de génération des géométries du dôme qui s'est montré très performant. A partir de ces travaux, un script a été développé à l'Institut P' pour automatiser la génération des géométries des dômes à partir des données dans la virole. On montre des images des dômes générés sur la Figure 181.

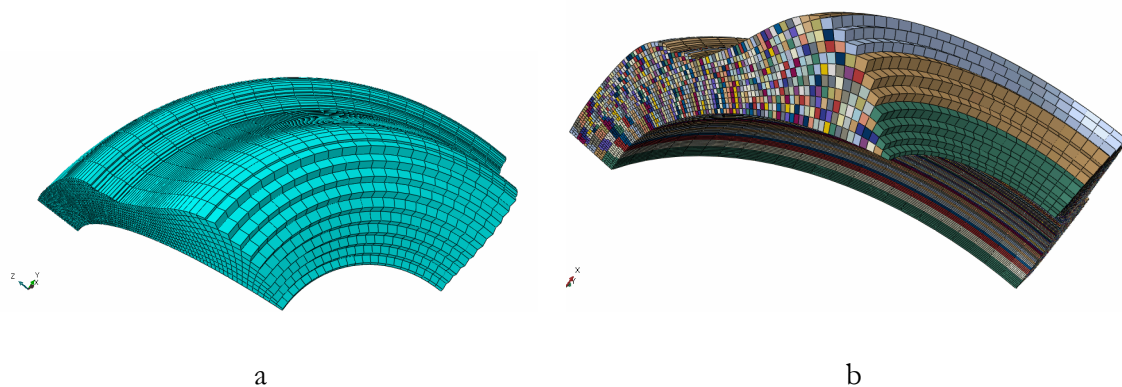


Figure 181. a) géométrie du dôme généré et b) détail de l'assignation des angles.

On peut voir que les sections créées, associées chacune d'elles à une orientation donnée, sont construites de telle sorte que le maillage soit propre, en améliorant la qualité du modèle EF.





---

# CONCLUSION

---

L'étude présentée dans ce manuscrit a eu pour objectif le développement d'un outil de simulation du comportement mécanique des composites bobinés pour prédire avec précision la pression d'éclatement des réservoirs bobinés de type IV. Après avoir présenté quelques généralités sur les matériaux composites et s'être focalisé sur les aspects les plus spécifiques des composites bobinés comme par exemple l'architecture entrecroisée, un rapide tour d'horizon des modèles d'endommagement existant dans la littérature a montré que la plupart des modèles ont été conçus pour étudier les composites stratifiés (de type aéronautique) et appliqués sur ce type de composite. Les spécificités des matériaux composites bobinés et de leur application aux réservoirs hyperbares constituent une limite à ces approches, du moins dans leurs versions les plus communément utilisées : en effet, les essais réalisés ont pu mettre en évidence une très forte non linéarité du comportement en cisaillement ainsi qu'une viscosité non négligeable particulièrement visible lors des décharges. Les modes d'endommagement associés aux profils épais des réservoirs sont également un frein à l'utilisation directe des modèles construits pour les stratifiés minces. On notera cependant que ces particularités de comportement sont loin d'être des obstacles infranchissables pour des modèles tels que le méso-modèle de Cachan ou le modèle de l'ONERA : des modifications sans doute assez indolores (mais qui restent à effectuer...) leur permettraient de simuler correctement le comportement des réservoirs. Ce travail de thèse n'a pas envisagé de procéder à ces modifications, mais de développer une approche de modélisation alternative, résultant de la mise en synergie d'outils élémentaires que sont la thermodynamique des processus irréversibles, l'approche à directions fixes et la théorie de représentation de la fonction tensorielle. Le but du travail de thèse présenté ici a été de démontrer que l'association de ces outils était à même de fournir un modèle dédié au comportement des composites bobinés. La stratégie a été de prouver le caractère suffisamment général de ces ingrédients, capables de prévoir la dégradation du composite sans préjuger de la forme de la perte de rigidité.

Le potentiel thermodynamique du modèle a été écrit en utilisant des invariants tensoriels choisis de sorte à ce que les différents modes d'endommagement soient bien captés et leur effet sur la rigidité bien représenté. Grâce à l'approche à directions fixes et aux tenseurs directionnels, on peut choisir a priori les modes d'endommagement que le modèle sera capable de reproduire et les traduire par des systèmes d'invariants. Cette approche montre sa souplesse puisqu'à chaque direction d'endommagement peut être associé un système représenté par un tenseur d'orientation dédié. Cette approche ouvre des

perspectives pour une utilisation dans tout type de matériaux composites comme les stratifiés, les CMC, les tissus 2D et 3D... c'est-à-dire les matériaux architecturés. Le potentiel thermodynamique (le cœur du modèle) a la forme d'une énergie libre en déformation. Ce fait nous permet d'implémenter le modèle dans les codes de calcul par éléments finis industriels aisément en contournant l'utilisation de méthodes de résolution d'équations non linéaires du type Newton Raphson (nécessaires quand le modèle est formulé en contraintes) et donc épargner du temps de calcul. Le modèle ne traite pas que de l'endommagement mais la déformation résiduelle et la viscosité de la matrice sont aussi incorporées au potentiel. La déformation résiduelle a la même nature que les variables d'endommagement : l'évolution de ces variables est pilotée par des forces thermodynamiques et suit la règle de normalité. En ce qui concerne la viscosité, un modèle très simple a été introduit avec le but de montrer qu'on pouvait coupler viscosité, déformation résiduelle et endommagement. La variable visqueuse, qui a la forme d'une contrainte, évolue selon un écart par rapport à l'état d'équilibre. Contrairement à l'endommagement, ce mécanisme ne présente pas de seuil. Il reste cependant encore de travail à faire dans cette partie du modèle comme l'introduction de plusieurs temps de relaxation, des fonctions non linéaires, etc... On notera que ce modèle visco – élastoplastique – endommageable est capable de reproduire le comportement d'éprouvettes bobinées à  $\pm 45^\circ$  (qui diffère de celui de leurs homologues stratifiées) avec leur forte non linéarité, les fortes déformations résiduelles et l'apparition de boucles d'hystérésis.

Jusqu'à ici, le modèle développé reste déterministe, comme la plupart des modèles présentés dans la littérature. On a essayé d'introduire la nature stochastique du comportement des fibres pour mieux représenter le vrai comportement du composite. Avec une loi de mélange classique, on a introduit les deux sources principales de variabilité : la rupture de la fibre seule et la variabilité du taux volumique des fibres. Pour cette dernière source, on a développé une méthode d'identification du taux volumique par traitement d'images, qui permet de lier le comportement probabiliste à la taille des éléments finis d'une façon approximée. Dans le but d'avoir plusieurs données différentes pour comparer les résultats fournis par le modèle avec les résultats expérimentaux, on a ajouté une signature acoustique virtuelle aux modes d'endommagement pour pouvoir comparer le cumul de ces signatures avec celles enregistrées. Cette approche originale ouvre une nouvelle voie dans l'étude et la compréhension des émissions acoustiques et pourrait être utilisé dans l'identification des cinétiques des différents modes d'endommagement.

Finalement, le processus d'identification est décrit en montrant que quatre essais de caractérisation du matériau (dans le sens des fibres, perpendiculaire aux fibres et sur séquence  $\pm 45^\circ$ , ainsi qu'une combinaison  $0^\circ/90^\circ$ ) suffisent à identifier l'ensemble des paramètres (sous couvert de certaines hypothèses).

Ce modèle est validé par comparaison avec des essais de traction sur des éprouvettes entaillées bobinées. Dans le cadre cette thèse, une importante base de données a été créée avec l'objectif de disposer des données suffisantes pour bien comprendre le comportement du matériau bobiné, la cinétique et l'interaction des modes d'endommagements. Les éprouvettes testées ont une architecture purement bobinée, à l'image du matériau présent dans le réservoir. Une procédure originale de fabrication a été mise en place par un de nos partenaires. On a ajouté des entailles pour concentrer l'endommagement et les faire apparaître simultanément de façon que l'état des contraintes du matériau soit suffisamment complexe et constitue un cas d'étude discriminant pour le modèle d'endommagement. On a montré que la haute température met en évidence l'importance de la viscosité dans le comportement du composite bobiné et aussi l'apparition prématurée et étendue du délaminage. Quelques pistes sur la cause de cette apparition ont été présentées, comme l'influence des ondulations créées par les plis croisés et qui favorisent l'amorçage et la propagation des ruptures hors – plan. Toutes les éprouvettes ont été contrôlées par émission acoustique, micrographies et radiographies, ce qui nous a donné accès à un ensemble de données permettant de mieux comprendre quel type d'endommagement apparaît, à quel endroit et à quel moment de l'essai.

Grâce à cette base de données sur le comportement des matériaux composites bobinés, on a pu comparer les résultats de nos simulations avec le modèle d'endommagement à directions fixes et le valider pour envisager son utilisation dans le cadre de calculs de structures de plus grande complexité comme le réservoir bobiné. On a comparé deux drapages assez différents. Le premier, croisé à  $\pm 45^\circ$ , nous montre l'influence de la présence des entailles dans le comportement de l'éprouvette et nous sert pour vérifier si le modèle est capable de capter cette influence dans le développement de l'endommagement et la rupture. Le deuxième drapage testé a été le quasi – isotrope  $[0_2, \pm 45_2, 90_2]_s$ . Ce dernier drapage est le plus complet (et complexe...) en ce qui concerne les modes d'endommagement puisqu'il nous permet d'observer dans une seule éprouvette des endommagements tels que le splitting, le délaminage, l'endommagement diffus, la fissuration matricielle et la rupture des fibres. Le modèle a été comparé d'abord en utilisant



des données très macroscopiques comme les courbes force - déplacement. Les résultats montrent un très bon accord, que ce soit la version coque ou la version complète 3D. Mais la richesse du modèle complet nous permet d'aller vers une échelle beaucoup plus fine et prédire les types d'endommagement présents ainsi que leur localisation dans l'éprouvette, dans le plan ou dans l'épaisseur. Les comparaisons avec des vue latérales des éprouvettes, notamment le fond des entailles, montrent les performances du modèle pour arriver à prédire des phénomènes comme la fissuration non centrée du pli transverse dans le cas quasi – isotrope, le délaminage prédominant entre les plis  $0^\circ/\pm\theta$  et  $90^\circ/\pm\theta$  et le début du phénomène de splitting. Grâce aux radiographies, on a pu comparer l'extension des endommagements dans le plan du pli. Les prédictions restent aussi très proches des observations expérimentales dans ce cas. On a constaté que la fissuration matricielle est très bien prédite même loin des entailles où les radiographies montrent des fissures, notamment sur le bord libre. Cette fissuration dans le bord libre est captée par le modèle qui montre aussi un délaminage entre la couche transverse et les couches croisés adjacents. Ce fait nous indique la présence d'un couplage indirect entre l'endommagement hors – plan et l'endommagement matriciel. La fissuration matricielle n'est pas le seul endommagement qui est reproduit d'une façon satisfaisante, l'endommagement hors – plan est aussi bien capté au voisinage de l'entaille même si son étendue est bien plus large dans les éprouvettes réelles.

Les comparaisons menées sur les éprouvettes entaillées permettent de valider les performances du modèle pour reproduire l'endommagement du composite bobiné ainsi que la rupture finale de ces structures contenant des concentrateurs de contraintes et donc un état de contraintes très complexe. Cette validation nous garantit un certain degré de confiance par rapport au modèle pour pouvoir simuler des structures encore plus complexes comme le réservoir bobiné de type IV.

Le dernier test pour montrer la capacité du modèle est la simulation d'une vraie structure industrielle : le réservoir bobiné. Deux modèles éléments finis ont été créés : un axisymétrique et un autre 3D. Ces structures montrent un degré de difficulté assez important en raison de sa nature multi matériaux (embases métalliques, liner polymère et coque composite) et de l'architecture bobinée du matériau composite qui génère des géométries et des orientations complexes au niveau du dôme. On a utilisé le plugin Abaqus Wound Composite Modeler pour pouvoir prendre en compte cette géométrie et ces orientations du pli variables dans les deux dômes. L'analyse de l'éclatement du réservoir

modélisé montre que le modèle déterministe arrive à bien reproduire le comportement du réservoir en restant un peu conservatif dans la prédiction de l'éclatement (7% d'écart). Cet éclatement est piloté complètement par la rupture des fibres mais est influencé par d'autres endommagements, principalement la fissuration matricielle. Le délaminage n'a pas une forte influence sur l'éclatement. Par contre, il peut provoquer une voie de fuite qui part de la jonction embase – liner – composite et arrive jusqu'à l'extérieur. Dans le cas d'une fracture du liner à cet endroit – là, l'hydrogène trouverait une voie pour s'échapper. Ce scénario a été confirmé expérimentalement, plusieurs réservoirs ont montré des fuites avec une grande quantité de liquide d'essai qui s'échappait par les endroits prédits par le modèle.

Certaines caractéristiques du comportement n'ont pas été captées par le modèle EF du réservoir, comme la forte non linéarité dans le déplacement axial au début du chargement. On a supposé que les différences des coefficients de dilatation thermique provoquaient un retrait des embases suffisant pour créer un jeu entre la coque composite et ces pièces métalliques pendant le refroidissement du réservoir à la fin de la phase de cuisson. Une modélisation de ce jeu composite – embase s'est montrée suffisante pour reproduire cette non linéarité initiale.

Enfin, le modèle probabiliste est introduit dans les simulations d'éclatement en améliorant notablement les prédictions car l'erreur est réduite à 2% dans le cas axisymétrique. Les simulations avec le modèle déterministe montrent qu'un modèle axisymétrique donne exactement le même résultat qu'un modèle 3D, mais avec un coût de calcul beaucoup plus réduit. L'introduction d'une variabilité dans la rupture de fibre fait que l'effet de redistribution des contraintes est beaucoup plus réaliste dans le cas 3D que dans le cas axisymétrique, ce qui se traduit par un éclatement plus progressif et une augmentation de la pression d'éclatement (0.7% d'écart).

En résumé, dans ce travail de thèse, on a réussi à créer un modèle d'endommagement dédié aux composites bobinés construit à partir des outils spécifiques comme la thermodynamique de processus irréversibles et la théorie de représentations des fonctions tensorielles. Ce modèle s'est montré capable de reproduire d'une façon satisfaisante le comportement des éprouvettes simples, entaillées et d'une structure complexe comme le réservoir bobiné. Des voies d'amélioration restent ouvertes, comme il a été décrit dans le chapitre de perspectives.





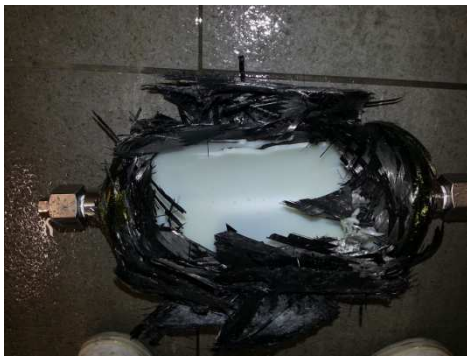
---

# ANNEXES

---

## Modes d'éclatement du réservoir bobiné

Dans le chapitre 5, on a analysé le comportement d'un réservoir bobiné du type IV. Ce réservoir montrait un éclatement qu'on qualifie de « sain ». Les deux types d'éclatement possibles (sain et non sain) ont été expliqués dans la section 5.3.2.1. On souhaite montrer ici que le modèle d'endommagement à directions fixes est capable de discerner ces deux types d'éclatement.



a)



b)

Figure 182. Modes d'éclatement a) sain et b) non sain.

Il est très important de vérifier si le modèle est capable de prendre en compte ces deux types d'éclatement, notamment pour son utilisation dans des démarches d'optimisation, où l'éclatement sain est une de contraintes à respecter. On a créé deux architectures de réservoirs différentes de celles utilisées dans le chapitre 5 pour étudier les capacités du modèle à simuler ces deux éclatements et pour comprendre quels mécanismes ont le plus d'influence dans une mode ou un autre. Pour mesurer l'épaisseur, on considère  $\delta$  l'épaisseur d'une couche hélicoïdale et  $\eta$  celle d'une couche circonférentielle de composite.

Les architectures simulées sont montrées dans le tableau suivant:

Modèle 1		Modèle 2	
Angle	Epaisseur	Angle	Epaisseur
$\alpha_1$	$3\delta$	$\alpha_7$	$3\delta$
90	$\eta$	90	$\eta$
$\alpha_2$	$3\delta$	$\alpha_8$	$3\delta$
$\alpha_3$	$3\delta$	90	$\eta$
90	$\eta$	$\alpha_9$	$3\delta$
$\alpha_4$	$\delta$	90	$2\eta$
60	$3\delta$	$\alpha_{10}$	$3\delta$
$\alpha_5$	$\eta$	90	$2\eta$
$\alpha_6$	$3\delta$	$\alpha_{11}$	$3\delta$
90	$4\eta$	90	$4\eta$

Tableau 14. Architectures de réservoir testées.

La forme du dôme correspondant à ces deux architectures est montrée sur la figure suivante:

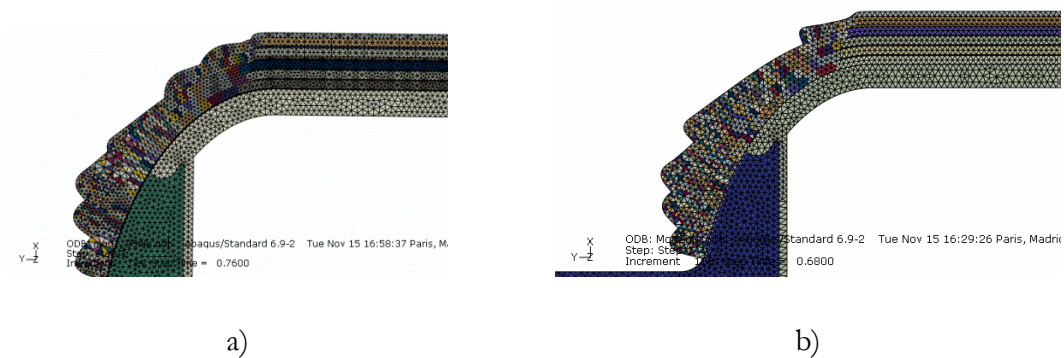


Figure 183. a) Dôme du modèle 1 et b) modèle 2.

On peut observer dans cette figure que le modèle 1 présente un dôme beaucoup plus fin que dans le cas du modèle 2. En regardant les deux architectures, il est clair qu'une présence importante de couches avec un angle inférieure à  $30^\circ$  génère un dôme plus épais que dans le cas où les couches sont plus orientées vers la direction circonférentielle.

On montre ci-dessous les courbes de déplacement issues de la simulation d'éclatement des deux modèles.

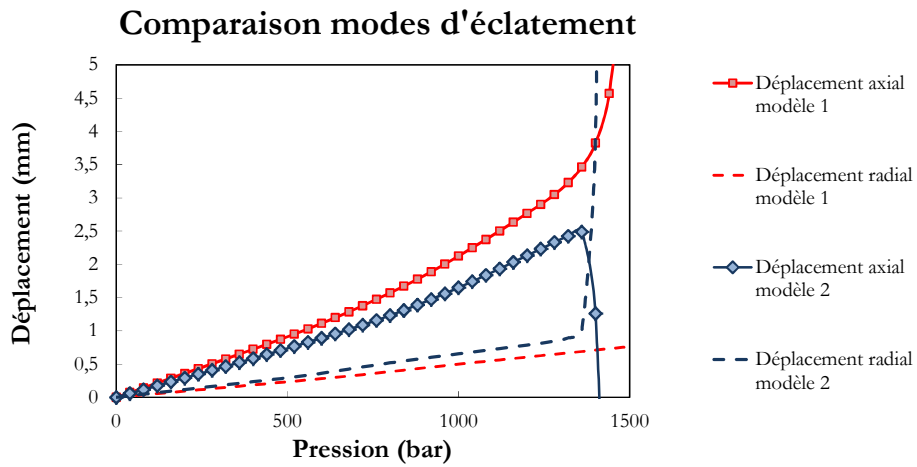


Figure 184. Eclatement des modèles 1 et 2.

En regardant cette figure, on constate que le modèle est capable de différencier les deux types d'éclatement : sain pour le modèle 2 et non sain pour le modèle 1. Le modèle 1 montre un déplacement axial qui diverge, indiquant une éjection des dômes. En plus, on observe que le déplacement radial reste linéaire sans montrer aucune fluctuation (pas de rupture dans la virole). Le modèle 2 montre un comportement identique à celui analysé dans le chapitre 5.

En analysant la rupture des fibres des deux réservoirs, on obtient le résultat suivant:

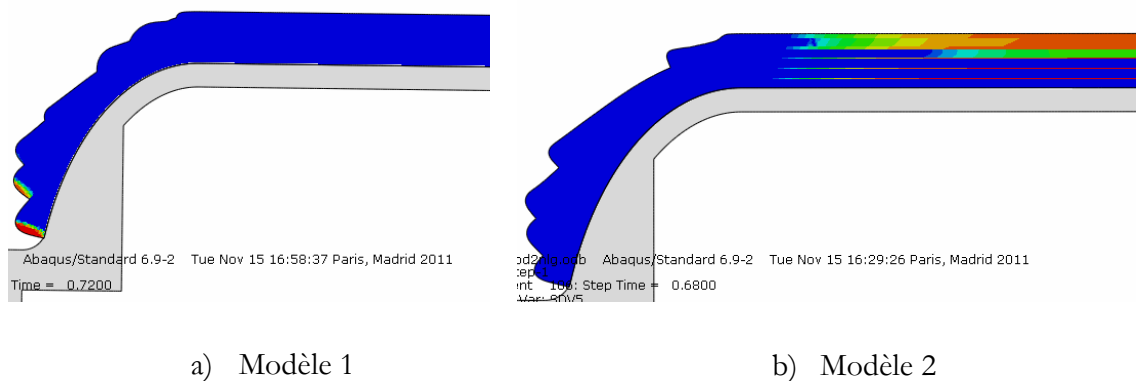


Figure 185. Rupture des fibres (rouge=totalement endommagé) pour a) modèle 1 et b) modèle 2.

On observe que le modèle 1 (rupture non saine) montre une rupture de fibres localisée à l'extrémité du dôme et non pas dans la virole, comme pour le modèle 2. C'est ce changement de localisation de la rupture des fibres qui fait basculer le type d'éclatement de



sain vers le non sain. Si nous observons l'endommagement matriciel juste avant la rupture des fibres, nous constatons un niveau nettement supérieur dans le modèle 1 (Figure 186).

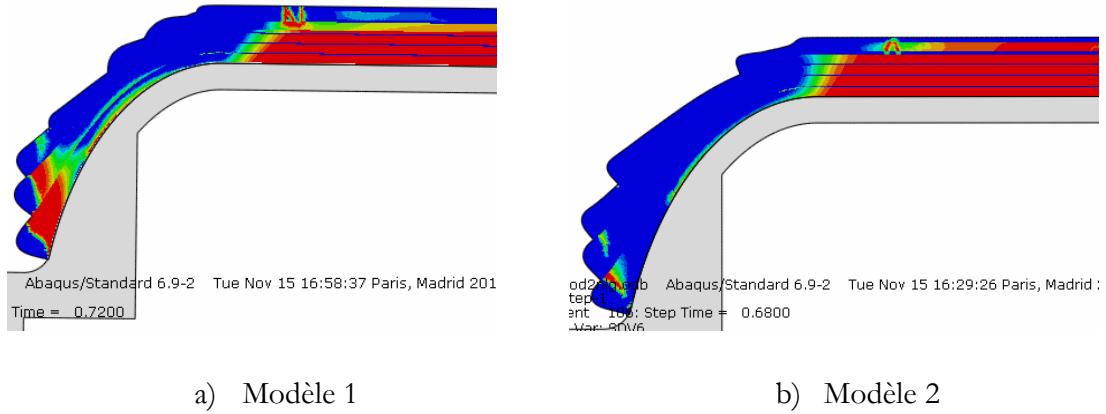


Figure 186. Endommagement matriciel dans le moment de l'éclatement.

Il est clair que dans le modèle 1, l'endommagement matriciel est concentré à proximité des arrêts des plis, précisément où les fibres vont commencer à rompre. Cette rupture matricielle provoquera une surcharge qui va favoriser encore plus la rupture des fibres dans cette zone et donc, l'éclatement non sain.

Avec cette étude, on montre l'intérêt d'utiliser un modèle d'endommagement fin pour pouvoir discerner ces deux modes d'éclatement et donc, pouvoir améliorer des futures démarches d'optimisation des réservoirs bobinés.

---

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [1] Laurin F. Introduction générale sur les matériaux composites. Colloque Aussois MECAMAT, Aussois: 2011.
- [2] Krawczak P. Réservoirs haute pression en composites. *Techniques de L'ingénieur* 1990;1–10.
- [3] Zhang Y, Xia Z, Ellyin F. Two-scale analysis of a filament-wound cylindrical structure and application of periodic boundary conditions. *International Journal of Solids and Structures* 2008;45:5322–36.
- [4] Pilato A. Caractérisation des structures composites bobines épaisses, application à l'étude du comportement de réservoirs de stockage d'hydrogène. Thèse Université de Bordeaux 1, 2011.
- [5] Binienda WK, Wang Y. Residual stresses reduction in filament wound composite tubes. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 1999;18:684 – 701.
- [6] P. PP, Bersee HEN, Beukers A. Residual stresses in thermoplastic composites - A study of the literature - Part I: Formation of residual stresses. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2006;37:1847 – 1857.
- [7] Gamstedt EK, Sjögren BA. Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composite Science and Technology* 1999;59:167–78.
- [8] Gentz M, Armentrout D, Rupnowski P, Kumosa L, Shin E, Sutter JK, et al. In-plane shear testing of medium and high modulus woven graphite fiber reinforced/polyimide composites. *Composites Science and Technology* 2004;64:203–20.
- [9] Manders PW, Chou TW, Jones RR, Rock JW. Statistical analysis of multiple fracture in  $0^\circ/90^\circ/0^\circ$  glass-fiber/epoxy-resin laminates. *Journal of Material Sciences* 1983;8:352–62.
- [10] Parvisi A, Bailey JE. On multiple transverse cracking in glass-fiber epoxy cross-ply laminates. *Journal of Material Sciences* 1978;13:2131–6.
- [11] Highsmith A, Reifsnider K. Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates. Philadelphia: ASTM STP; 1982.
- [12] Lafarie-frenot MC, Henaff-Gardin C, Gamby D. Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates. *Composite Science and Technology* 2001;61:2327–36.

- [13] Lafarie-frenot MC. Damage mechanisms induced by cyclic ply-stresses in carbon–epoxy laminates: Environmental effects. *International Journal of Fatigue* 2006;28:1202–16.
- [14] Vu D, Lafarie-frenot MGMC. The Effect of Thermo Oxidation on Matrix Cracking of Cross-Ply [0/90]s Composite Laminates. *Comptes rendus des JNC* 17, 2011, p. 1–10.
- [15] Gigliotti M, Vu DQ. Local degradation and damage induced by thermo - oxydation in carbo-epoxy composite materials. *ECCM15*, Venise: 2012.
- [16] Garrett KW, Bailey JE. Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyester. *Journal of Composite Materials* 1977;18:339–56.
- [17] Boniface L, Smith PA, Bader MG, Rezaifard AH. Transverse ply cracking in cross-plyCFRP laminates. Initiation or propagation controlled. *Journal of Composite Materials* 1997;31:1080–112.
- [18] Bâzant ZP. *Scaling of Structural Strength*. London: Hermes Penton Science; 2002.
- [19] Huchette C. *Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés*. PhD Paris 6, 2005.
- [20] Bertin M, Touchard F. Experimental study of the stacking sequence effect on polymer/composite multi-layers submitted to thermomechanical cyclic loadings. *International Journal of Hydrogen Energy* 2010;35:11397–404.
- [21] Ogihara S, Takeda N. Interaction between transverse cracks and delamination during damage progress in CFRP cross-ply laminates. *Composites Science and Technology* 1995;54:395–404.
- [22] Gamstedt EK, Sjören BA. An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-ply composite laminates. *International Journal of Fatigue* 2002;24:437–46.
- [23] Okabe T, Nishikawa M, Takeda N. Numerical modelling of progressive damage in fiber reinforced plastic cross - ply laminates. *Composite Science and Technology* 2008;68:2282 – 2289.
- [24] Crossman FW, Wang ASD. The dependence of transverse cracking and delamination on ply thickness in graphite/epoxy laminates. In: Reifsnider K, editor. *Damage in composite materials*, 1982, p. 118 139.
- [25] O'Brien TK. Characterization of delamination onset and growth in a composite laminate. In: Reifsnider K., editor. *Damage in composite materials*, 1982, p. 140–67.

- [26] Ladevèze P, Marsal D, Lubineau G. On the micro- and mesomodeling of the interfaces between laminate plies, Rappert Interne.
- [27] Jamison RD, Schulte K, Reifsnider KL, Stinchcomb WW. Characterization and analysis of damage mechanisms in tension-tension fatigue of graphite/epoxy laminates. In: Reifsnider K, editor. Effects of defects in composites materials, 1984, p. 21 – 55.
- [28] Liu S, Kutlu Z, Chang FK. Matrix cracking and delamination in laminated composite beams subjected to a transverse concentrated line load. *Journal of Composite Materials* 1993;27:436 – 470.
- [29] Laurin F, Mavel A, Nuñez P, Auguste E. Influence de la fissuration transverse sur l' amorçage du délaminage , application aux cornières composites . JNC18, Nantes: 2013, p. 1–10.
- [30] Le Corre JF. Analyse du développement de la fissuration transverse et du délaminage dans les stratifiés croisés. Thèse Université du Maine, 1999.
- [31] Berthelot JM, El Mahi A, Le Corre JF. Development of transverse cracking in cross - ply laminates during fatigue test. *Composite Science and Technology* 2001;61:1711 – 1721.
- [32] Abisset E, Daghia F. On the intra/interlaminar coupling of laminated composites. ECCM15, Venice: 2012, p. 24–8.
- [33] Laurin F, Carrere N, Huchette C, Maire J-F. A multiscale hybrid damage and failure approach for strength predictions of composite structures. *Journal of Composite Materials*, sous presse, 2013.
- [34] Maimí P, Camanho PP, Mayugo J, Dávila CG. A Thermodynamically Consistent Damage Model for Advanced Composites. Nasa Report, 2006.
- [35] Maimí P, Camanho PP, Mayugo JA, Turon A. Mechanics of Materials Matrix cracking and delamination in laminated composites . Part I □: Ply constitutive law , first ply failure and onset of delamination. *Mechanics of Materials* 2011;43:169–85.
- [36] Maimí P, Camanho PP, Mayugo J a., Dávila CG. A continuum damage model for composite laminates: Part I – Constitutive model. *Mechanics of Materials* 2007;39:897–908.
- [37] Maimí P, Camanho PP, Mayugo J a., Dávila CG. A continuum damage model for composite laminates: Part II – Computational implementation and validation. *Mechanics of Materials* 2007;39:909–19.
- [38] Eitzen D., Wadley HN. Acoustic emission: Establishing the fundamentals. *Journal of Research of the National Bureau Of Standarts* 1984;89:75 – 100.

- [39] Montheillet F, Moussy F. Méthodes d'observation et de mesure de l'endommagement. In: Les Editions de Physique, editor. Physique et mécanique de l'endommagement, 1986.
- [40] Lu Y, Hirohashi M. No Title Analysis of interfacial shear strength of SiC/Al composite by acoustic emission method. *Scripta Materialia* 1998;38:273 – 278.
- [41] Johan Singh P, Mukhopadhyay C., Jayakumar T, Mannan SL, Bladev R. Understanding fatigue crack propagation in AISI 316 (N) weld using elber's crack closure concept: Experimental results from GC - MOD and acoustic emission techniques. *International Journal of Fatigue* 2007;29:2170 – 2179.
- [42] Neighbour GB, Mcenaney B. An investigation of acoustic emission from an irradiated nuclear graphite. *Journal of Nuclear Materials* 1995;223:305–11.
- [43] Papargyris AD, Cooke R., Papargyri S., Botis A. No Title The acoustics behaviour of bricks in relation to their mechanical behaviour. *Construction and Building Materials* 2001;15:361 – 369.
- [44] Scholey JJ, Wilcox PD, Wisnom MR, Friswell MI. Composites□: Part A Quantitative experimental measurements of matrix cracking and delamination using acoustic emission. *Composites Part A* 2010;41:612–23.
- [45] Caladro A, Esposito C, Lizza A, D'Amore A, Nicolaist L. An acoustic emission characterization of the failure modes in polymer - composite materials. *Composite Science and Technology* 1997;58:1923 – 1928.
- [46] Uenoya T. Acoustic emission and the fiber/matrix interface failure progress and strength in glass fiber/epoxy laminates. 10th ICCM, 1995, p. 581 – 588.
- [47] Uenoya T. Acoustic emission analysis of interfacial fracture of laminated fabric polymer matrix composite. *Journal of Acoustic Emission* 1995;13:95 – 102.
- [48] Godin N, Huguet S, Gaertner R. Influence of hydrolytic ageing on the acoustic emission signatures of damage mechanisms occurring during tensile tests on a polyester composite: Application of a Kohonen's map. *Composite Structures* 2006;72:79–85.
- [49] Momon S, Godin N, Reynaud P, R'Mili M, Fantozzi G. Unsupervised and supervised classification of AE data collected during fatigue test on CMC at high temperature. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2012;43:254–60.
- [50] Bertin M. Fatigue thermomécanique de multicouches polymère/composite. PhD ENSMA, 2011.
- [51] Wisnom MR, Hallett SR. Composites□: Part A The role of delamination in strength , failure mechanism and hole size effect in open hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Composites Part A* 2009;40:335–42.

- [52] Hallett SR, Green BG, Jiang WG, Wisnom MR. Composites□: Part A An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites. *Composites Part A* 2009;40:613–24.
- [53] Sutton MA, Wolters WJ, Peters WH, Ranson WF, McNeill SR. Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image Vision and Computing* 1983;1:133 – 139.
- [54] Bonnafous C, Touchard F, Chocinski-arnault L, Dever C. Caractérisation expérimentale de l'interface fil/matrice dans les composites chanvre/époxy Experimental characterisation of yarn/matrix interface in hemp/epoxy composites. *JNC 17*, 2011, p. 1–10.
- [55] Pierron RMF, Wisnom SRHMR. Full-Field Strain Measurement and Identification of Composites Moduli at High Strain Rate with the Virtual Fields Method. *Experimental Mechanics* 2011:509–36.
- [56] Kim J, Pierron F, Wisnom MR, Avril S. Composites□: Part A Local stiffness reduction in impacted composite plates from full-field measurements. *Composites Part A* 2009;40:1961–74.
- [57] Hashin Z. Analysis of stiffness reduction of cracked cross-ply laminates. *Engineering Fracture Mechanisms* 1996;25:771–8.
- [58] Hashin Z, Rotem A. Fatigue failure criterion for fiber reinforced materials. *Journal of Composite Materials* 1973;3:448.
- [59] Tsai SW, Azzi VD. Anisotropic strength of Composites. *Experimental Mechanics* 1965;5:283–8.
- [60] Tsai SW, Wu EM. A general theory of strength of anisotropic materials. *Journal of Composite Materials* 1971;5:55 – 80.
- [61] Puck A, Schu H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composite Science and Technology* 2002;62:1633–62.
- [62] Soden PD, Hinton MJ, Kaddour AS. Lamina properties , lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates. *Composites Science and Technology* 1998;58:1011–22.
- [63] Soden PD, Hinton MJ, Kaddour AS. A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates. *Composite Science and Technology* 1998;58:1225 – 1254.
- [64] Hinton MJ, Kaddour AS, Soden PD. A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates , judged against experimental evidence. *Composites Science and Technology* 2002;62:1725–97.

- [65] Kachanov L. On the time to failure under creep conditions. *Izv AN SSSR, Otd Tekhn Nauk* 1958;8:26 – 31.
- [66] Chaboche J. Continuum Damage Mechanics, parts I and II. *Journal of Applied Mechanics* 1989;55:55 – 59, 55 – 65.
- [67] Pachajoa ME, Frances MK, Lee JD. Stress and failure analysis of composites structures. *Engineering Fracture Mechanics* 1995;50:883–902.
- [68] Sleight DW. *Progressive Failure Analysis Methodology for Laminated Composite Structures*. Hampton, Virginia: 1999.
- [69] Gasser a., Ladeveze P, Peres P. Damage modelling for a laminated ceramic composite. *Materials Science and Engineering: A* 1998;250:249–55.
- [70] Camara S, Bunsell AR, Thionnet A, Allen DH. Determination of lifetime probabilities of carbon fibre composite plates and pressure vessels for hydrogen storage. *International Journal of Hydrogen Energy* 2010;36:6031–8.
- [71] Ladevèze P, Lubineau G, Violeau D. A Computational Damage Micromodel of Laminated Composites. *International Journal of Fracture* 2006;137:139–50.
- [72] Wang ASD, Crossman FW. Initiation and growth of transverse cracks and edge delamination in composite laminates. Part I: an energy method. *Journal of Composite Materials* 1980;14:71 – 87.
- [73] Yang T, Liu Y, Wang J. A study of the propagation of an embedded crack in a composite laminate of finite thickness. *Composite Structures* 2003;59:473–9.
- [74] Wang ASD, Chou PC, Lei S. A stochastic model for the growth of matrix cracks in composite laminates. *Journal of Composite Materials* 1984;18:239–54.
- [75] Fukunaga H, Chou TW, Peters PWM, Schulte K. Probabilistic failure strength analyses of graphite/epoxy cross-ply laminates. *Journal of Composite Materials* 1984;18:339–56.
- [76] Laws N, Dvorak GJ. Progressive transverse cracking in composite laminates. *Journal of Composite Materials* 1988;22:900–16.
- [77] Berthelot JM, Le Corre JF. Statistical analysis of the progression of transverse cracking and delamination in cross-ply laminates. *Composite Science and Technology* 2000;60:2659 – 2669.
- [78] Lubineau G, Ladeveze P. An enhanced mesomodel for laminates based on micromechanics. *Composite Science and Technology* 2002;62:533–41.
- [79] Abisset E, Daghia F, Ladevèze P. On the validation of a damage mesomodel for laminated composites by means of open-hole tensile tests on quasi-isotropic

- laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2011;42:1515–24.
- [80] Lubineau G, Ladeveze P. On a damage mesomodel for laminates□: micro – meso relationships , possibilities and limits. *Composite Science and Technology* 2001;61:2149–58.
- [81] Lubineau G, Ladevèze P. Construction of a micromechanics-based intralaminar mesomodel, and illustrations in ABAQUS/Standard. *Computational Materials Science* 2008;43:137–45.
- [82] Thollon Y, Hochard C. A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials* 2009;41:820–7.
- [83] Maire JF, Chaboche JL. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Science and Technology* 1997;1:247–57.
- [84] Chaboche J-L, Maire J-F. A new micromechanics based CDM model and its application to CMC's. *Aerospace Science and Technology* 2002;6:131–45.
- [85] Laurin F, Carrère N, Maire J-F. A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2007;38:198–209.
- [86] Petipas C-R. Analyse et prévision du comportement à long terme des composites à fibres de carbone/matrice organique". UFR Sciences et techniques de la'Université de Franche - Comté, 2000.
- [87] Schieffer A. Modelisation multi - échelle du comportement mécanique des composites à matrice organique et effets du vieillissement thermique. Université Technologique de Troyes, 2003.
- [88] Laurin F. Approche hybride multiéchelle pour l ' analyse de la tenue de structures composites sous sollicitations complexes 3D. JNC 16 Toulouse, 2009.
- [89] Irisarri F-X, Laurin F, Carrere N, Maire J-F. Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates – Part I: Refined Finite Element modelling of single-fastener joints. *Composite Structures* 2012;94:2269–77.
- [90] Irisarri F-X, Laurin F, Carrere N, Maire J-F. Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates – Part II: Failure prediction of an industrial junction. *Composite Structures* 2012;94:2278–84.
- [91] Cheung MS, Akhras G, Li W. Progressive failure analysis of composite plates by the finite strip method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 1995;124:49 – 61.



- [92] Pietropaoli E. Progressive Failure Analysis of Composite Structures Using a Constitutive Material Model (USERMAT) Developed and Implemented in ANSYS ©. *Applied Composite Materials* 2012;19:657–68.
- [93] Coleman D. On the strength of classical fibres and fibre bundles. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1958;7:60 – 70.
- [94] Blassiau S, Thionnet a., Bunsell a. R. Micromechanisms of load transfer in a unidirectional carbon fibre-reinforced epoxy composite due to fibre failures: Part 3. Multiscale reconstruction of composite behaviour. *Composite Structures* 2008;83:312–23.
- [95] Scott a. E, Sinclair I, Spearing SM, Thionnet a., Bunsell a. R. Damage accumulation in a carbon/epoxy composite: Comparison between a multiscale model and computed tomography experimental results. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2012;43:1514–22.
- [96] Blassiau S. Modélisation des phénomènes microstructuraux au sein d'un composite unidirectionnel carbone/époxy et prédiction de durée de vie: contrôle et qualification de réservoirs bobinés. Thèse Ecole des Mines de Paris, 2005.
- [97] Lamon J. Stochastic models of fragmentation of brittle fibers or matrix in composites. *Composites Science and Technology* 2010;70:743–51.
- [98] Laurin F. Approche multiéchelles des mécanismes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites. Thèse Université de Franche - Comté, 2005.
- [99] Vasconcellos D. Réservoirs bobinés hautes pressions pour le stockage de l'hydrogène: Caractérisation expérimentale des matériaux et confrontation avec des modèles d'endommagement. Rapport de stage ENSMA, 2010.
- [100] Gentilleau B. Modélisation et validation expérimentale du comportement thermomécanique de multicouches polymère - composite bobiné. Application au stockage d'hydrogène hyperbare. Thèse Université de Poitiers, ISAE - ENSMA, Institut P Prime, 2012.
- [101] Carrere N, Laurin F, Mahdi S. Proposition d'une méthode d'analyse dédiée aux structures composites soumises à des sollicitations hors-plans. *Comptes Rendus des JNC 17 - Poitiers*, 2011, p. 1–10.
- [102] Tagarielli VL, Minisgallo G, Mcmillan AJ, Petrinic N. The response of a multi-directional composite laminate to through-thickness loading. *Composites Science and Technology* 2010;70:1950–7.
- [103] Bargellini R, Halm D, Dragon A. Modelling of quasi-brittle behaviour: a discrete approach coupling anisotropic damage growth and frictional sliding. *European Journal of Mechanics - A/Solids* 2008;27:564–81.

- [104] Bataille J, Kestin J. L'interprétation physique de la thermodynamique rationnelle. *Journal de Mécanique* 1975;14:13 – 32.
- [105] Lemaitre J, Chaboche JL. *Mécanique des matériaux solides*. In: Dunod editor Paris: 1992.
- [106] Germain P. Sur quelques concepts fondamentaux de la mécanique. In: Gittus J, editor. *Large deformations of solids: physical basis and mathematical modelling*, Elsevier Applied Science; 1986, p. 3 – 25.
- [107] Krajcinovic D, Fonseca GU. The continuous damage theory of brittle materials - Parts I and II. *Journal of Applied Mechanics* 1981;48:809 – 824.
- [108] Onat ET, Leckie FA. Representation of mechanical behavior in the presence of changing internal structure. *Journal of Applied Mechanics* 1988;55:1 – 10.
- [109] Kachanov M. Effective elastic properties of cracked solids: a critical review of some basic concepts. *Applied Mechanics Review* 1992;45:304 – 335.
- [110] Halm D, Dragon A. A model of anisotropic damage by mesocrack growth; unilateral effect. *International Journal of Damage Mechanics* 1996;5:384 – 402.
- [111] Cormery F, Welemene H. A critical review of some damage models with unilateral effect. *Mechanics Research* 2002;29:391 – 395.
- [112] Spencer AJM. Theory of invariants. In: Eringen C, editor. *Continuum Mechanics*, New York: Academic Press; 1971, p. 239 – 353.
- [113] Boheler J. Anisotropic constitutive equations for continuous media. *Journal de Mécanique* 1978;17:153 – 190.
- [114] Spencer AJM. The formulation of constitutive equations for anisotropic solids. In: Boehler JP, editor. *Euromech 115*, 1982, p. 3 – 26.
- [115] Matzenmiller A, Sackman JL. On damage induced anisotropy for fiber composites. *International Journal of Damage Mechanics* 1994;3:71 – 86.
- [116] Bargellini R, Halm D, Dragon A. Modelling of anisotropic damage by microcracks: towards a discrete approach. *Archives of Mechanics* 2006;58:93 – 123.
- [117] Bargellini R, Halm D, Dragon A. Discrete approach for modelling quasi-brittle damage: conditions on the set of directions. *C R Mécanique* 2007;335:781 – 786.
- [118] Halm D, Dragon A, Charles Y. A modular damage model for quasi-brittle solids – interaction between initial and induced anisotropy. *Archive of Applied Mechanics* 2002;72:498–510.

- [119] Maire JF, Lesne PM. A damage model for ceramic matrix composites. *Aerospace Science and Technology* 1997;1:259–66.
- [120] Dávila CG, Rose CA, Camanho PP. A procedure for superposing linear cohesive laws to represent multiple damage mechanisms in the fracture of composites 2009:211–23.
- [121] Lapczyk I, Hurtado J a. Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2007;38:2333–41.
- [122] Bazant ZP, Oh BH. Crack band theory for fracture of concrete. *Materials and Structures* 1983;16:155 – 177.
- [123] Lamon J. Stochastic approach to multiple cracking in composite systems based on the extreme-values theory. *Composites Science and Technology* 2009;69:1607–14.
- [124] Weibull W. A statistical distribution function of wide applicability. *Journal of Applied Mechanics* 1951;9:293 – 296.
- [125] Marcin L. Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures. PhD Université de Bordeaux 1, 2010.
- [126] Allix O, Feissel P, Thévenet P. A delay damage mesomodel of laminates under dynamic loading: basic aspects and identification issues. *Computers & Structures* 2003;81:1177–91.
- [127] Lorentz E, Andrieux S. Analysis of non-local models through energetic formulations. *International Journal of Solids and Structures* 2003;40:2905–36.
- [128] Bargellini R, Besson J, Lorentz E, Michel-ponnelle S. A non-local finite element based on volumetric strain gradient: Application to ductile fracture. *Computational Materials Science* 2009;45:762–7.
- [129] Lorentz E, Godard V. Gradient damage models: Toward full-scale computations. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 2011;200:1927–44.
- [130] Geers MGD. Finite strain logarithmic hyperelasto-plasticity with softening: a strongly non-local implicit gradient framework. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 2004;193:3377–401.
- [131] Chaboche JL, Feyel F, Monerie Y. Interface debonding models: a viscous regularization with a limited rate dependency. *International Journal of Solids and Structures* 2001;38:3127–60.

- [132] Bazant ZP, Lin FB. Nonlocal smeared cracking model for concrete fracture. *Journal of Engineering Mechanics* 1988;114:2493 – 2510.
- [133] Bazant ZP. Nonlocal damage theory based on micromechanics of crack interactions. *Journal of Engineering Mechanics* 1994;120:593 – 617.
- [134] Jirasek M, Bazant ZP. Localization analysis of nonlocal model based on crack interactions. *Journal of Engineering Mechanics* 1994;120:1521 – 1542.
- [135] Bazant ZP, Xiang Y, Adley M, Prat PC, Akers SA. Microplane model for concrete: II. Data delocalization and verification. *Journal of Engineering Mechanics* 1996;122:255 – 262.
- [136] Jirasek M. Nonlocal models for damage and fracture: comparison of approaches. *International Journal of Solids and Structures* 1998;35:4133 – 4145.
- [137] Duvaut G, Lions J-L. *Inequalities in mechanics and physics*. Grundlehre. Springer - Verlag editor. Berlin: 1976.
- [138] Perez-Foguet A, Rodriguez A, Huerta A. Consistent tangent matrices for substepping schemes. *Computational Mechanics* 2001;190:4267–647.
- [139] Flatscher T, Pettermann HE. A constitutive model for fiber-reinforced polymer plies accounting for plasticity and brittle damage including softening – Implementation for implicit FEM. *Composite Structures* 2011;93:2241–9.
- [140] Devroye L. *Non-Uniform Random Variate Generation*. Springer-V. New York: 1986.
- [141] Knuth DE. *The Art of Computer Programming. Vol 2: Seminumerical Algorithms*. Addison-Ve. 1981.
- [142] Wisnom MR. Composites □: Part A Modelling discrete failures in composites with interface elements. *Composites Part A* 2010;41:795–805.
- [143] Hallett SR, Jiang W, Khan B, Wisnom MR. Modelling the interaction between matrix cracks and delamination damage in scaled quasi-isotropic specimens. *Composites Science and Technology* 2008;68:80–9.
- [144] Arellano MT, Crouzeix L, Douchin B, Collombet F, Moreno HH, Velázquez JG. Strain field measurement of filament-wound composites at  $\pm 55^\circ$  using digital image correlation □: An approach for unit cells employing flat specimens. *Composite Structures* 2010;92:2457–64.
- [145] Hallett SR, Green BG, Kin WJ, Cheung H, Wisnom MR. The open hole tensile test □: a challenge for virtual testing of composites 2009:169–81.

- [146] O'Higgins RM, McCarthy M a., McCarthy CT. Comparison of open hole tension characteristics of high strength glass and carbon fibre-reinforced composite materials. *Composites Science and Technology* 2008;68:2770–8.
- [147] Onder A, Sayman O, Dogan T, Tarakcioglu N. Burst failure load of composite pressure vessels. *Composite Structures* 2009;89:159–66.
- [148] Mulyukov RR. Rapid change of stresses in thickness direction in long orthotropic tube under internal pressure and axial load. *Acta Mechanica* 2010;211:323–36.
- [149] Mertiny P, Ellyin F, Hothan A. An experimental investigation on the effect of multi-angle filament winding on the strength of tubular composite structures. *Composite Science and Technology* 2004;64:1–9.
- [150] Akdemir A, S ÖS. Progressive fatigue failure behavior of glass/epoxy ( $\pm 75$ )<sub>2</sub> filament-wound pipes under pure internal pressure. *Materials and Design* 2009;30:4293–8.
- [151] Hu J, Chandrashekhara K. Fracture analysis of hydrogen storage composite cylinders with liner crack accounting for autofrettage effect. *International Journal of Hydrogen Energy* 2009;34:3425–35.
- [152] Xu P, Zheng JY, Liu PF. Finite element analysis of burst pressure of composite hydrogen storage vessels. *Materials and Design* 2009;30:2295–301.
- [153] Thionnet A, Bunsell A, Camara S, Allen DH. A simplified FE2 method to model the burst of composite pressure vessels. *Proc. JNC 17*, 2011.
- [154] Wang R, Jiao W, Liu W, Yang F. A new method for predicting dome thickness of composite pressure vessels. *Journal of Reinforced Plastic Composites* 2010;29:3345 – 3352.
- [155] Alemany V, Halm D. Simulation de la tenue mécanique de structures composites endommagés par agression thermique. *Rapport PFE ISAE-ENSMA, Poitiers*: 2013.
- [156] Minervino M, Gigliotti M, Lafarie-Frenot M, Grandidier J. The effect of thermo-oxidation on the mechanical behaviour of polymer epoxy materials. *Polymer Testing* 2013.
- [157] Ropital M, Rogaume T, Halm D. Etude de l'influence d'une agression thermique sur les propriétés mécaniques résiduelles de matériaux composites. *21ème Congrès Français de Mécanique, Bordeaux*: 2013.
- [158] Broutman L, Sahu S. A new theory to predict cumulative fatigue damage in fiberglass reinforced plastics. *Composite materials: testing and design (2nd Conference)*, 1972, p. 170 – 88.

- [159] Hahn H, Kim R. Proof testing of composites materials. *Journal of Composite Materials* 1975;9:297 – 311.
- [160] Chou P, Croman R. Residual strength in fatigue based on strength - life equal rank assumption. *Journal of Composite Materials* 1978;12:177 – 194.
- [161] Chou P, Croman R. Degradation and sudden death models of graphite/epoxy composites. *Composites materials: testing and design (5th Conference)*, 1979, p. 431–54.
- [162] Yang J, Liu M. Residual strength degradation model and theory of periodic proof tests for graphite/epoxy laminates. *Journal of Composite Materials* 1977;11:176 – 203.
- [163] Yang J, Liu M. Fatigue and residual strength degradation for graphite/epoxy composites under tension - compression cyclic loading. *Journal of Composite Materials* 1978;12:19–39.
- [164] Yang J, Sun C. Proof test and fatigue of unnotched composite laminates. *Journal of Composite Materials* 1980;14:168 – 74.
- [165] Yang J, Jones D. Effect of load sequence on the statistical fatigue of composites. *AIAA* 1980;18:1525 – 1531.
- [166] Yang J, Jones D. Load sequence effects on the fatigue of unnotched composite laminates. *ASTM STP* 1981;723:213 – 232.
- [167] Yang J, Du S. An exploratory study into the fatigue of composites under spectrum loading. *Journal of Composite Materials* 1983;17:511– 526.
- [168] Yang J, Miller R, Sun C. Effect of high load on statistical fatigue of unnotched graphite/epoxy laminates. *Journal of Composite Materials* 1980;14:82 – 94.
- [169] Sendeckyj G. Life prediction for resin - matrix composite materials. *Composite Materials Series* 1991;4:431–83.
- [170] Sendeckyj G. Fitting models to composite materials fatigue data. *ASTM STP* 1981;734:245–60.
- [171] Adam T, Dickson R, Jones C, Reiter H, Harris B. A power law fatigue damage model for fiber -reinforced plastic laminates. *Instn Mech Engrs*, 1986, p. 155–66.
- [172] Diao X, Lessard L, Shokrieh M. Statistical model for multiaxial fatigue behavior of unidirectional plies. *Composite Science and Technology* 1999;59:2025–35.
- [173] Philippidis TP, Passipoularidis VA. Residual strength after fatigue in composites: Theory vs. experiment. *International Journal of Fatigue* 2007;29:2104–16.

- [174] Gao Z. A cumulative damage model for fatigue life of composite laminates. *Journal of Reinforced Plastic Composites* 1994;13:128 – 141.
- [175] Payan J, Hochard C. Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings. *International Journal of Fatigue* 2002;24:299–306.
- [176] Hochard C, Thollon Y. A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue* 2010;32:158–65.
- [177] Hochard C. Fatigue of laminated composite structures. ECCM15, Venice: 2012, p. 24–8.
- [178] Noll T, Magin M, Himmel N. Fatigue life simulation of multi-axial CFRP laminates considering material. *International Journal of Fatigue* 2010;32:146–57.

## **Caractérisation et modélisation de l'endommagement des composites bobinés. Application à la prédiction de l'éclatement des réservoirs bobinés hyperbares**

Un modèle d'endommagement dédié aux composites bobinés est développé à partir des outils de la mécanique de l'endommagement continu, de la thermodynamique des processus irréversibles et de la théorie de représentation des fonctions tensorielles. La particularité de ce modèle est l'utilisation d'une approche à directions fixes de l'endommagement qui associe à chaque mode de dégradation des variables internes scalaires et des tenseurs directionnels. La rupture des fibres (considérée comme probabiliste), les fissurations tant matricielles, que hors – plan ou provoquées par le cisaillement sont ainsi prises en compte. Le modèle est capable de reproduire, dans un contexte tridimensionnel imposé par les fortes épaisseurs de composite, la perte de rigidité, l'interaction entre anisotropies initiale et induite, la non linéarité du comportement, les déformations résiduelles et la viscosité en cisaillement. Afin de valider cette approche, le comportement thermomécanique d'éprouvettes issues de structures bobinées a été caractérisé grâce à des essais de traction multi – instrumentés (vidéo – traction, émission acoustique,...). On montre que le modèle est capable non seulement de simuler la réponse mécanique macroscopique de ces échantillons, mais également de reproduire l'émission acoustique enregistrée, de distinguer les différentes formes d'endommagement et de prédire précisément l'éclatement des réservoirs hyperbares.

**Mots clés :** Composites, Endommagement, Mécanique de l'(milieu continu), Rupture, Mécanique de l', Cisaillement (mécanique), Fissuration, Modélisation tridimensionnelle, Simulation EF, Réservoirs bobinés

## **Wound composites damage modelling and characterization. Application to burst prediction of hyperbaric wound composite pressure vessels**

A damage model dedicated to wound composite is developed by using the tools of continuous damage mechanics, irreversible processes thermodynamics and the representation theory of tensor functions. The particularity of this model is the use of a fixed directions approach of damage which associates each degradation mode to internal scalar variables and directional tensors. Fiber breakage (considered probabilistic), matrix cracking (transverse, out-of-plane or caused by shear) are thus taken into account. The model is able to reproduce, in a three-dimensional context imposed by thick composite layers, loss of strength, interaction between initial and induced anisotropy, non-linearity behavior, residual strain and shear viscosity. To validate this approach, thermo mechanical behavior of specimens from the wound structures was characterized by tensile multi - instrumented tests (video - traction, acoustic emission, ...). We show that the model is able to simulate not only the macroscopic mechanical response of these samples, but also to reproduce the recorded acoustic emission to distinguish the various forms of damage and to accurately predict the burst of hyperbaric tanks.

**Keywords:** Composites, Continuum Damage Mechanics, Fracture Mechanics, Shear (mechanics), Cracking, 3D Modelling, FE Simulation, Wound Composite Pressure Vessels