



Université
de Toulouse

THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par l'**Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace**
Spécialité : Génie mécanique

Présentée et soutenue par **Matthieu BIZEUL**
le 9 janvier 2009

**Contribution à l'étude de la propagation de coupure en fatigue
dans les revêtements composites tissés minces**

JURY

M. Lamine Boubakar, président du jury
M. Jean-Jacques Barrau, directeur de thèse
M. Malk Benzeggagh, rapporteur
M. Christophe Bouvet, co-directeur de thèse
M. Christian Hochard, rapporteur
M. Laurent Michel
M. Patrice Rauch
M. Alain Vinet

École doctorale : **Mécanique, énergétique, génie civil et procédés**

Unité de recherche : **Équipe d'accueil ISAE DMSM**

Directeur de thèse : **M. Jean-Jacques Barrau**

Co-directeur de thèse : **M. Christophe Bouvet**

Ces quelques pages sont une synthèse de travaux réalisés au sein du département mécanique structures et matériaux de l'Institut Supérieur de l'Aéronautique et de l'Espace, en collaboration avec la société Eurocopter et EADS Innovation Works.

Mes remerciements s'adressent en premier lieu à Messieurs Jean-Jacques Barrau et Christophe Bouvet pour leurs idées novatrices jaillissant au cours de discussions riches et animées.

Je remercie chaleureusement chacun des membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail ; j'adresse mes vifs remerciements à Monsieur Lamine Boubakar pour avoir présidé ce jury, ainsi qu'à Messieurs Malk Benzeggagh et Christian Hochard pour avoir aimablement accepté d'examiner ce mémoire.

Merci aussi à Monsieur Patrice Rauch, notamment pour sa faculté d'adaptation malgré les intempéries neigeuses ! Mes remerciements vont également à Messieurs Rémy Cuenca, Alain Vinet et Laurent Michel pour leurs conseils avisés et leur collaboration enrichissante.

Je tiens également à remercier mes collègues de l'Institut pour leur aide et leurs encouragements, tout particulièrement ceux qui ont collaboré de près ou de loin à ces travaux.

Enfin, des remerciements sont destinés à chacun d'entre vous qui m'avez accompagné, supporté, encouragé et soutenu (parfois sportivement !) : Elias, Javier, Issam, Pierre, Cristina, Damien, Elie, Sandrine, Bruno, Jeff, Fred, Sam, Mimi, Xavier, Joël, Michel(s), Daniel, Marc(s), Polo, Thierry, Yulfian, Piu, Leo, Alain, ... and so forth.

Un agradecimiento especial a Nathie, Nico, Beni, Jété, Néné y sus padres.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION	15
CHAPITRE 1 : BIBLIOGRAPHIE - COMPORTEMENT EN FATIGUE DE STRATIFIES A BASE DE TISSUS DE FIBRES DE VERRE ET DE RESINE EPOXY.....	19
1.1 ENDOMMAGEMENT A L'ECHELLE DE LA MICROSTRUCTURE	23
1.1.1 Essais de fatigue dans l'axe des fibres	23
1.1.2 Essais de fatigue hors-axes.....	27
1.2 EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES MACROSCOPIQUES.....	29
1.2.1 Essais de fatigue dans l'axe des fibres	29
1.2.1.1 Evolution de la contrainte de rupture en fatigue.....	29
1.2.1.2 Evolution du module apparent en fatigue.....	31
1.2.2 Essais de fatigue hors-axes.....	36
1.2.2.1 Evolution de la contrainte de rupture en fatigue.....	36
1.2.2.2 Evolution du module apparent en fatigue.....	37
1.3 COMPORTEMENT EN PRESENCE D'UN DEFAUT GEOMETRIQUE	41
1.3.1 Eprouvette trouée	41
1.3.2 Eprouvette entaillée.....	47
1.4 MODELISATIONS DE STRUCTURES PRESENTANT UNE ENTAILLE.....	54
1.4.1 Modélisations basées sur la mécanique de la rupture.....	55
1.4.2 Modélisations basées sur les travaux de Whitney et Nuismer	60
1.4.3 Modélisation de la zone de dommages	61
1.4.4 Utilisation de la mécanique des milieux continus endommageables	65
1.5 SYNTHESE.....	71
CHAPITRE 2 : ETUDE EXPERIMENTALE DE LA PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE DANS DES REVETEMENTS MINCES DE TISSUS VERRE/EPOXY	73
2.1 CARACTERISTIQUES DU MATERIAU ETUDIE	74
2.1.1 Microstructure.....	75
2.1.2 Exploitation des essais statiques	76
2.1.2.1 Caractéristiques élastiques du pli	76
2.1.2.2 Description de l'endommagement statique	79
a) Endommagement dans la direction des fibres.....	81
b) Endommagement en cisaillement.....	85
2.1.3 Résultats d'essais de fatigue sur éprouvettes saines.....	89
2.1.3.1 Essais de fatigue selon la direction des fibres	90
a) Fatigue des mèches de chaîne.....	90
b) Fatigue des mèches de trame	92
c) Essais de résistance résiduelle sur des éprouvettes fatiguées.....	95
2.1.3.2 Essais de fatigue hors-axes.....	97
2.2 ADOPTION D'UNE EPROUVETTE STRUCTURALE	104
2.3 DESCRIPTION DU DISPOSITIF EXPERIMENTAL	105
2.4 EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE FORTEMENT ORIENTE [0/90] ₂	108
2.4.1 Caractérisation microscopique de la coupure.....	108
2.4.2 Comparaison de résultats de corrélation d'images et de suivi du blanchiment de résine.....	109
2.4.3 Suivi par Emission Acoustique de la propagation de coupure en fatigue	110
2.4.4 Direction chaîne des plis de tissus orientée dans l'axe de sollicitation.....	113
2.4.4.1 Evolution de la longueur de coupure en fatigue	113
2.4.4.2 Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure	115
2.4.4.3 Etude de la coupure naissante : influence de la microstructure	116
2.4.4.4 Analyse par corrélation d'images du champ de déformation	117
2.4.5 Direction trame des plis de tissus orientée dans l'axe de sollicitation.....	119
2.4.5.1 Evolution de la longueur de coupure en fatigue	119
2.4.5.2 Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure	120
2.4.6 Influence du changement de géométrie de l'éprouvette.....	121
2.4.7 Analyse de la propagation de coupure par rapport au motif de tissage.....	124
2.4.8 Synthèse : comparaison des comportements direction chaîne et trame.....	128

2.5	EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE DESORIENTE $[\pm 45]_2$	131
2.5.1	<i>Résultats d'essais aux déformations de vol</i>	132
2.5.1.1	Première campagne d'essais de propagation	132
2.5.1.2	Changement de géométrie de l'éprouvette	136
2.5.1.3	Caractérisation microscopique de la coupure	137
2.5.1.4	Analyse de la propagation de coupure par rapport au motif de tissage	139
2.5.2	<i>Paramètres d'essais modifiés pour observer une propagation</i>	141
2.5.2.1	Intégration d'un arêtier	141
a)	Résultats d'essais sur des éprouvettes de largeur 30 mm	142
b)	Résultats d'essais sur des éprouvettes de largeur 50 mm	142
2.6	EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE QUASI-ISOTROPE $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$	144
2.6.1	<i>Caractérisation microscopique de la coupure</i>	145
2.6.2	<i>Résultats d'essais de propagation de coupure en fatigue</i>	146
2.7	MODELISATION DE LA PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE A PARTIR DE LA MECANIQUE LINEAIRE DE LA RUPTURE	148
2.7.1	<i>Description du modèle numérique</i>	150
2.7.2	<i>Loi de propagation dans le stratifié orienté $[0]_2$</i>	151
2.7.3	<i>Loi de propagation dans le stratifié désorienté $[\pm 45]_2$</i>	156
2.7.4	<i>Loi de propagation dans le stratifié quasi-isotrope $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$</i>	157
2.8	SYNTHESE	160
CHAPITRE 3 : CONTRIBUTION A LA MODELISATION DE LA PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE DANS LES REVETEMENTS COMPOSITES TISSES MINCES DE FIBRES DE VERRE ET RESINE EPOXY		161
3.1	PRINCIPE DE MODELISATION	162
3.1.1	<i>Cas des essais de traction sur éprouvettes lisses $[0/90]_2$</i>	163
3.1.2	<i>Cas des stratifiés $[\pm 45]_2$</i>	169
3.1.3	<i>Aspects numériques du modèle éléments finis</i>	171
3.1.3.1	Modèle éléments finis des revêtements minces $[0/90]_2$	171
3.1.3.2	Modèle éléments finis des revêtements minces $[\pm 45]_2$	172
3.1.3.3	Dégradation de la raideur des éléments ressorts	174
3.2	IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE	178
3.2.1	<i>Coefficients élastiques du modèle</i>	179
3.2.2	<i>Relation entre la raideur des éléments ressorts et l'endommagement du matériau</i>	180
3.2.3	<i>Exploitation des essais de traction simple en statique sur le stratifié $[0/90]_2$</i>	183
3.2.3.1	Identification dans la direction chaîne	184
3.2.3.2	Identification dans la direction trame	186
3.2.4	<i>Exploitation des essais de traction simple en statique sur le stratifié $[\pm 45]_2$</i>	187
3.2.5	<i>Exploitation des essais de fatigue en traction sur le stratifié $[0/90]_2$</i>	190
3.2.5.1	Essais de fatigue à faible niveau de déformation	191
3.2.5.2	Essais de fatigue à niveau de déformation moyen	193
3.2.6	<i>Loi unifiée de dégradation de la raideur des ressorts</i>	196
3.2.7	<i>Loi de rupture en fatigue des mèches de fibres de tissus de verre</i>	200
3.3	PREVISION DES ESSAIS DE PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE	202
3.3.1	<i>Calcul de la vitesse de propagation de coupure</i>	202
3.3.2	<i>Simulation pour les stratifiés $[0/90]_2$</i>	203
3.3.2.1	Comparaison des vitesses de propagation simulées et expérimentales	204
3.3.2.2	Analyse des déformations simulées	214
3.3.2.3	Evolution de l'état de sollicitation dans les éléments	218
3.3.2.4	Cartographie du dommage des ressorts	221
3.3.3	<i>Simulation pour les stratifiés $[\pm 45]_2$</i>	229
3.3.3.1	Comparaison des vitesses de propagation simulées et expérimentales	229
3.3.3.2	Position de la déformation maximale dans la mèche	232
3.3.3.3	Cartographie du dommage des ressorts	235
3.3.3.4	Exploitation des résultats du modèle pour les éprouvettes sans arêtier	240
3.4	SYNTHESE	241
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES		243
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES		245
ANNEXES		253

LISTE DES FIGURES

Figure 1-1 : Essai de propagation de coupure dans un revêtement de pale.....	16
Figure 1-1 : Evolution de la résistance résiduelle après fatigue d'un stratifié de tissu carbone / époxy $[0/90]_2$ entaillé.....	20
Figure 1-2 : Phénomène de relaxation de contraintes en pointe de coupure dans les composites [Gay97].....	21
Figure 1-3 : Observation par radiographie du dommage en pointe de coupure sur une éprouvette CNT à 90% de la charge à rupture statique [Coats98].....	22
Figure 1-4 : Chronologie de l'endommagement dans les tissus selon [Pandita01].....	24
Figure 1-5 : Mécanisme de fissuration transversale dans les tissus sollicités en traction sens fibres [Osada03].....	25
Figure 1-6 : Mécanisme de fissuration transversale dans les tissus sollicités en traction sens fibres [Osada03].....	26
Figure 1-7 : Influence du type d'armure sur l'endommagement dans les tissus sollicités en traction sens fibres [Osada03].....	27
Figure 1-8 : Dommages de fatigue dans des stratifiés $[\pm 45]_5$ selon [Pandita01].....	28
Figure 1-9 : Comparaison d'essais de traction en fatigue jusqu'à rupture sur des stratifiés tissés verre $[0/90]_n$	30
Figure 1-10 : Evolution caractéristique du module en fatigue de stratifiés $[0/90]_n$ selon [Demers97].....	32
Figure 1-11 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Fujii93].....	33
Figure 1-12 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Fujii94].....	33
Figure 1-13 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Ding95].....	34
Figure 1-14 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Echtermeyer95].....	35
Figure 1-15 : Comparaison d'essais de fatigue jusqu'à rupture sur des stratifiés tissés verre $[\pm 45]_n$	36
Figure 1-16 : Perte de module d'un stratifié de tissu de fibres de verre / résine époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à un niveau maximum de 50% de la contrainte de rupture selon [Pandita01].....	38
Figure 1-17 : Relation contrainte-déformation en fatigue à différents stades pour le stratifié $[\pm 45]_{12}$ sollicité en traction ondulée selon [Smith89].....	39
Figure 1-18 : Evolution du comportement en fatigue d'un stratifié de tissu de fibres de verre / résine époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à différents niveaux de sollicitation selon [Pandita01].....	40
Figure 1-19 : Evolution de la contrainte de rupture en fatigue pour les éprouvettes fortement orientées saines et trouées selon [Xiao93].....	42
Figure 1-20 : Evolution du dommage en fatigue dans une éprouvette trouée à base de tissus de fibres de verre selon [Xiao93].....	43
Figure 1-21 : Caractérisation des dommages en fatigue dans une éprouvette trouée à base de tissus de fibres de verre selon [Fujii93].....	44
Figure 1-22 : Zone de dommages en bord de trou juste avant rupture pour différents diamètres dans un stratifié quasi-isotrope sollicité en statique selon [Belmonte01].....	45
Figure 1-23 : Clichés du développement du dommage dans un stratifié quasi- isotrope impacté sollicité en traction en fatigue [Hansen99].....	46
Figure 1-24 : Caractérisation de la zone de blanchiment de résine en propagation de coupure dans un stratifié tissu de verre – résine époxy selon [Shindo05].....	48
Figure 1-25 : Evolution de la vitesse de propagation de coupure dans des stratifiés de tissus de verre et de résine époxy selon [Mandell75].....	50

Figure 1-26 : Evolution caractéristique de la vitesse de propagation de coupure dans des stratifiés à base de fibres de verre courtes et de résine polypropylène selon [Pegoretti99].....	51
Figure 1-27 : Evolution expérimentale de la longueur de coupure en fonction du facteur d'intensité de contraintes dans un stratifié quasi-isotrope verre / polyester selon [Marissen06]	53
Figure 1-28 : Radiographies dans des stratifiés à base de fibres de carbone cousus dans l'épaisseur et présentant une entaille selon [Poe01].....	54
Figure 1-29 : Modes d'ouverture d'une fissure	55
Figure 1-30 : Illustration de la méthode de fermeture virtuelle de fissure (VCCT)	56
Figure 1-31 : Concept de la limitation du gradient de contraintes en fond d'entaille selon [Marissen06]	58
Figure 1-32 : Prise en compte des dommages en pointe d'entaille à différentes températures pour le calcul de ΔJ dans une éprouvette CT verre / époxy selon [Shindo05]	60
Figure 1-33 : Principe du Damage Zone Model DZM selon [Afaghi96].....	61
Figure 1-34 : Modélisation de la zone de dommages par des ressorts non-linéaires selon [Kennedy01]	62
Figure 1-35 : Relation effort-déplacement des ressorts pour différents stratifiés carbone/époxy selon [Kennedy01].....	63
Figure 1-36 : Modèle éléments finis d'un quart de panneau de fuselage entaillé [Kennedy01].....	64
Figure 1-37 : Courbes pression – déformations à différentes distances de l'entaille du panneau de fuselage [Kennedy01]	65
Figure 1-38 : Critères de dégradation utilisés par [Coats98]	66
Figure 1-39 : Éléments endommagés en pointe d'entaille pour le panneau AS4/938 à 88% de la charge de rupture statique d'après [Coats98].....	67
Figure 1-40 : Illustration de la structure testée par [Attia01]	69
Figure 2-1 : Cycle de polymérisation du pré-imprégné utilisé.....	74
Figure 2-2 : Cliché au microscope de la microstructure d'un stratifié à deux plis de tissus à deux plis de tissus de verre utilisé dans cette étude.....	75
Figure 2-3 : Vue 3D de l'armure de tissage du pré-imprégné étudié.....	75
Figure 2-4 : Dimensions des éprouvettes de caractérisation	76
Figure 2-5 : Courbes expérimentales de traction direction chaîne et trame du tissu étudié.....	77
Figure 2-6 : Courbe de comportement en cisaillement du tissu utilisé dans cette étude.....	78
Figure 2-7 : Endommagement en traction dans les directions chaîne et trame du tissu	81
Figure 2-8 : Evolution de l'endommagement dans la direction des fibres en fonction de la déformation maximale pour le tissu étudié.....	82
Figure 2-9 : Evolution de la déformation inélastique dans la direction des fibres en fonction de la déformation maximale pour le tissu étudié.....	83
Figure 2-10 : Simulation des essais de traction dans la direction chaîne du tissu	84
Figure 2-11 : Simulation des essais de traction dans la direction trame du tissu.....	85
Figure 2-12 : Endommagement en cisaillement du tissu.....	86
Figure 2-13 : Identification de l'évolution de l'endommagement en cisaillement	87
Figure 2-14 : Identification de la loi d'écrouissage isotrope.....	88
Figure 2-15 : Simulation du comportement en cisaillement du tissu	89
Figure 2-16 : Evolution en fatigue du module sens chaîne à différents niveaux de déformation maximale.....	92
Figure 2-17 : Evolution en fatigue du module sens trame à différents niveaux de déformation maximale.....	93
Figure 2-18 : Illustration des différences d'alignement dues à la confection d'un tissu entre les directions chaîne et trame.....	94
Figure 2-19 : Comparaison de la baisse de module en fatigue selon les directions chaîne et trame du tissu à différents niveaux de déformation	95

Figure 2-20 : Essais de résistance résiduelle en traction après fatigue de stratifiés $[0]_2$ sens chaîne.....	96
Figure 2-21 : Essais de résistance résiduelle en traction après fatigue de stratifiés $[90]_2$ sens trame.....	97
Figure 2-22 : Evolution du module apparent longitudinal E_y dans les stratifiés $[\pm 45]_2$ sollicités en fatigue.....	98
Figure 2-23 : Evolution du rapport E_y / E_y^{MAX} des stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue à déformation imposée ($\epsilon_y^{MAX} = 3.10^{-3}$ $R_\epsilon = 1/3$).....	99
Figure 2-24 : Evolution de la déformation résiduelle ϵ_y^{res} des stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue à déformation imposée ($\epsilon_y^{MAX} = 3.10^{-3}$ $R_\epsilon = 1/3$).....	100
Figure 2-25 : Illustration du passage en compression lors d'asservissement en déformation en fatigue sur des stratifiés $[\pm 45]_2$	101
Figure 2-26 : Evolution du comportement quasi-statique du stratifié $[\pm 45]_2$ après n cycles de fatigue à contrainte imposée $\sigma_y^{MAX} = 65$ MPa et $R = 0,3$	102
Figure 2-27 : Evolution du module homogénéisé longitudinal E_y de stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue sollicités en contrainte imposée $\sigma_y^{MAX} = 65$ MPa et $R = 0,3$	103
Figure 2-28 : Evolution de la déformation inélastique ϵ_y^{res} des stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue sollicités en contrainte imposée $\sigma_y^{MAX} = 65$ MPa et $R = 0,3$	103
Figure 2-29 : Caractéristiques de l'éprouvette de propagation en fatigue.....	105
Figure 2-30 : Principe du dispositif d'essai de fatigue sur stratifiés entaillés.....	106
Figure 2-31 : Cycle de fatigue élémentaire en déformation imposée.....	107
Figure 2-32 : Coupure et rupture de mèches de fibres à l'extrémité de la zone de blanchiment de résine dans le stratifié $[0]_2$	109
Figure 2-33 : Comparaison de la zone de blanchiment de résine avec les résultats obtenus par corrélation d'images.....	110
Figure 2-34 : Evolution conjointe de la longueur de coupure et des coups cumulés d'émission acoustique en fatigue dans le stratifié $[0]_2$	111
Figure 2-35 : Signature acoustique des endommagements sur verre/époxy d'après [Benzeggagh95].....	112
Figure 2-36 : Evolution conjointe de la longueur de coupure et de l'amplitude des évènements d'émission acoustique en fatigue dans le stratifié $[0]_2$	113
Figure 2-37 : Evolution de la longueur de coupure a en fatigue pour les revêtements à mèches de chaîne travaillantes $[0]_2$	114
Figure 2-38 : Evolution de la vitesse de propagation de coupure en fatigue pour les revêtements à mèches de chaîne travaillantes $[0]_2$	116
Figure 2-39 : Evolution de la longueur de coupure naissante obtenue par corrélation d'images pour le stratifié $[0]_2$	117
Figure 2-40 : Champs de déformation de l'éprouvette $[0]_2$ repérée C4 à 1 cycle.....	118
Figure 2-41 : Champs de déformation de l'éprouvette $[0]_2$ repérée C4 à $4,2.10^5$ cycles.....	119
Figure 2-42 : Evolution de la longueur de coupure a en fatigue pour les revêtements à mèches de trame travaillantes $[90]_2$	120
Figure 2-43 : Evolution de la vitesse de propagation de coupure en fatigue pour les revêtements à mèches de trame travaillantes $[90]_2$	121
Figure 2-44 : Modification de la géométrie de l'éprouvette de propagation.....	122
Figure 2-45 : Evolution de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles dans les revêtements chaîne et trame dont la géométrie d'éprouvette a été modifiée (largeur $w = 50$ mm).....	123
Figure 2-46 : Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans les revêtements chaîne et trame dont la géométrie d'éprouvette a été modifiée (largeur $w = 50$ mm).....	124
Figure 2-47 : Illustration du motif élémentaire d'une armure satin de 8 : angles remarquables entre zones d'ondulation.....	125
Figure 2-48 : Cliché en charge de la coupure évoluant dans une direction particulière dans un stratifié $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes.....	126

Figure 2-49 : Comparaison du parcours de la coupure par rapport au motif de tissage dans un stratifié $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes : éprouvette sollicitée à une déformation globale de $\varepsilon = 3.10^{-3}$	127
Figure 2-50 : Comparaison du parcours de la coupure par rapport au motif de tissage dans un stratifié $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes : éprouvette au repos	128
Figure 2-51 : Comparaison de l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure selon la largeur de l'éprouvette	129
Figure 2-52 : Comparaison de la vitesse de propagation selon les largeurs d'éprouvettes en intégrant la longueur de l'entaille initiale.....	130
Figure 2-53 : Section de partie courante d'une pale d'hélicoptère	132
Figure 2-54 : Dommages très localisés dans une éprouvette $[\pm 45]_2$ au bout de 12 millions de cycles	133
Figure 2-55 : Zone de dommages étendue dans le stratifié verre $[\pm 45]_2$ renforcé sollicité aux déformations de vol jusqu'à 20.10^6 cycles	134
Figure 2-56 : Champ de déplacement déterminé par analyse d'images dans l'éprouvette $[\pm 45]_2$ fissurée et fatiguée à 20.10^6 cycles	135
Figure 2-57 : Champ de déformations dans les axes des plis de l'éprouvette $[\pm 45]_2$ fissurée et fatiguée à 20.10^6 cycles.....	136
Figure 2-58 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans deux éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant des entailles de longueurs différentes.....	137
Figure 2-59 : Coupure dans un revêtement de verre $[\pm 45]_2$ renforcé.....	138
Figure 2-60 : Clichés au microscope des coupes orthogonales aux fibres de la zone de dommages dans le stratifié $[\pm 45]_2$ renforcé et fatigué	139
Figure 2-61 : Analyse de l'évolution d'une coupure dans un stratifié $[\pm 45]_2$ par rapport à l'armure du tissu	140
Figure 2-62 : Modifications apportées à l'éprouvette de propagation dans le but d'observer une propagation de coupure en fatigue dans les stratifiés $[\pm 45]_2$	141
Figure 2-63 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans deux éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm présentant un arêtier	142
Figure 2-64 : Evolution mesurée de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant un arêtier	143
Figure 2-65 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans les éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant un arêtier.....	144
Figure 2-66 : Coupure en fin d'essai pour le stratifié de tissus de verre $[\pm 45; 0; \pm 45]$	145
Figure 2-67 : Cliché microscopique de la coupure dans le stratifié de tissus de verre $[\pm 45; 0/90; \pm 45]$ à 2 mm de distance de la bande d'UD carbone.....	146
Figure 2-68 : Evolution mesurée de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant un arêtier	147
Figure 2-69 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$	148
Figure 2-70 : Description du modèle éléments finis 2D utilisé pour le calcul du taux de restitution d'énergie élastique en mode I.....	151
Figure 2-71 : Identification d'une loi de propagation de type Paris pour le stratifié de tissu de verre $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes.....	152
Figure 2-72 : Identification d'une loi de propagation de type Paris pour le stratifié de tissu de verre $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes	154
Figure 2-73 : Evolution du coefficient C de la loi de propagation de type Paris pour les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$	155
Figure 2-74 : Comparaison des lois de propagation des stratifiés chaîne et trame obtenues pour des largeurs d'éprouvettes différentes.....	156
Figure 2-75 : Vitesses de propagation et taux de restitution d'énergie élastique dans les revêtements $[\pm 45]_2$	157

Figure 2-76 : Identification d'une loi de propagation de type Paris pour le stratifié $[\pm 45; 0; \pm 45]$	158
Figure 3-1 : Schématisation d'un pli de tissu composite.....	162
Figure 3-2 : Modélisation 1D adoptée d'un pli de tissu composite.....	164
Figure 3-3 : Principe de détermination de la fraction volumique de fibres dans les mèches de tissu.....	165
Figure 3-4 : Propriétés dimensionnelles idéalisées du motif élémentaire du pli de tissu étudié	166
Figure 3-5 : Principe de la modélisation adoptée d'un pli de tissu de fibres de verre et de résine époxy.....	167
Figure 3-6 : Schéma de principe du modèle éléments finis développé pour modéliser le comportement du pli de tissu.....	169
Figure 3-7 : Influence des sollicitations de cisaillement sur la déformation du modèle.....	170
Figure 3-8 : Description du modèle éléments finis utilisé pour la modélisation de la propagation de coupure dans les stratifiés $[0/90]_2$	172
Figure 3-9 : Description du modèle éléments finis utilisé pour la modélisation de la propagation de coupure dans les stratifiés $[\pm 45]_2$	173
Figure 3-10 : Configuration de l'élément ressort liant les deux maillages superposés	175
Figure 3-11 : Diagramme de déroulement du calcul non-linéaire.....	177
Figure 3-12 : Gestion de l'évolution du déplacement global imposé à une extrémité de l'éprouvette modélisée.....	178
Figure 3-13 : Relation entre l'endommagement du matériau et la dégradation de la raideur des éléments ressorts.....	181
Figure 3-14 : Relation entre l'endommagement d et la raideur k des éléments ressorts.....	183
Figure 3-15 : Identification des coefficients du modèle à partir des résultats expérimentaux dans le cas de la traction statique dans la direction chaîne du tissu.....	185
Figure 3-16 : Evolution de la raideur des éléments ressorts dans le cas de la traction statique dans la direction chaîne du tissu.....	186
Figure 3-17 : Identification des coefficients du modèle à partir des résultats expérimentaux dans le cas de la traction statique dans la direction trame du tissu.....	187
Figure 3-18 : Comparaison des résultats expérimentaux avec ceux du modèle dans le cas de la traction statique sur le stratifié lisse $[\pm 45^\circ]$	189
Figure 3-19 : Comparaison des déformées expérimentale et prédite dans le cas de la traction statique sur le stratifié lisse $[\pm 45^\circ]$	190
Figure 3-20 : Description de la chute de module en fatigue dans les directions chaîne et trame du tissu étudié pour une déformation maximale $\varepsilon_{MAX} = 3.10^{-3}$	192
Figure 3-21 : Dégradation de la raideur des éléments de liaison chaîne-trame en fatigue en fonction de la déformation sens fibres maximale.....	195
Figure 3-22 : Illustration du dommage matriciel en fatigue à des niveaux de déformation importants.....	196
Figure 3-23 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements chaîne $[0]_2$	198
Figure 3-24 : Illustration de l'influence des différents termes de la loi unifiée de dégradation de la raideur des ressorts	199
Figure 3-25 : Identification de la loi de résistance en fatigue en traction de stratifiés tissés $[0/90]_n$	201
Figure 3-26 : Evolution simulée de la déformation sens fibres en pointe de coupure en fonction de la longueur de coupure dans les revêtements chaîne $[0]_2$	206
Figure 3-27 : Evolution simulée de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements chaîne $[0]_2$	207

Figure 3-28 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements chaîne $[0]_2$	208
Figure 3-29 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements trame $[90]_2$	210
Figure 3-30 : Synthèse des vitesses de propagation simulées en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[0]_2$ et $[90]_2$	211
Figure 3-31 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de l'effort de traction en fonction de la longueur de coupure pour le revêtement $[0]_2$	212
Figure 3-32 : Comparaison des vitesses de propagation simulées et mesurées en fonction de la longueur de coupure dans les revêtements $[0]_2$ et $[90]_2$ de largeur 50mm.....	213
Figure 3-33 : Analyse des déformations ε_y en front de coupure dans les éléments dont la direction fibres correspond à la direction de sollicitation.....	215
Figure 3-34 : Analyse des déformations ε_y dans la zone du front de coupure dans les éléments dont la direction fibres est perpendiculaire à la direction de sollicitation.....	217
Figure 3-35 : Analyse du cisaillement ε_{xy} dans la zone du front de coupure dans les éléments dont la direction fibres correspond à la direction de sollicitation.....	218
Figure 3-36 : Cas d'évolution de grandeurs d'éléments en front de coupure.....	220
Figure 3-37 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts pour une coupure de 10 mm dans un revêtement $[0]_2$ à nombre d'initiation $N_{\text{init}}=0$ cy.....	222
Figure 3-38 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts dans un revêtement $[0]_2$ totalement coupé à nombre d'initiation $N_{\text{init}}=0$ cy.....	223
Figure 3-39 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts pour une coupure de 10 mm dans un revêtement $[0]_2$ à nombre d'initiation $N_{\text{init}}=4.10^6$ cy.....	224
Figure 3-40 : Cartographies des dégradations de la raideur des éléments ressorts pour une coupure de 10 mm dans un revêtement $[90]_2$	225
Figure 3-41 : Faces d'un tissu (à armure satin de 5 dans l'exemple).....	226
Figure 3-42 : Analyse des dommages visibles autour d'une coupure en face chaîne d'un revêtement $[0]_2$	227
Figure 3-43 : Analyse des dommages visibles autour d'une coupure en face trame d'un revêtement $[90]_2$	228
Figure 3-44 : Comparaison des vitesses de propagation simulées et mesurées en fonction de longueur de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 30mm.....	230
Figure 3-45 : Comparaison des vitesses de propagation simulées et mesurées en fonction de longueur de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 50mm.....	231
Figure 3-46 : Position de la déformation maximale sens fibres dans la mèche en front de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ selon la modélisation.....	233
Figure 3-47 : Dommages visibles autour d'une coupure dans un stratifié $[\pm 45]_2$	234
Figure 3-48 : Illustration du dommage matriciel prédit dans les revêtements $[\pm 45]_2$	234
Figure 3-49 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts fonction de la longueur de coupure dans un revêtement $[\pm 45]_2$	237
Figure 3-50 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts dans une éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 50mm.....	238
Figure 3-51 : Analyse des dommages visibles autour d'une coupure dans un revêtement $[\pm 45]_2$	239

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1-1 : synthèse des résultats de [Xiao93] sur éprouvettes trouées sollicitées en fatigue.....	41
Tableau 1-2 : Synthèse des résultats d'essais de fatigue sur stratifiés impactés selon [Hansen99].....	46
Tableau 1-3 : Mesures de ténacité sur des stratifiés quasi-isotropes entaillés de tissus de fibres de verre / résine époxy selon [Belmonte01].....	52
Tableau 2-1 : Caractéristiques mécanique du pli de tissu verre / époxy utilisé.....	79
Tableau 2-2 : synthèse des essais de résistance résiduelle après fatigue des stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$	97
Tableau 2-3 : Nombre de cycles d'initiation des différents essais de propagation dans les revêtements à mèches de chaîne ou trame travaillantes.....	131
Tableau 2-4 : Détermination du taux de restitution d'énergie critique dans les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$	153
Tableau 2-5 : Détermination du taux de restitution d'énergie critique dans les stratifiés $[\pm 45; 0; \pm 45]$	159
Tableau 3-1 Propriétés dimensionnelles des mèches du tissu étudié.....	165
Tableau 3-2 Valeur des paramètres de raideur modélisant la perte de module en fatigue des stratifiés lisses $[0/90]_2$	193
Tableau 3-3 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes $[0]_2$	209
Tableau 3-4 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés à mèches de trame travaillantes $[90]_2$	210
Tableau 3-5 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$ de largeur 50mm.....	214
Tableau 3-6 Evaluation du potentiel de durée de vie restant pour les mèches de fibres en avant du front de coupure dans le stratifié $[0]_2$	216
Tableau 3-7 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés $[\pm 45]_2$ de largeur 30mm.....	231
Tableau 3-8 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés $[\pm 45]_2$ de largeur 50mm.....	232
Tableau 3-9 Evaluation du potentiel de durée de vie restant pour les mèches de fibres en avant du front de coupure dans le stratifié $[\pm 45]_2$	235

INTRODUCTION

Les matériaux composites à base de renforts tissés sont utilisés dans de nombreuses applications aéronautiques ([Lubin92]) : radomes, revêtements de pales d'hélicoptères, structures secondaires... Ils sont aussi utilisés par d'autres industries et entrent notamment dans la confection des pales d'éoliennes, de la coque de dériveurs ou bien de la structure des skis. Leur utilisation est intéressante en raison de leur excellente drapabilité sur les géométries complexes, leur coût de mise en œuvre réduit et leur bonne résistance aux dommages ([Bailie89]).

Les structures citées précédemment présentent souvent des revêtements minces du fait d'une optimisation de leur masse. C'est notamment le cas des structures sandwich. La peau de ces structures n'est ainsi composée que de quelques plis ; l'épaisseur du stratifié est alors comprise entre 1 et 2 mm. Les pales d'hélicoptères entrent dans cette catégorie.

Or, l'éventualité d'apparition en service d'une fissure dans l'épaisseur du revêtement pourrait exister. Aussi, dans le cadre d'une démarche de certification, il est nécessaire de quantifier la propagation de cette fissure, que l'on nommera dans la suite de ce document par le terme coupure ; celle-ci pourrait prendre son origine dans l'existence de défauts issus de la fabrication, du fait d'une concentration de contraintes liée à la géométrie de la structure ou bien suite à un impact de solide extérieur. Cette coupure pourrait propager et entraîner une dégradation du comportement dynamique de la voilure tournante de l'appareil (Figure I-1). Il semble donc utile d'étudier la propagation de coupure dans ces revêtements. Le chargement s'exerçant sur les pales se définit principalement par un effort centrifuge et par des moments de battement de flexion et de traînée cycliques dus aux efforts aérodynamiques. Ces structures sont dès lors soumises à des sollicitations de fatigue.

Ainsi, les travaux de recherche synthétisés dans ce mémoire et menés sous la tutelle de la société EUROCOPTER en partenariat avec d'EADS IW, puisent leur source dans la volonté de prendre en compte ce phénomène de propagation de coupure en fatigue dans les revêtements composites minces fabriqués à partir de pré-imprégnés tissés afin d'évaluer la durée de vie résiduelle de la structure. L'objectif est donc, à partir d'essais sur des éprouvettes simples représentatives du revêtement des pales, de développer des critères numériques prédictifs de la propagation d'une coupure en fatigue. D'autre part, la compréhension des phénomènes permettra vraisemblablement d'extraire des principes de conception favorisant la tenue en fatigue de structures fissurées. Enfin, la prévision de la vitesse de propagation des coupures pourra permettre de déterminer des intervalles de maintenance informant de la proximité ou non de la ruine en fatigue de la structure.

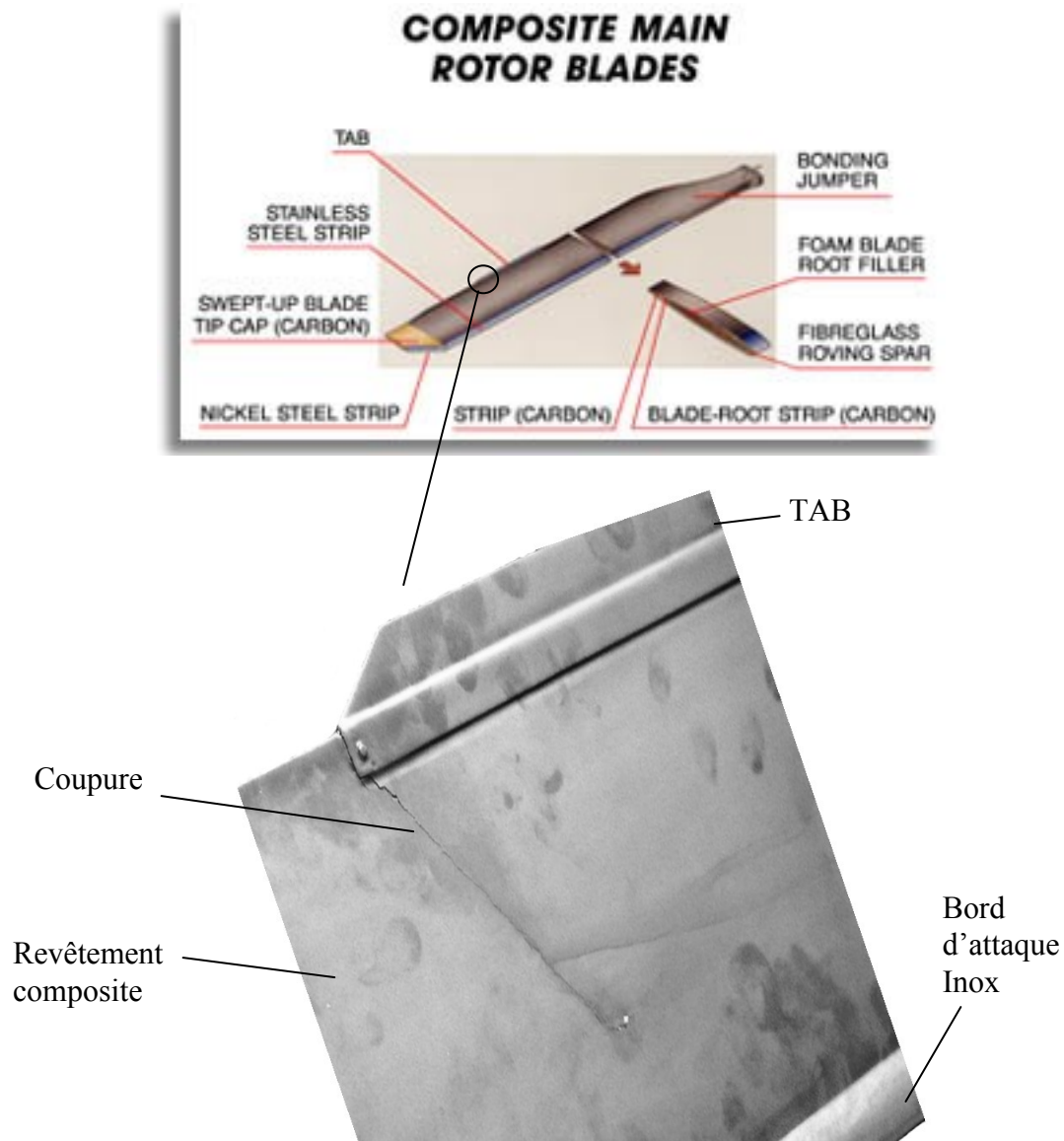


Figure I-1 : Essai de propagation de coupure dans un revêtement de pale

Le présent document se décompose en trois parties.

Etant donné l'hétérogénéité et l'anisotropie des matériaux composites à base de tissus, il est apparu intéressant de rappeler les mécanismes d'endommagements de ces matériaux. Le chapitre 1 aborde donc ces phénomènes de dégradation propres aux tissus qui apparaissent sous des sollicitations statique et de fatigue. Une synthèse des résultats obtenus ces dernières années est menée. Puis, une analyse de différentes études réalisées sur des structures présentant des entailles ou des trous souligne que les dégradations identifiées précédemment interviennent autour de la zone de concentration de contraintes et tendent à devancer la coupure. Enfin, différentes modélisations développées pour caractériser le comportement de structures entaillées sont énoncées.

Le chapitre 2 présente l'analyse expérimentale des propagations de coupure en fatigue obtenues dans différents drapages à base de plis de tissus verre / époxy. Le protocole d'essais, dont l'objectif est de se rapprocher du mode de sollicitation de la structure en service, est précisé. La propagation est étudiée au travers d'observations au microscope, d'analyses d'images et de courbes de vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure. Les résultats d'essais sont ensuite traduits sous forme de lois de propagation de type Paris utilisant le formalisme de la mécanique linéaire de la rupture.

Les résultats expérimentaux ayant montré la nécessité d'appréhender les dégradations localisées, la modélisation de la propagation de coupure en fatigue s'est orientée dans cette direction. C'est l'objet du chapitre 3. Le principe de modélisation retenu est détaillé. Suit l'identification des paramètres du modèle éléments finis. Les prévisions sont ensuite évaluées par rapport aux données expérimentales pour chaque drapage élémentaire retenu.

Chapitre 1

BIBLIOGRAPHIE : COMPORTEMENT EN FATIGUE DE STRATIFIES A BASE DE TISSUS DE FIBRES DE VERRE ET DE RESINE EPOXY

1.1	ENDOMMAGEMENT A L'ECHELLE DE LA MICROSTRUCTURE	23
1.1.1	Essais de fatigue dans l'axe des fibres.....	23
1.1.2	Essais de fatigue hors-axes.....	27
1.2	EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES MACROSCOPIQUES	29
1.2.1	Essais de fatigue dans l'axe des fibres.....	29
1.2.1.1	Evolution de la contrainte de rupture en fatigue	29
1.2.1.2	Evolution du module apparent en fatigue	31
1.2.2	Essais de fatigue hors-axes.....	36
1.2.2.1	Evolution de la contrainte de rupture en fatigue.....	36
1.2.2.2	Evolution du module apparent en fatigue	37
1.3	COMPORTEMENT EN PRESENCE D'UN DEFAUT GEOMETRIQUE	41
1.3.1	Eprouvette trouée.....	41
1.3.2	Eprouvette entaillée	47
1.4	MODELISATIONS DE STRUCTURES PRESENTANT UNE ENTAILLE.....	54
1.4.1	Modélisations basées sur la mécanique de la rupture.....	55
1.4.2	Modélisations basées sur les travaux de Whitney et Nuismer.....	60
1.4.3	Modélisation de la zone de dommages.....	61
1.4.4	Utilisation de la mécanique des milieux continus endommageables.....	65
1.5	SYNTHESE	71

Initialement, l'étude devait porter sur la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements à base de tissus de fibres de verre ou de fibres de carbone. Néanmoins, la très bonne tenue en fatigue des tissus et fibres de carbone ayant été confirmée expérimentalement au laboratoire et par différents auteurs tels que [Song98], [Alif97], et [Naïk01], les essais de propagation en fatigue ont principalement été menés sur des éprouvettes à base de tissus de verre. Pour preuve, des essais de fatigue sur stratifiés de deux plis de tissus de fibres de carbone entaillés (matériau : 914/42%/G803) ont permis d'appréhender le comportement en fatigue des renforts tissés à base de fibres de carbone (Figure I-1). Les éprouvettes étaient composées de deux plis de tissus carbone [0/90]₂ et les fibres étaient orientées dans l'axe de la sollicitation de traction. Ces éprouvettes de largeur $w = 50$ mm présentaient sur un côté une entaille de 5 mm de longueur réalisée avec un fil diamant de diamètre $\varnothing 0,3$ mm. 10 éprouvettes ont été sollicitées en fatigue selon des cycles de chargement de traction dont la valeur maximale correspondait à 70% à 90% de la contrainte nette de rupture σ_{rupt} pour un ratio d'amplitude de contraintes $R = \sigma_{min} / \sigma_{max} = 0,1$ et une fréquence égale à $f = 20$ Hz. Aucune propagation n'a été observée. Aucune rupture en fatigue n'a été enregistrée. L'essai de fatigue le plus long a cumulé $6,5 \cdot 10^6$ cycles. Des essais de résistance résiduelle ont été menés après fatigue des éprouvettes. La Figure I-1 synthétise les contraintes de rupture résiduelle en fonction du nombre de cycles de fatigue subies par chaque éprouvette. Sur ce graphique est également matérialisée la contrainte de rupture en traction du stratifié sain dont la valeur est égale à $\sigma_{UTS} = 420$ MPa. Pour les stratifiés présentant une entaille, la contrainte nette de rupture en traction se situe autour de 250 MPa, ce qui permet de déterminer un coefficient de concentration de contraintes en statique de $K_t = 1,7$.

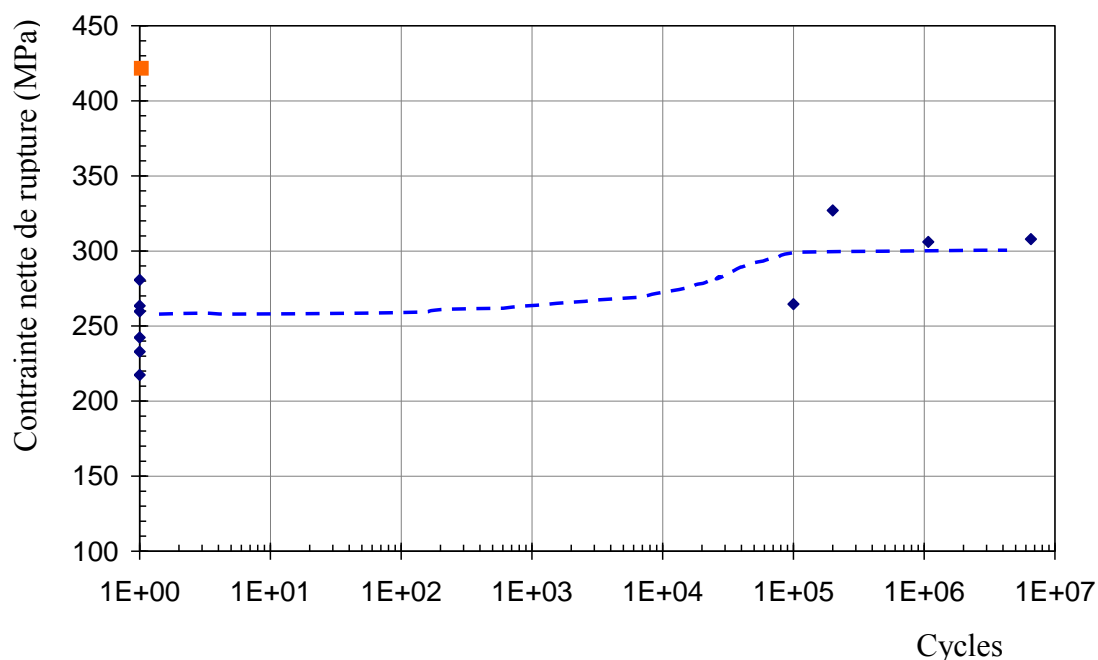


Figure I-1 : Evolution de la résistance résiduelle après fatigue d'un stratifié de tissu carbone / époxy [0/90]₂ entaillé

Les éprouvettes qui ont été soumises à des cycles de fatigue au-delà de 10^5 cycles ont une contrainte nette de rupture qui est supérieure de 20% à celle mesurée en statique. En accord avec ces constatations expérimentales, [Bathias91] citant plusieurs auteurs, souligne que la limite d'endurance en fatigue pour une sollicitation de traction sur une éprouvette composite carbone / époxy entaillée est supérieure à la contrainte de rupture en statique. Ce comportement s'explique par l'apparition en pointe d'entaille d'une zone de dommages matriciels qui tend à diminuer localement le module de cisaillement du stratifié; cette dégradation gomme partiellement la surcontrainte et répartit les sollicitations dans la section nette (Figure 1-2).

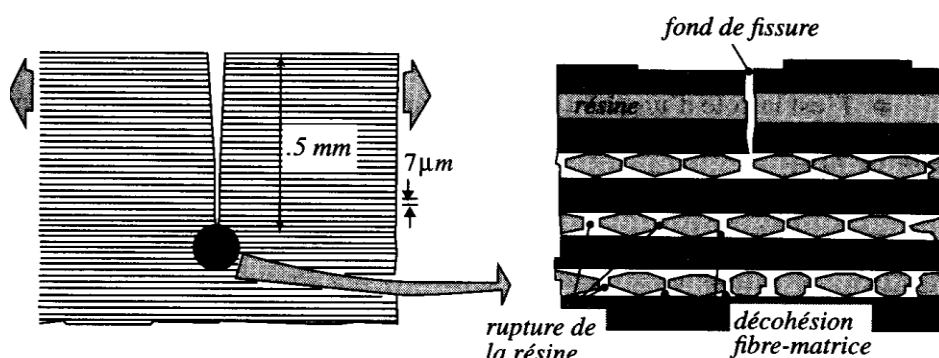


Figure 1-2 : Phénomène de relaxation de contraintes en pointe de coupure dans les composites [Gay97]

Cette zone de dommages a notamment été observée en statique par [Coats98] et [Poe01] sur des éprouvettes entaillées à base de plis d'unidirectionnels de carbone / époxy au moyen de radiographies aux rayons-X (Figure 1-3). Selon ces mêmes auteurs, cette zone de dommages comporte des fissures matricielles, des délaminages entre couches ainsi que des ruptures de fibres principalement localisées au proche voisinage de l'entaille. Lors d'essais statiques, la zone de dommages ne mesurait que 30 mm de long (largeur éprouvette : 910 mm , longueur coupure : 230 mm) et les ruptures de fibres n'intervenaient que dans les 10 premiers millimètres lorsque l'effort de traction se situait à 90% de l'effort de rupture.

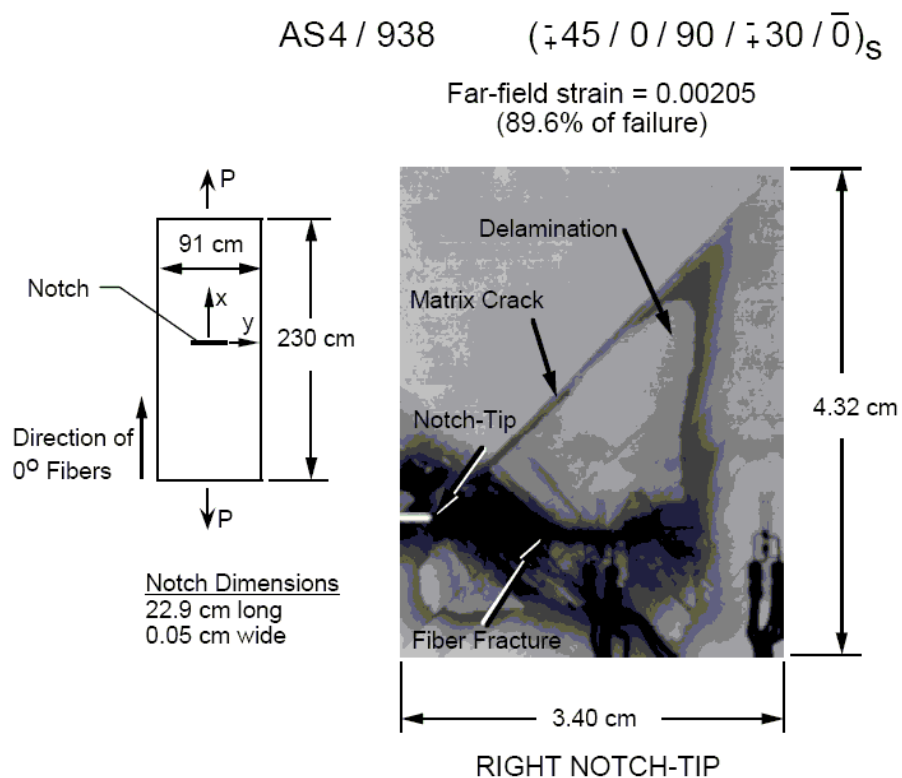


Figure 1-3 : Observation par radiographie du dommage en pointe de coupure sur une éprouvette CNT à 90% de la charge à rupture statique [Coats98]

Les essais de fatigue réalisés au laboratoire sur les éprouvettes à base de tissus et de fibres de carbone ainsi que ceux présentés dans la littérature montrent qu'il n'y a pas de propagation de coupure en fatigue mais sont intéressants car ils tendent à montrer que le comportement en fatigue des structures composites est gouverné par la tenue en fatigue des fibres ainsi que par la dégradation du comportement en fatigue de la résine, ces deux dégradations agissant vraisemblablement simultanément et de façon interdépendante tant au voisinage de l'entaille ou de la coupure que dans la partie courante des éprouvettes.

Etant donné les observations expérimentales détaillées précédemment sur les structures composites à base de tissus de fibres de carbone qui montrent leur très bonne tenue en fatigue et l'absence de propagation de coupure en fatigue, la suite du document se focalise sur le comportement en fatigue des revêtements composites minces réalisés à base de tissus pré-imprégnés de fibres de verre et de résine époxy dans lesquels une propagation de coupure en fatigue a pu être observée. Il est utile de conserver à l'esprit qu'il existe deux phénomènes qui caractérisent la tenue en fatigue des structures composites minces : l'endommagement de la matrice et la tenue en fatigue des renforts. Avant de présenter les résultats d'essais de propagation de coupure en fatigue, le paragraphe suivant aborde les résultats issus de la bibliographie ainsi que l'endommagement spécifique des stratifiés à base de tissus de verre ; ces observations expérimentales faciliteront la compréhension de la propagation de coupure dans ces revêtements.

1.1 ENDOMMAGEMENT A L'ECHELLE DE LA MICROSTRUCTURE

1.1.1 Essais de fatigue dans l'axe des fibres

Du point de vue microscopique, l'endommagement en fatigue en traction selon les axes d'orthotropie des tissus de fibres de verre ou de carbone présente une chronologie assez similaire. Les travaux de [Song98], [Pandita01] et [Naïk01] sur des stratifiés minces à base de tissus, dont l'épaisseur est de l'ordre de 2 mm, sollicités dans l'axe des fibres en fatigue à effort imposé dont la valeur maximale est comprise entre 40% et 80% de la contrainte de rupture statique en traction, convergent vers le même scénario (Figure 1-4) :

- Des fissures matricielles surgissent tout d'abord dans les mèches de fibres orientées perpendiculairement par rapport à la sollicitation. Assez rapidement dans la vie du stratifié, des décollements d'interface fibre-matrice apparaissent dans ces mèches transversales (Figure 1-4b).
- Ces décollements coalescent pour former des fissures dans ces mèches. Puis le nombre de cycles augmentant, ces fissures atteignent les mèches longitudinales, créant dès lors des délaminages locaux entre les mèches de trame et celles de chaîne, fissures communément appelées «méta-délaminages» (Figure 1-4c) : ces fissures, propres au tissu composite, découpent les deux directions de renforts au niveau du point de tissage. Interviennent ensuite les délaminages proprement dits. Ces décollements apparaissent préférentiellement dans les zones d'ondulation des mèches du fait du tissage.
- Enfin, les ruptures de fibres dans l'axe de la sollicitation de traction entraînent la rupture du stratifié (Figure 1-4d).

[Shindo06] a également identifié le même scénario d'endommagement pour des stratifiés de 2 mm d'épaisseur à base de tissus verre / époxy à armure taffetas sollicités en fatigue dans la direction des fibres à température ambiante et à températures cryogéniques selon un ratio $R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}} = 0,1$ et dont la valeur maximale correspondait à $\sigma_{\text{MAX}} = 30\%$ à 90% σ_{rupt} . Les clichés optiques en zone courante de l'éprouvette révèlent la présence de microfissures longues et fines en surface de l'éprouvette et orientées perpendiculairement par rapport à la sollicitation. Il précise que ces types de dommages sont identiques à ceux observés lors des essais de traction monotone sur le même stratifié. D'ailleurs, [Alif97] identifie les mêmes évolutions concernant l'endommagement de stratifiés $[0]_{12s}$ à base de plis de tissus à armure satin de 4 sollicités en traction statique. Il montre en outre que les dommages sont confinés dans les régions où les mèches de fibres ondulent. Les premiers dommages sont détectés un peu avant le changement de pente de la courbe de comportement en traction situé à une déformation sens fibres de $\varepsilon = 8.10^{-3}$. Ce changement de pente observé lors d'essais de traction statique est typique du comportement en traction des tissus ; il est

habituellement nommé « knee-point » et correspond au début de l'endommagement matriciel dans le matériau ([Pandita01], [Osada03], [Steeves04], [Shindo06]).

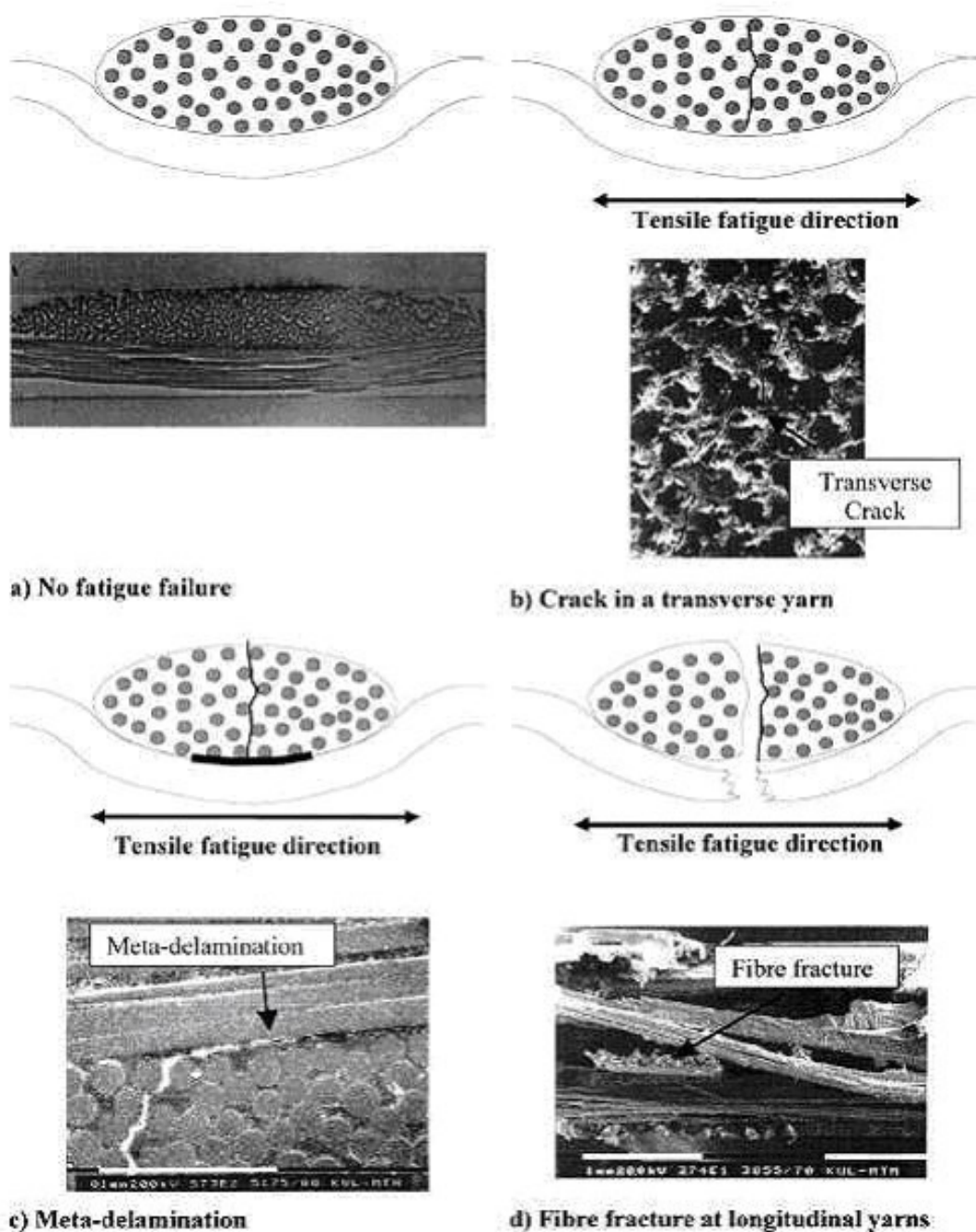


Figure 1-4 : Chronologie de l'endommagement dans les tissus selon [Pandita01]

L'identification des dommages propres aux tissus sollicités dans la direction des renforts est enrichie par l'analyse de [Pandita01] qui a relié l'apparition de ces

évènements au nombre de cycles N par des mesures d'émission acoustique complétées d'observations au microscope sur un essai de fatigue dont la valeur de contrainte maximale était égale à 50% de la contrainte de rupture statique (Figure 1-5) ; ce niveau de sollicitation se situe un peu après le « knee-point » de la courbe de traction statique. Le premier évènement est détecté très tôt (10% du ratio N / N_{rupture}) et correspond à la fissuration de la résine dans les mèches transverses. L'amplitude associée se situe entre 45 et 50 dB. Puis, la présence de « méta-délamination » est mise en évidence suite à la coalescence des fissures dans les mèches transverses ; ce dommage est associé avec prudence à des évènements acoustiques dont l'amplitude est comprise entre 50 et 55 dB.

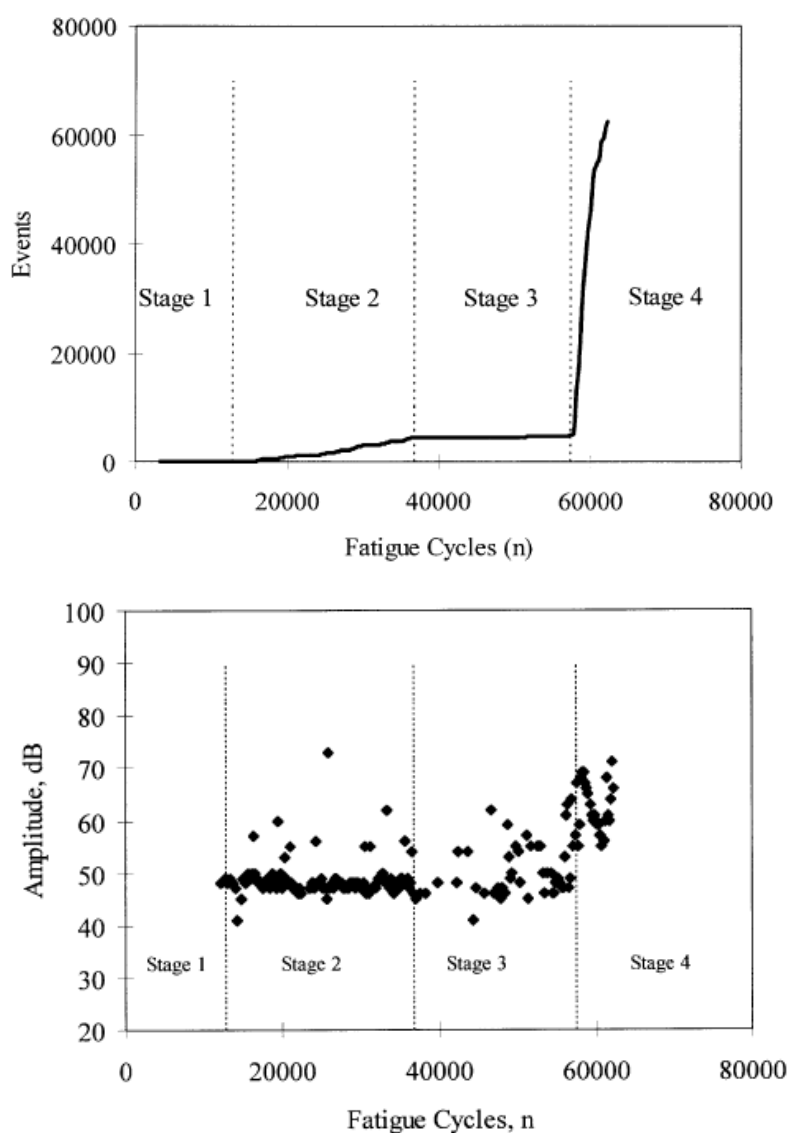


Figure 1-5 : Mécanisme de fissuration transverse dans les tissus sollicités en traction sens fibres [Osada03]

Le nombre de cycles augmentant, l'activité acoustique diminue et peu d'évènements sont enregistrés ; l'endommagement matriciel est diffus dans l'éprouvette et se localise dans toutes les zones d'ondulation propres au motif du tissage. Il est à noter que l'endommagement diffus atteint un seuil de saturation et évolue peu pendant une durée assez longue (entre 60% et 90% du ratio $N / N_{rupture}$). Enfin, les évènements acoustiques enregistrés augmentent rapidement en nombre et en amplitude (supérieurs à 60dB) lorsque la rupture finale est proche : cette augmentation brutale est associée à la rupture des fibres orientées dans l'axe de traction.

[Fujii93] et [Osada03] expliquent l'apparition des fissures dans les mèches transverses et des «méta-délamination», dans les tissus sollicités en traction dans les axes d'orthotropie, quel que soit le motif de tissage (taffetas, sergé, satin), du fait de l'alignement des mèches longitudinales selon la direction de l'effort soumettant les mèches transverses à une déformation de flexion (Figure 1-6), la fissure apparaissant alors dans la zone tendue. Toutefois, ce phénomène est particulièrement amplifié dans les tissus à armure taffetas où les ondulations se succèdent à chaque mèche de fibre (Figure 1-7), alors qu'il est moins présent dans les tissus à armure satin où les ondulations se succèdent toutes les n fibres (satin de 5, $n = 5$ et satin de 8, $n = 8$). L'auteur souligne en outre l'ondulation plus sévère des mèches dans le cas de l'armure taffetas et la quantifie au travers de la valeur de la tangente de l'angle θ (crimp angle). L'apparition des premiers dommages est alors plus ou moins retardée en fonction du type d'armure ; le « knee-point » suit une évolution semblable.

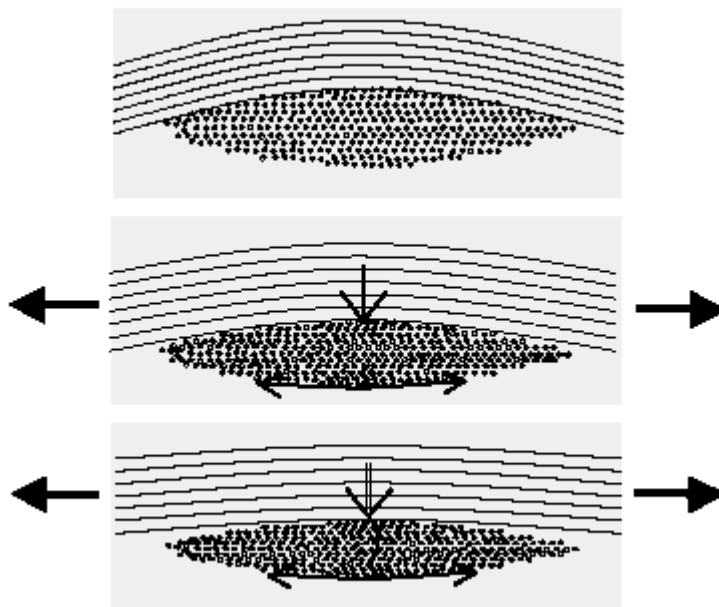


Figure 1-6 : Mécanisme de fissuration transverse dans les tissus sollicités en traction sens fibres [Osada03]

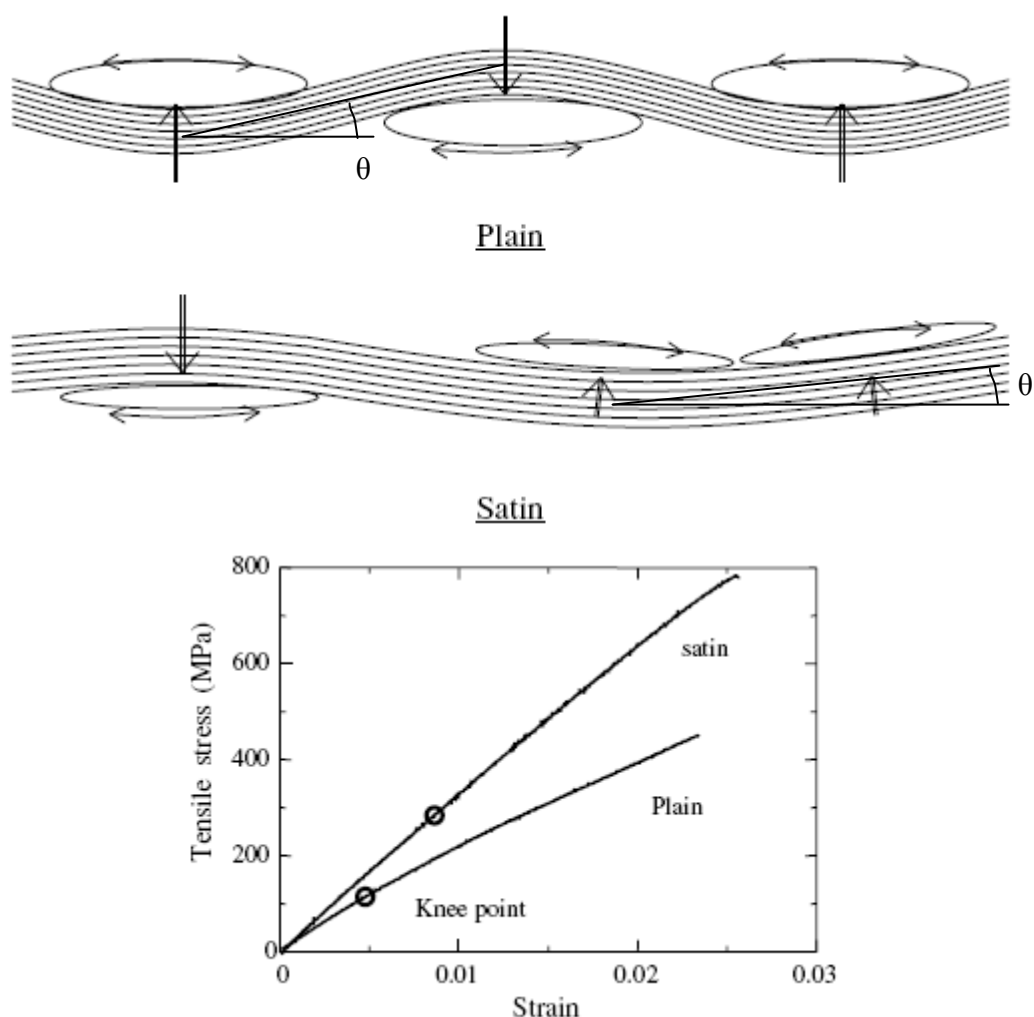


Figure 1-7 : Influence du type d'armure sur l'endommagement dans les tissus sollicités en traction sens fibres [Osada03]

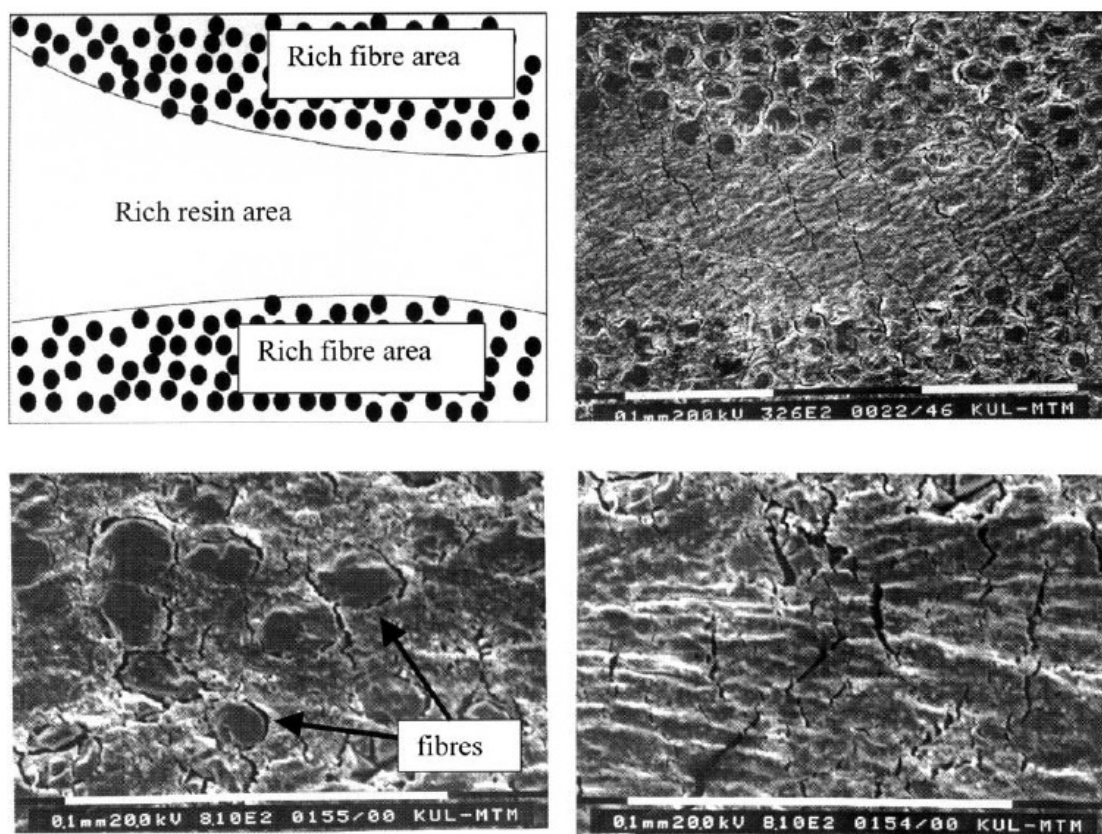
Ainsi, les stratifiés à base de tissus orientés dans l'axe de sollicitation s'endommagent en fatigue ; la résine se fissure principalement dans les zones d'ondulation du tissu et tend alors à désolidariser les deux directions de renforts. Ces « méta-délaminages » propres aux tissus interviennent dès lors que la sollicitation est proche ou dépasse le point caractéristique de changement de pente de la courbe de traction statique appelé « knee-point ». Enfin, avant la rupture en fatigue des fibres, il est possible de constater que l'endommagement du tissu atteint une valeur de saturation.

1.1.2 Essais de fatigue hors-axes

Le développement en fatigue de l'endommagement à l'échelle de la microstructure d'un tissu composite dont les fibres ne sont pas orientées par rapport à la sollicitation de fatigue en traction est plus complexe. Les dommages en fatigue consistent

principalement en des décollements au niveau de l'interface fibre-matrice selon [Pandita01] qui a mené des essais de fatigue en traction sur des stratifiés $[\pm 45]_5$ à base de tissus de verre / époxy à différents niveaux de sollicitation. Les fibres sont alors déchaussées de la matrice (Figure 1-8). Dans les zones riches en résine, qui correspondent à l'interface entre deux plis mais aussi à l'espace entre les deux directions de renforts du pli tissé, des microfissures peuvent être également observées (Figure 1-8). Pour des déformations très importantes ($\epsilon_x = 20\%$), cet endommagement s'accompagne d'une réorientation des mèches de fibres. [Smith89] précise également la nature des dommages en fatigue en fonction du mode de sollicitation de la résine :

- Dégradation en cisaillement de l'interface fibre-matrice lorsque la matrice est sollicitée en cisaillement ; le dommage est alors parallèle aux fibres.
- Micro-fissuration de la matrice et décollement de l'interface fibre-matrice lorsque la matrice est sollicitée en traction.



Fibre – matrix debonds in a fibre bundle (rich fibre area)

Matrix cracks in the rich resin area

Figure 1-8 : Dommages de fatigue dans des stratifiés $[\pm 45]_5$ selon [Pandita01]

Aucune fissure matricielle perpendiculaire à la contrainte principale de traction n'a été observée ([Smith89]). De plus, aucune rupture de fibres n'a été mise en évidence avant

la rupture finale du stratifié : celle-ci intervient après une forte dégradation de la résine dans un plan de cisaillement maximal où les fibres se rompent uniquement par un manque de support résultant normalement de la résine. Selon le niveau de sollicitation, des phénomènes analogues à de la plasticité interviennent. De même, [Tong02] souligne que le dommage visible dans ces stratifiés apparaît sous forme de longues bandes fines orientées parallèlement aux fibres. Ces travaux mettent également en évidence que la densité de fissures matricielles dans les plis à $\pm 45^\circ$ est plus importante dans le cas de sollicitations de fatigue que dans le cas d'essais statiques.

En conséquence, les dommages dans les stratifiés $[\pm 45]_n$ sollicités en traction alternée sont identifiés à des ruptures d'interface fibres-matrice et sont visibles sous formes de longues bandes fines orientées parallèlement aux fibres. Plus la sollicitation de fatigue est importante et plus le stratifié exhibe des déformations inélastiques permanentes.

1.2 EVOLUTION DES CARACTERISTIQUES MACROSCOPIQUES

Les conséquences de la dégradation du matériau à l'échelle de la microstructure se quantifient surtout macroscopiquement par les évolutions de la résistance et de la rigidité de la structure. Quelle que soit l'orientation des fibres par rapport à la sollicitation de traction en fatigue, les résultats expérimentaux obtenus par différents auteurs retiennent l'évolution de la contrainte de rupture en fatigue en fonction du nombre de cycles ainsi que l'évolution du module apparent E_x de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles. Ces résultats sont présentés dans les paragraphes suivants pour des drapages $[0/90]_n$ et $[\pm 45]_n$ sollicités en fatigue en traction.

1.2.1 Essais de fatigue dans l'axe des fibres

1.2.1.1 Evolution de la contrainte de rupture en fatigue

Il est largement admis que la fibre de verre perd de sa résistance en fonction du nombre de cycles qu'elle subit. C'est ce que révèlent les différents essais de fatigue en traction pour des stratifiés fabriqués à partir de pré-imprégnés de tissus de fibres de verre et de résine époxy répertoriés en Figure 1-9. Ce graphique représente l'évolution en fonction du nombre de cycles du rapport de la contrainte de fatigue maximale du cycle élémentaire sur la contrainte de rupture en traction statique. La majorité de ces essais ont été réalisés à partir d'éprouvettes fabriquées à l'aide de tissus à armure taffetas de verre / époxy de 2 mm d'épaisseur, à une fréquence voisine de 10Hz, pour un ratio $R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}} = 0,1$. Seuls [Fujii93], [Echtermeyer95] et [Dyer98] ont utilisé une résine polyester. Enfin, [Echtermeyer95] a réalisé ces essais en traction-compression tel

que $R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}} = -1$ sur des éprouvettes d'épaisseur 5 mm dont les bords étaient maintenus par des dispositifs anti-flambement.

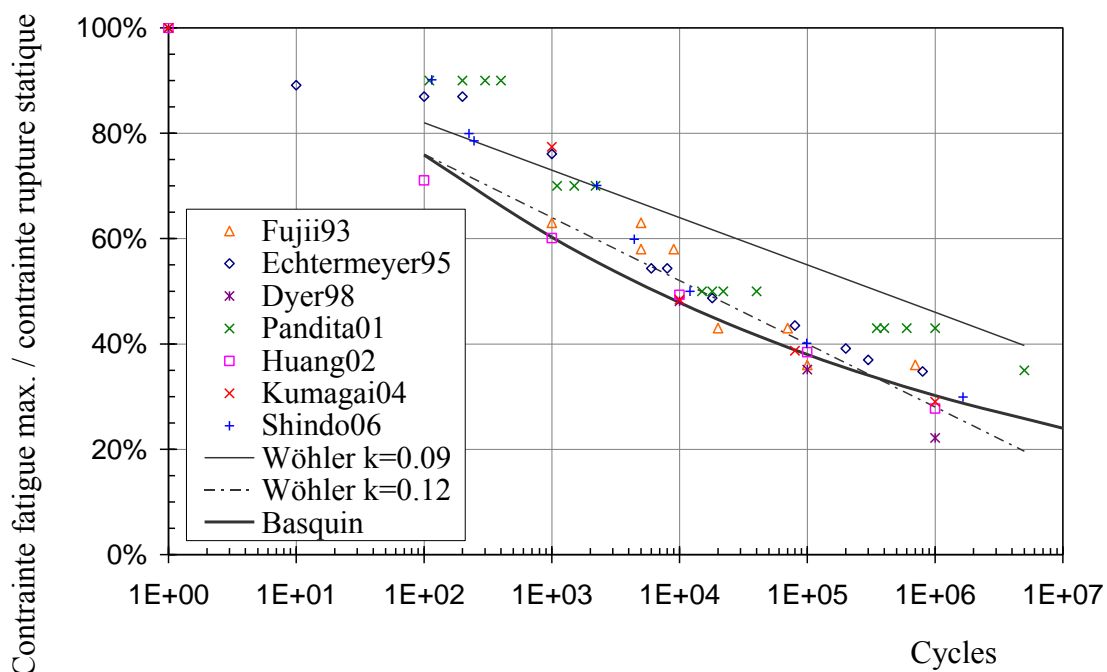


Figure 1-9 : Comparaison d'essais de traction en fatigue jusqu'à rupture sur des stratifiés tissés verre $[0/90]_n$

Le type de résine (époxy ou polyester) utilisés dans ces différents travaux ne semble pas avoir de grande influence sur la tenue en fatigue de stratifiés $[0]_n$. Les différents essais répertoriés présentent une tendance identique à partir de 10^4 cycles, la contrainte de rupture de fatigue étant alors égale à la moitié de la contrainte de rupture statique en traction. De même, l'ensemble des essais semble indiquer qu'un chargement de fatigue dont la contrainte maximale est voisine de 30% de la contrainte de rupture statique est associé à une durée de vie supérieure à 10^6 cycles.

[Dyer98] et [Sims00] en particulier, retiennent une loi d'évolution de la contrainte de rupture en fatigue en traction pour les stratifiés à base de tissus de fibres de verre de type Wöhler de la forme :

$$\frac{\sigma_{\text{MAX}}}{\sigma_{\text{UTS}}} = 1 - k \cdot \log_{10} N \quad (1)$$

- avec σ_{MAX} contrainte maximale du cycle élémentaire de fatigue ;
 σ_{UTS} contrainte de rupture en traction en statique (Ultimate Tensile Stress) ;
 N nombre de cycles ;
 et k compris entre 0.09 et 0.12 pour les tissus verre / époxy $[0/90]_n$.

A titre de comparaison, il est possible de retenir une loi de type Basquin modifiée de la forme ([Jessen91], [Degallaix02], [Bureau04]) :

$$S = \frac{A_6}{N^\gamma} \quad (2)$$

avec S contrainte de rupture en traction en fatigue pour le drapage $[0/90]_n$;
 $A_6 = 110 \text{ MPa}$, contrainte de rupture en fatigue pour 10^6 cycles ;
 $\gamma = 0,1$.

Il est intéressant de remarquer que cette loi est plus conservative que celle proposée par [Dyer98] et [Sims00] et semble mieux épouser l'ensemble des résultats présentés en Figure 1-9 jusqu'à une durée de vie de 10^7 cycles. Ces lois, identifiées à partir d'essais de fatigue sur éprouvettes ne présentant pas d'entaille, permettraient d'accéder à la durée de vie des mèches de fibres moyennant quelques hypothèses.

1.2.1.2 Evolution du module apparent en fatigue

L'endommagement des tissus sollicités en fatigue se caractérise notamment par une perte de module apparent. L'évolution générale du module en fonction du nombre de cycles est reproduite en Figure 1-10. Ce type de résultat a été observé dans les tissus de verre sollicités en traction par différents auteurs parmi lesquels [Smith89], [Fujii94], [Demers97], [Dyer98] et [Pandita01]. Trois phases sont habituellement identifiées.

La première phase est brève et correspond aux premiers cycles de fatigue. Le module diminue rapidement. A partir d'observations expérimentales, les différents auteurs cités précédemment font les hypothèses suivantes : la chute rapide de module au commencement de la fatigue de l'éprouvette est causée par l'initiation et l'accumulation de fissures dans la matrice et dans les mèches orientées transversalement par rapport à la sollicitation de traction. C'est un comportement similaire à celui habituellement observé dans les matériaux orthotropes. Cependant, dans les tissus, le comportement diffère en ce sens que les micro-fissures interviennent dans les zones d'ondulation des mèches. Cet endommagement stoppe progressivement quand le ratio de cycles de fatigue N / N_{rupture} atteint 10%.

Puis débute la deuxième phase assez longue où le module chute très lentement. Cette diminution graduelle du module est attribuée aux « méta-délaminages » (fissures placées dans les zones d'ondulation des mèches entre les mèches de chaîne et les mèches de trame) ainsi qu'aux fissures matricielles dans les mèches orientées selon l'axe de la sollicitation de traction. A partir d'observations expérimentales, il a été mis en évidence que le pas d'ondulation du tissu associé au type d'armure, constitue un paramètre influent des « méta-délaminages ». Cela a permis à [Fujii93] notamment, d'identifier une cellule type qu'il utilise pour décrire l'accumulation de dommages dans l'éprouvette.

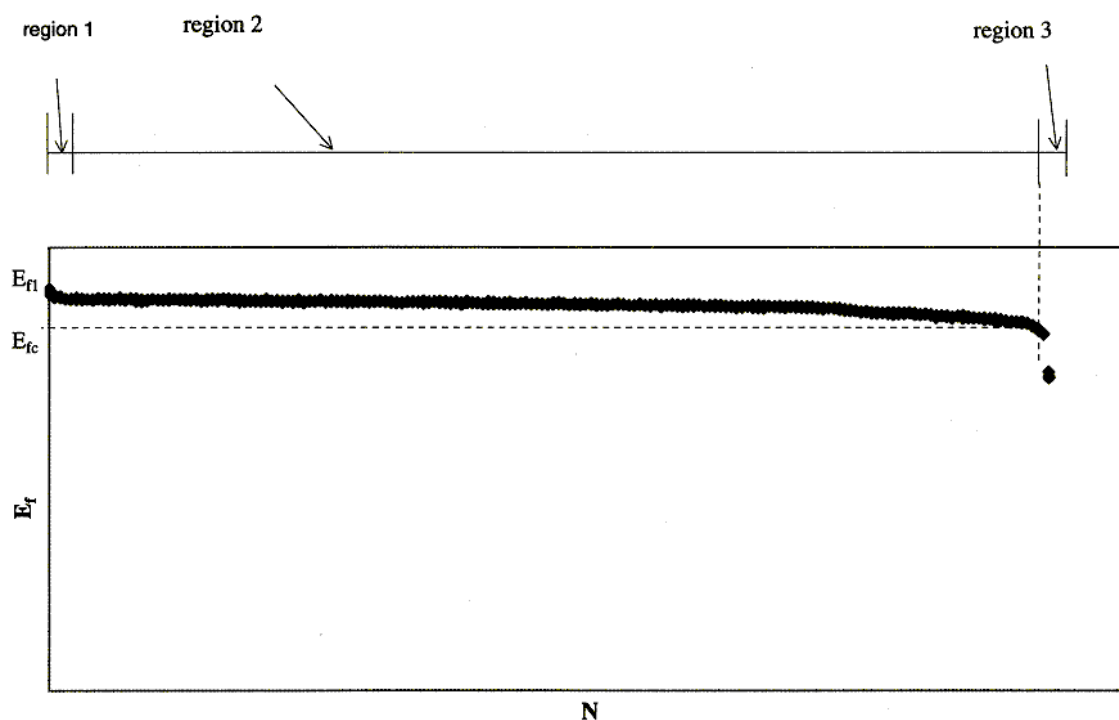


Figure 1-10 : Evolution caractéristique du module en fatigue de stratifiés $[0/90]_n$ selon [Demers97]

Enfin, les arrachements d'interfaces fibres-matrices, les délaminages proprement dits, précèdent la rupture finale des fibres. Ces événements sont associés à la troisième et dernière phase de l'évolution du module sens fibres en fatigue. Certains auteurs identifient le module critique de fatigue E_{fc} (Figure 1-10) associé à la rupture de l'éprouvette. Il correspond au module mesuré au tout début de la troisième et dernière phase.

Concernant la deuxième phase, [Fujii93], [Fujii94], [Dyer98] et [Echtermeyer95] ont enregistré des chutes de module en fatigue de l'ordre de 20% alors que [Pandita01] dans un taffetas de verre, n'a mesuré qu'une baisse de module en fatigue d'environ 5% (Figure 1-11 et Figure 1-12).

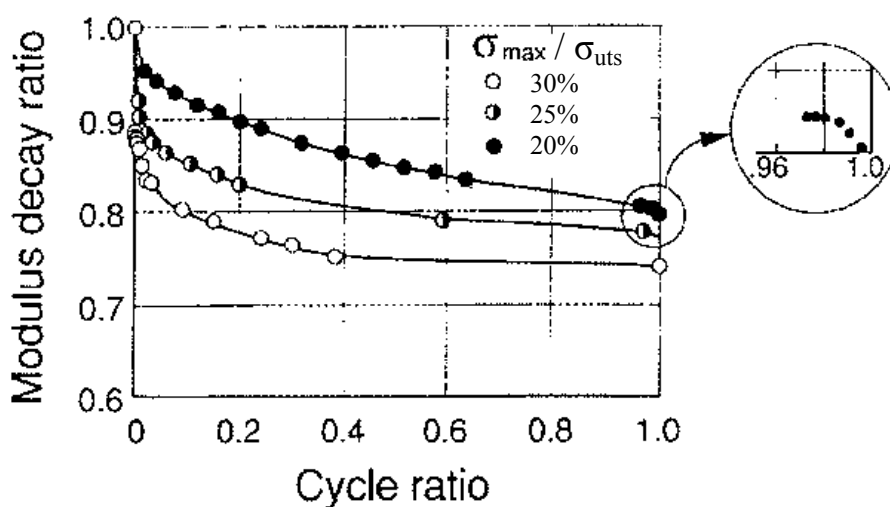


Figure 1-11 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Fujii93]

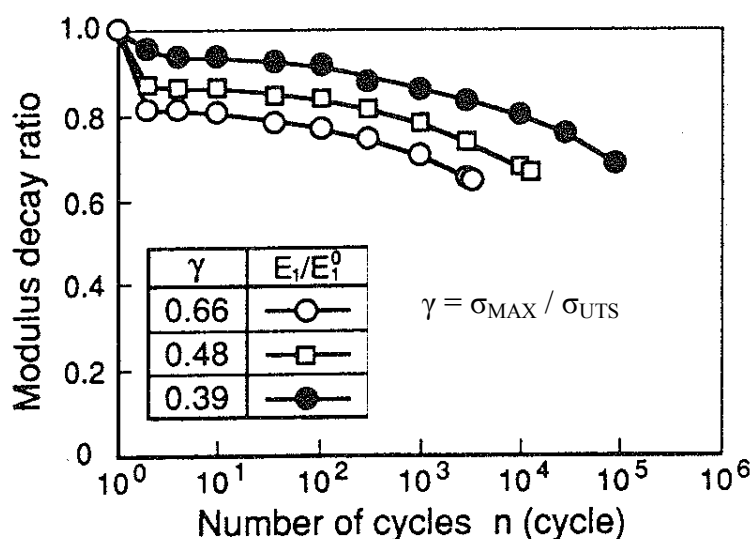


Figure 1-12 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Fujii94]

Il est notable que la diminution de module en fatigue est liée au niveau de sollicitation maximum du cycle de fatigue. Plus ce dernier est élevé et plus la cinétique d'endommagement est accélérée. Il est également possible de remarquer qu'il existe une valeur asymptotique du module en fatigue qui semble indépendante du niveau de chargement de fatigue du stratifié. Cette constatation est à rapprocher des observations microscopiques qui ont souligné que l'endommagement matriciel des tissus sature au bout d'un certain temps avant que n'intervienne la rupture des fibres.

Les travaux de [Ding95], menés sur des stratifiés $[0]_8$ tissés à base de fibres de carbone et de résine époxy sollicités en fatigue, confirment également ces constatations (Figure 1-13). La diminution de module est accélérée avec l'augmentation de la contrainte maximale de fatigue. Seules les deux premières phases de dégradation du module sont aisément identifiables. Il est utile de remarquer que, à durée de vie égale, les niveaux de sollicitation de fatigue dans les tissus carbone sont largement supérieurs à ceux observés dans les tissus de verre.

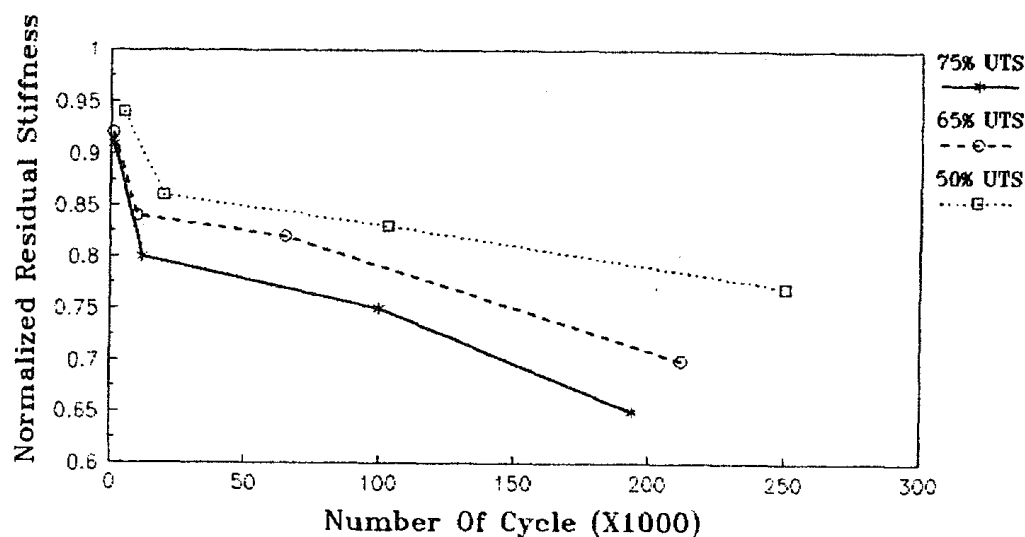


Figure 1-13 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Ding95]

La Figure 1-14 synthétise les essais de [Echtermeyer95] pour un stratifié de tissu de verre et de résine phénolique $[0/90]_n$ sollicité en fatigue en traction-compression à différents niveaux de contraintes. La contrainte de rupture en traction statique est égale à 280 MPa. Il est une nouvelle fois possible de noter que la durée de vie d'un stratifié orienté à base de tissus de fibres de verre est faible ($\sim 10^3$ cycles) si la contrainte maximale de fatigue est égale à 50% de la contrainte de rupture statique.

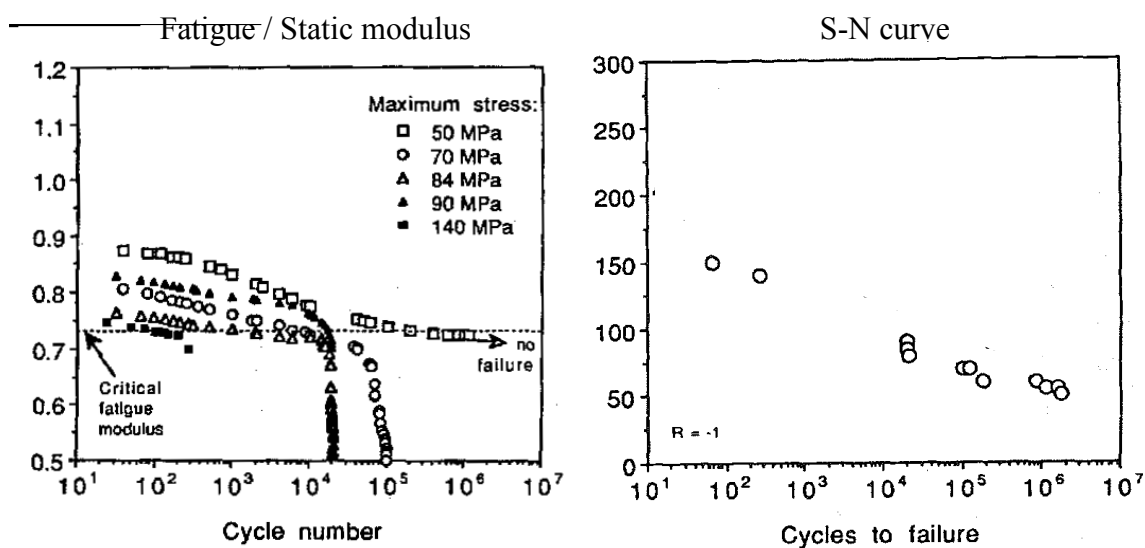


Figure 1-14 : Evolution du module en fatigue selon différents niveaux de chargement [Echtermeyer95]

Les trois phases d'évolution du module en fatigue sont facilement identifiables. L'auteur souligne qu'il existe une asymptote située vers 30% de dégradation du module initial quel que soit le niveau de contrainte maximum ; le dommage matriciel ayant atteint sa valeur maximale, la variation du module sature. La troisième phase décrite précédemment apparaît brutalement entre 10^4 et 10^5 cycles pour des niveaux de sollicitations de fatigue compris entre 30% et 50% de la contrainte de rupture en statique. Dès lors, une valeur de module critique de fatigue est identifiée qui permet d'indiquer que la rupture est proche. Toutefois, à des niveaux de sollicitation plus faibles, il est possible de remarquer que le module sature à cette valeur limite et qu'aucune rupture n'est enregistrée. A partir de ces constatations, il semble concevable d'envisager que la diminution du module en fatigue est due à la dégradation de la résine alors que la durée de vie du matériau est fonction du comportement en fatigue des fibres, ces deux phénomènes étant plus ou moins accélérés en fonction du niveau de sollicitation maximum de fatigue.

En résumé, pour les drapages orientés $[0/90]_n$ de tissus de verre sollicités en fatigue, la courbe S-N est relativement pentue et le module d'élasticité dans la direction de la sollicitation de traction se dégrade entre 5% et 30% selon trois phases bien distinctes. L'étude de l'évolution de ces deux grandeurs est menée dans le paragraphe suivant pour des drapages désorientés.

1.2.2 Essais de fatigue hors-axes

Dans l'ensemble des travaux issus de la bibliographie, la fréquence de sollicitation des essais de traction ondulée sur stratifiés désorientés $[\pm 45]_n$ est choisie de manière à limiter l'échauffement de l'éprouvette. La fréquence retenue est alors voisine de 5Hz.

1.2.2.1 Evolution de la contrainte de rupture en fatigue

Afin d'évaluer l'évolution de la résistance en fatigue des stratifiés désorientés dont la séquence de drapage est $[\pm 45]_n$, la grande majorité des essais répertoriés dans la littérature sont des essais de traction ondulée à effort imposé. C'est principalement la résine qui est sollicitée dans ce type d'essai. La résine est alors sollicitée en cisaillement mais également en traction transverse. La Figure 1-15 présente l'évolution du rapport de la contrainte maximale en fatigue sur la contrainte de rupture statique en fonction du nombre de cycles selon différents auteurs. Comme l'a souligné [Degallaix02], il est commun d'observer une dispersion des durées de vie pour un même niveau de chargement de une voire deux décades.

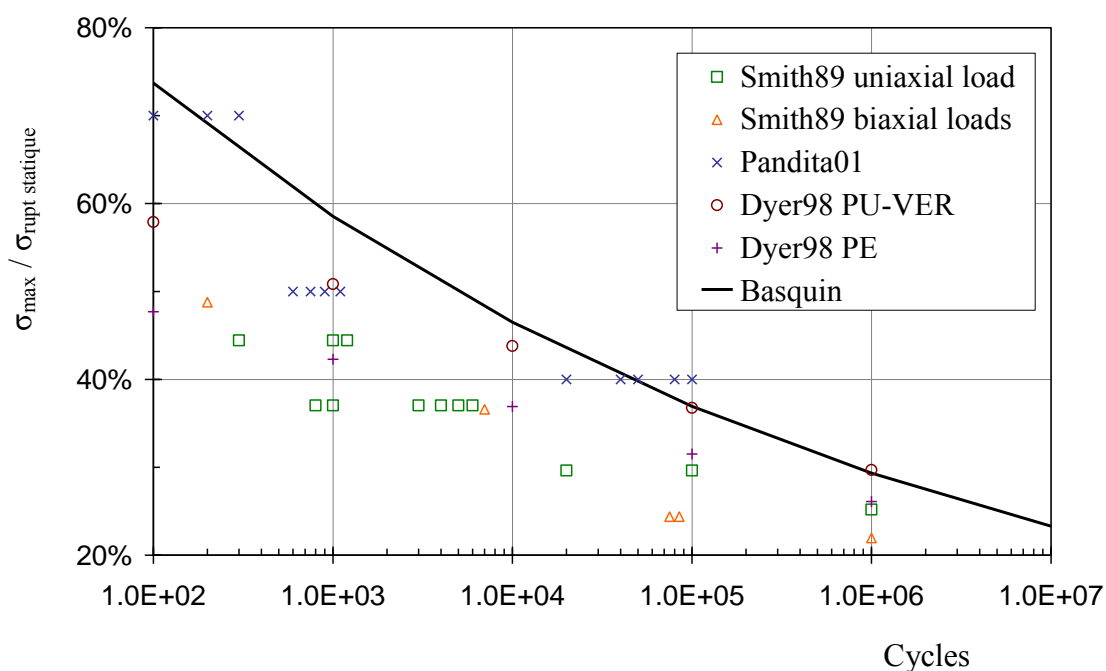


Figure 1-15 : Comparaison d'essais de fatigue jusqu'à rupture sur des stratifiés tissés verre $[\pm 45]_n$

Etant donné que c'est principalement la résine qui est sollicitée dans ce type de drapage sollicité en traction ondulée, il est judicieux de souligner que les essais répertoriés emploient des résines organiques thermodurcissables de familles différentes. Les résultats présentés par [Pandita01] sur la Figure 1-15 ont été menés sur des stratifiés à

$[\pm 45]_5$ fabriqués à partir de tissus de verre et de résine époxy. Ce matériau est le plus proche de celui qui sera utilisé au cours de l'étude. Une loi de type Basquin semblable à la relation (2) a été identifiée sur ces résultats :

$$\sigma_x = \frac{A_6}{N^\gamma} \quad (3)$$

avec σ_x : contrainte de rupture en traction en fatigue pour le drapage $[\pm 45]_n$;
 $A_6 = 40$ MPa, contrainte de rupture en fatigue σ_x pour 10^6 cycles ;
 $\gamma = 0,1$.

Les autres points expérimentaux ont été obtenus sur des stratifiés à $[\pm 45]_n$ avec des résines de caractéristiques mécaniques plus faibles que les résines époxy. [Dyer98] a testé deux résines différentes : résine polyester (PE) et résine polyuréthane-vinyl-ester (PU-VER). Ces résines sont utilisées pour des pièces de grande diffusion et leurs caractéristiques mécaniques sont inférieures à celles des résines époxy. Comme il est possible de le constater sur la Figure 1-15, pour un même niveau de chargement, les stratifiés à base de résines polyesters rompent plus tôt que ceux à base de résines époxy. [Dyer98] et [Smith89] utilisent aussi une résine polyester et les courbes S-N associées pour les stratifiés $[\pm 45]_n$ sont très proches (Figure 1-15). C'est donc principalement la résine qui pilote le comportement en fatigue des stratifiés $[\pm 45]_n$ sollicités en traction. Enfin, il est utile de noter que [Smith89] a utilisé des éprouvettes en croix pour réaliser des essais biaxiaux de traction-compression suivants deux axes orthogonaux. Pour un rapport de contraintes appliquées $\sigma_x / \sigma_y = -1$ sollicitant un drapage $[\pm 45]_n$, un essai de fatigue en cisaillement pur a été mené. Ces résultats sont présentés sur la Figure 1-15 avec la référence « [Smith89] biaxial loads ». Ces points expérimentaux sont sur la même courbe que les essais de fatigue menés en traction ondulée ; cela peut s'expliquer par le fait que les contraintes normales sont principalement reprises par les directions trame et chaîne du tissu de verre, la résine étant alors quasiment sollicitée en cisaillement pur. Par conséquent, c'est principalement le comportement en cisaillement en fatigue de la résine qui influence la résistance en fatigue des stratifiés à base de tissus désorientés $[\pm 45]_n$.

Enfin, il est intéressant de citer les travaux de [Petermann02] sur des stratifiés $[\pm 45]_{2s}$ à base de plis UD carbone/époxy qui mettent en évidence l'influence du ratio $R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}}$ sur la résistance en fatigue.

1.2.2.2 Evolution du module apparent en fatigue

La rigidité apparente des stratifiés $[\pm 45]_n$ sollicités en traction ondulée diminue rapidement dès lors que le niveau de sollicitation maximum de fatigue dépasse la zone linéaire du comportement de ces stratifiés. [Smith89], [Dyer98], et [Pandita01] attribuent cette dégradation au comportement non-linéaire de la résine sollicitée en cisaillement. Les deux premiers auteurs cités observent les trois étapes de dégradation

du module apparent du stratifié également identifiées sur les drapages orientés (Figure 1-16) :

- Diminution rapide du module tôt dans la vie du stratifié pour $N / N_{\text{rupture}} = 10\%$.
- Dégradation lente et continue durant une période relativement longue.
- Accélération de la diminution du module juste avant la rupture de l'éprouvette.

Quant à [Dyer98], il observe uniquement les deux premières étapes énoncées ci-dessus. La Figure 1-16 reprend les résultats de [Pandita01] sur un stratifié à base de tissu de fibres de verre et de résine époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à un niveau de contraintes maximum correspondant à 50% de la contrainte de rupture statique. Ce niveau de contrainte correspond au début du comportement non-linéaire observé en statique. Les trois phases de diminution du module apparent sont perceptibles. Il est à remarquer que la chute de module peut être importante et s'établit à près de 40% quelque peu avant la rupture. [Dyer98] a observé une dégradation du module au delà de $E / E_0 = 50\%$ dans le cas de résines polyesters. La perte de module est donc plus prononcée par rapport à celle des stratifiés dont les fibres sont dans l'axe de la sollicitation. Les auteurs cités attribuent cette constatation expérimentale à l'échelle macroscopique à la dégradation de l'interface fibre-matrice en cisaillement et au comportement de la matrice sollicitée en traction-cisaillement.

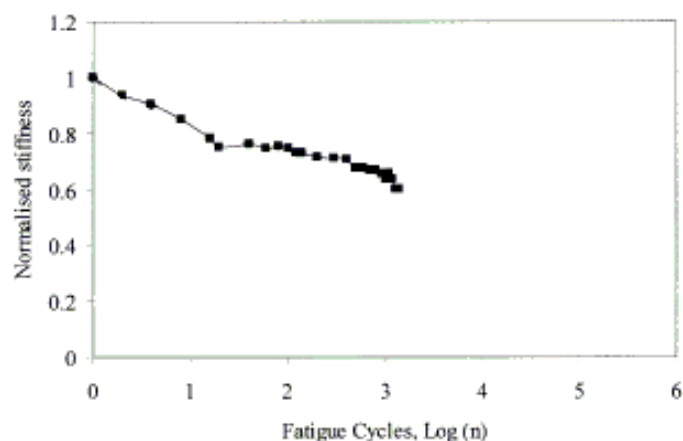


Figure 1-16 : Perte de module d'un stratifié de tissu de fibres de verre / résine époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à un niveau maximum de 50% de la contrainte de rupture selon [Pandita01]

Cela a notamment été mis en évidence par [Smith89] qui a constaté l'évolution de la relation contrainte-déformation en fatigue à différents stades de la vie du stratifié $[\pm 45]_{12}$ à base de tissus de verre et de résine polyester (Figure 1-17). Au premier cycle, il est à noter que le niveau de sollicitation correspond à 40% de la contrainte de rupture : cela correspond à la fin de la zone linéaire du comportement en traction statique du

stratifié $[\pm 45]$. L'éprouvette a rompu au bout de 3000 cycles. Le comportement non-linéaire est évident et un phénomène d'hystérésis apparaît. Etant donné que les essais de fatigue ont été menés à effort imposé, la déformation de l'éprouvette augmente. Après avoir atteint une valeur excessive de déformation du fait de la dégradation de l'interface fibre-matrice, certaines fibres sont arrachées et d'autres se réorientent. Ceci explique l'augmentation de rigidité de l'éprouvette aux extrema de la courbe contrainte-déformation.

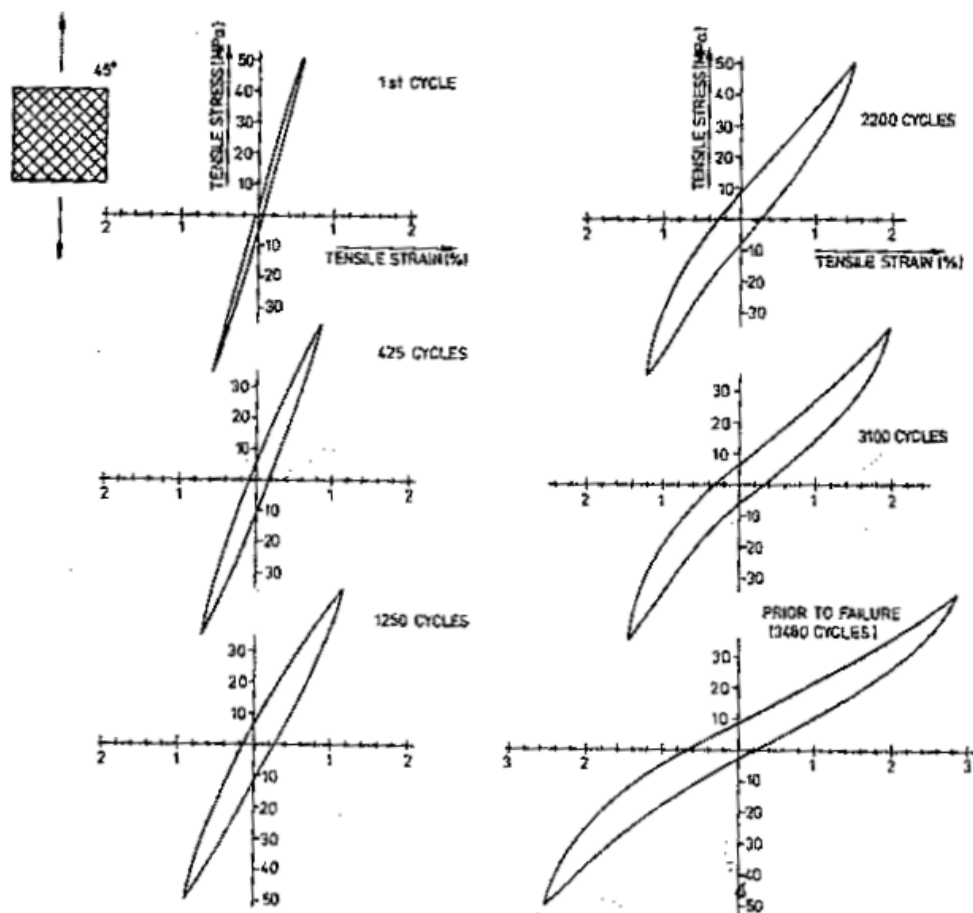


Figure 1-17 : Relation contrainte-déformation en fatigue à différents stades pour le stratifié $[\pm 45]_{12}$ sollicité en traction ondulée selon [Smith89]

Les résultats d'essais de traction en fatigue sur des stratifiés $[\pm 45]_5$ à base de tissus verre / époxy présentés par [Pandita01] menés à effort imposé selon un ratio $R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}} = 0.1$, confirment ces constatations expérimentales (Figure 1-18). De plus, ils apportent des informations complémentaires. La courbe de traction du stratifié $[\pm 45]_5$ a été reproduite et les niveaux de contrainte maximums des différents essais de fatigue ont été reportés. La relation contrainte-déformation est ensuite tracée lors de ces différents essais au bout d'une dizaine de cycles. Pour un niveau de sollicitation maximum correspondant au tout début de la zone de comportement non-linéaire (soit $\sigma_{\text{MAX}} = 40\% \sigma_{\text{RUPT STATIQUE}}$), la relation contrainte-déformation fait apparaître un léger hystérésis lors des premiers cycles de fatigue. Ce niveau de sollicitation correspond à une durée de vie de l'ordre de 10^5 cycles. Puis, dès que le niveau de sollicitation

maximum de fatigue correspond à un point de la courbe de comportement statique situé dans la zone non-linéaire, l'hystérésis augmente et des déformations permanentes apparaissent. Ces dernières sont d'autant plus importantes que le niveau maximum du cycle de fatigue est grand.

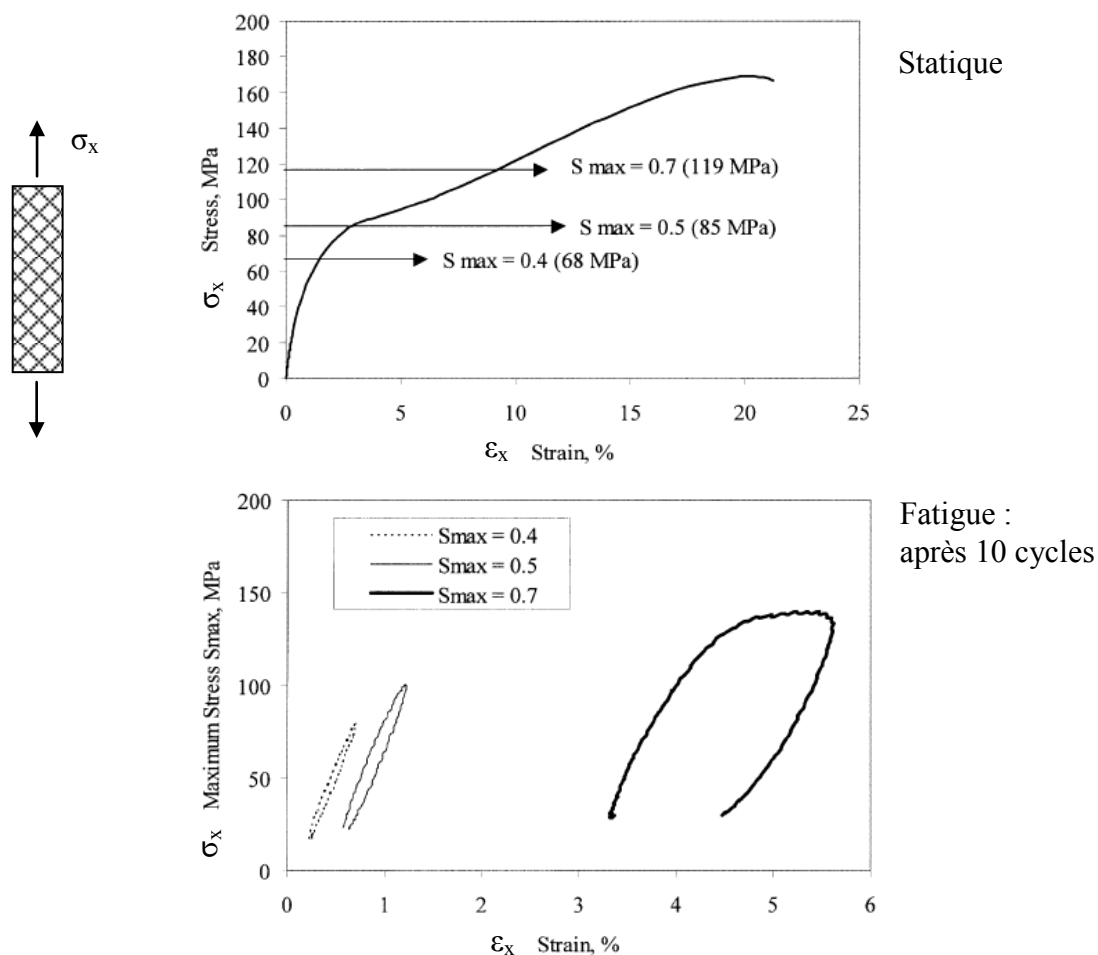


Figure 1-18 : Evolution du comportement en fatigue d'un stratifié de tissu de fibres de verre / résine époxy $[\pm 45]_5$ sollicité en traction ondulée à différents niveaux de sollicitation selon [Pandita01]

Ces quelques résultats mettent donc en évidence que la tenue en fatigue des stratifiés $[\pm 45]_n$ à base de tissus de fibres de verre sont principalement fonction des caractéristiques de la résine utilisée. De plus, selon le niveau maximum de sollicitation de fatigue, particulièrement si ce dernier est situé dans la zone de comportement non-linéaire de la courbe statique, les résultats expérimentaux montrent qu'une diminution importante du module intervient au cours du temps ainsi que l'apparition de déformations permanentes. La conception d'éprouvettes de propagation représentatives du mode de sollicitation des peaux de structures sandwich devra prendre en compte ces phénomènes qui interviennent sous des sollicitations de fatigue.

En présence d'une entaille, les phénomènes de dégradation des tissus sont semblables, mais sont évidemment localisés autour de ce défaut géométrique. Nombre d'expérimentations en fatigue sur des stratifiés à base de tissus ont été effectuées à partir d'éprouvettes trouées. Leur analyse sera menée, puis quelques résultats d'essais sur des éprouvettes présentant des entailles sont présentés. Enfin, les différentes modélisations du comportement de structures entaillées rencontrées sont synthétisées.

1.3 COMPORTEMENT EN PRESENCE D'UN DEFAUT GEOMETRIQUE

1.3.1 Epreuve trouée

Les essais de fatigue en traction sur des éprouvettes composites à base de tissus de fibres de verre présentant un perçage sont relativement répandus dans la bibliographie. Même s'ils ne sont pas représentatifs du comportement des revêtements minces entaillés, les résultats mis en évidence sont néanmoins intéressants. Les phénomènes observés par [Xiao93] révèlent que le comportement en fatigue d'éprouvettes trouées fabriquées à partir de tissus de verre pré-imprégnés est gouverné par le comportement en fatigue des fibres. Les éprouvettes de largeur 25 mm trouées d'un diamètre \varnothing 5 mm ou saines ont été sollicitées en fatigue à effort asservi : la fréquence de sollicitation était égale à $f = 20\text{Hz}$ et le ratio du cycle sinusoïdal était $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0,1$. Il est intéressant de montrer les résultats d'essais sur le drapage orthotrope 50/12/12/25 (% plis à $0^\circ/45^\circ/-45^\circ/90^\circ$) dont l'épaisseur était de 3,3 mm (Figure 1-19). Le matériau utilisé est un pré-imprégné de tissus de fibres de verre à armure taffetas non-équilibré (80% de fibres en masse dans la direction chaîne) et de résine époxy. Les essais de traction statique mettent en évidence un coefficient de concentration de contraintes dû à la présence du perçage de $K_t = \sigma_{\text{rupt saine}} / \sigma_{\text{rupt trouée}} = 1,7$ (Tableau 1-1).

Tableau 1-1 : synthèse des résultats de [Xiao93] sur éprouvettes trouées sollicitées en fatigue

Type de drapage	\varnothing (mm)	Contrainte de rupture statique $\sigma_{\text{rupt}} \text{ (MPa)}$	Coefficient de concentration de contraintes K_t	Limite d'endurance $\sigma_{\infty} \text{ (MPa)}$	Ratio $\sigma_{\infty} / \sigma_{\text{rupt}}$	Ratio $\sigma_{\infty} \text{ trouée} / \sigma_{\infty} \text{ saine}$
(50/12/12/25)	0	442	1,7	181	40%	55%
	5	255		99	39%	
(25/25/25/25)	0	308	1,5	119	39%	65%
	5	202		78	39%	

Le Tableau 1-1 fait également apparaître ce que l'auteur a appelé la limite d'endurance en traction qui est en fait la contrainte maximale du cycle de fatigue qui correspond à un nombre de cycles au moins égal à $2 \cdot 10^6$ cycles. Il est intéressant de noter que quel que soit le type d'éprouvette (saine ou trouée) et quel que soit le drapage (orienté ou quasi-isotrope) le ratio de la limite d'endurance σ_∞ sur la contrainte nette de rupture statique est égale à 40%. Cette constatation expérimentale tend à prouver que le comportement en fatigue du stratifié est largement influencé par le comportement en fatigue des fibres de verre. Le diagramme S-N reproduit ci-dessous semble confirmer cette affirmation, où les courbes S-N de l'éprouvette saine et trouée se superposent quelle que soit la durée de vie (Figure 1-19). Cette constatation est identique dans le cas de l'éprouvette présentant un drapage quasi-isotrope. Il semble donc utile de connaître le comportement en fatigue des fibres pour tenter d'appréhender le comportement en fatigue de structures entaillées.

Les résultats du Tableau 1-1 montrent également que le drapage quasi-isotrope est moins sensible à la présence du trou que le drapage fortement orienté.

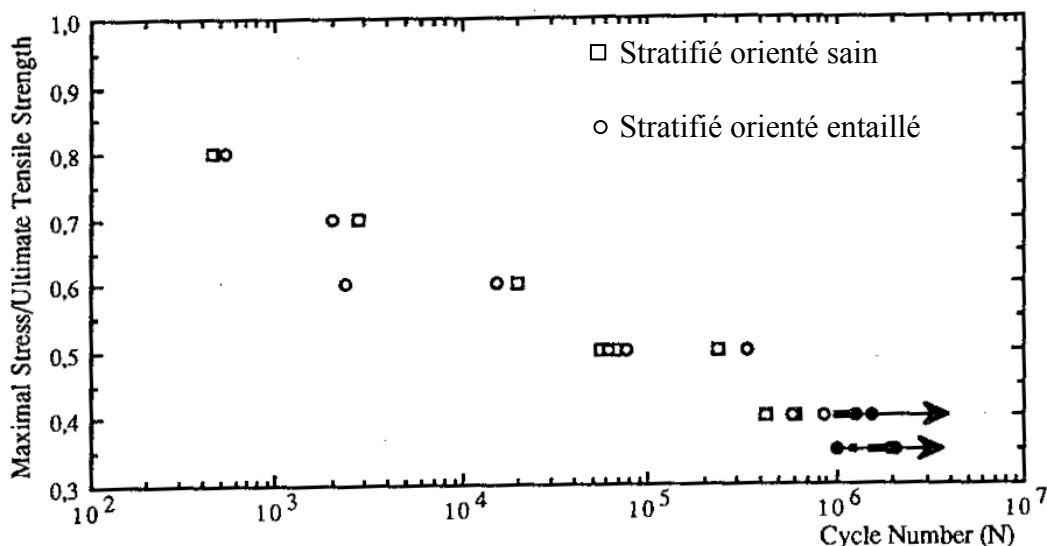


Figure 1-19 : Evolution de la contrainte de rupture en fatigue pour les éprouvettes fortement orientées saines et trouées selon [Xiao93]

Il est également intéressant d'analyser l'évolution du dommage en fatigue dans cette éprouvette trouée fortement orientée à base de tissus de fibres de verre (Figure 1-20). Le dommage se développe en bord de trou sous forme d'un blanchiment de résine visible à l'œil nu. Jusqu'à 70% de la durée de vie totale de l'éprouvette, seule une zone de dommages confinée en bords de trou existe. Puis, un dommage, orienté perpendiculairement par rapport à la sollicitation, se propage. Enfin, la rupture intervient en suivant le trajet de ce dommage. L'apparition et la propagation d'une macro-fissure dans l'épaisseur du stratifié, autrement dit d'une coupure, intervient donc

au plus tôt dans le dernier tiers de la durée de vie de l'éprouvette. L'initiation d'une coupure est donc très longue comparativement à la durée de propagation.

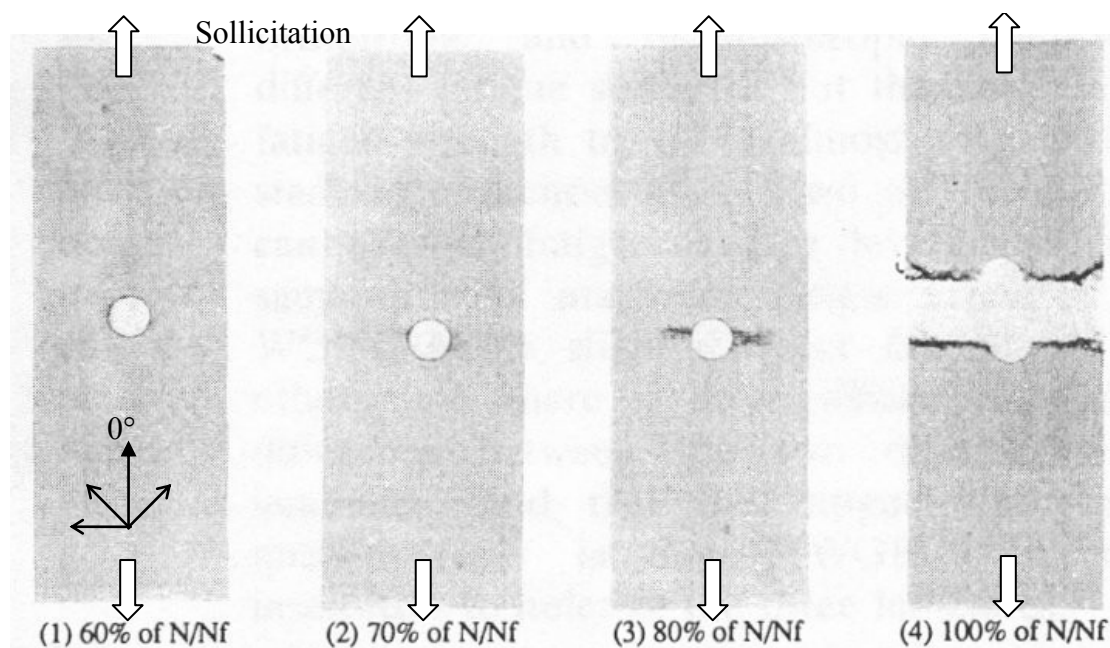


Figure 1-20 : Evolution du dommage en fatigue dans une éprouvette trouée à base de tissu de fibres de verre selon [Xiao93]

[Fuji93] a réalisé des essais de fatigue semblables sur des éprouvettes trouées fabriquées à partir d'un seul pli de tissu taffetas de fibres de verre et de résine polyester orienté dans l'axe de la sollicitation. Par rétro-illumination, il a pu appréhender la nature des dommages en bord de trou (Figure 1-21). L'apparition et la propagation du dommage suit globalement le même scénario que celui décrit précédemment par [Xiao93]. L'analyse des dommages matriciels en bord de trou est réalisée à la moitié de la durée de vie de l'éprouvette. Des fissures matricielles à l'interface entre deux mèches perpendiculaires à la sollicitation apparaissent tout d'abord. Des zones plus sombres sont associées par l'auteur aux méta-délaminationes. L'armure du tissu utilisé étant de type taffetas, les points de tissage, et donc les méta-délaminationes, se succèdent mèche à mèche. Des contrôles de cette zone de dommages en bord de trou par rayons-X semblent indiquer qu'aucune rupture de fibres n'existe à ce stade. Les dommages propres aux tissus apparaissent donc au niveau de la concentration de contraintes et leur taille semble liée à la taille de mèches de fibres du tissu.

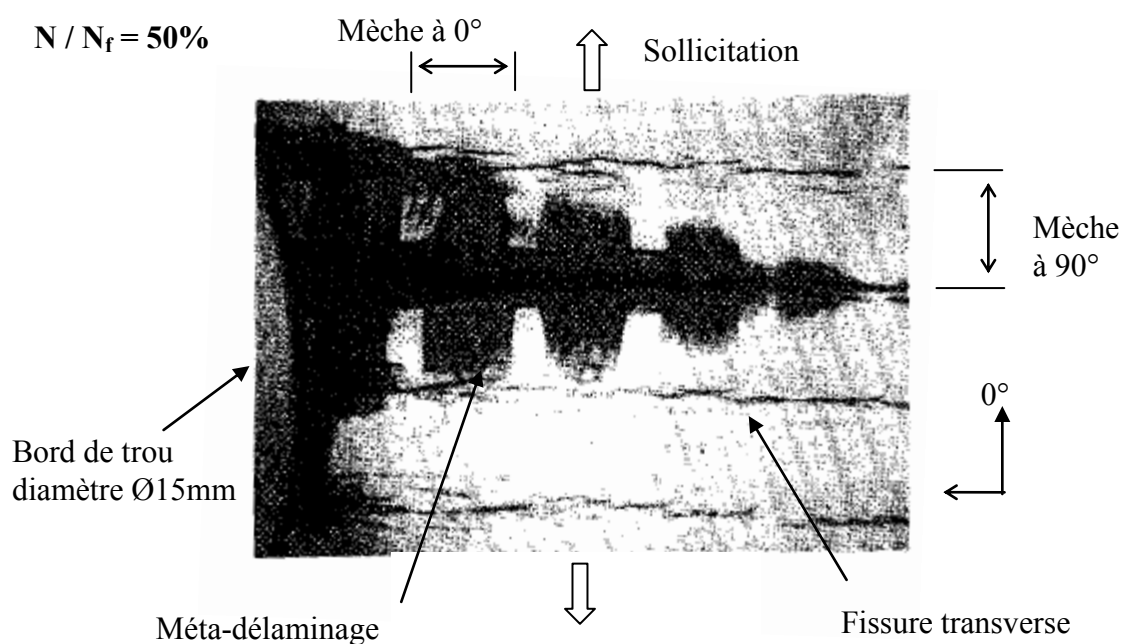


Figure 1-21 : Caractérisation des dommages en fatigue dans une éprouvette trouée à base de tissus de fibres de verre selon [Fujii93]

A ce stade, il peut être intéressant de citer les travaux de [Belmonte01] qui a réalisé des essais en statique sur des stratifiés troués quasi-isotropes $[0/90 ; \pm 45]_s$ à 4 plis de tissus de fibres de verre d'armure satin de 8. Par rétro-illumination et en exploitant la relative transparence du couple {fibres de verre – résine époxy}, il a mis en évidence l'existence d'une zone de dommages au voisinage du trou (Figure 1-22). Le dommage consistait en fissures matricielles, méta-délaminages et ruptures de fibres à 0° . La hauteur h de la zone endommagée reste relativement constante quelle que soit le diamètre du trou alors que la longueur l augmente avec les déformations jusqu'à une longueur critique qui mène à la rupture de l'éprouvette. Le fait que la hauteur de la zone de dommages reste constante pourrait être rapproché du type d'armure du tissu et en particulier de la proximité des points de tissage entre eux, sachant qu'il a été montré que le dommage préférentiel dans les tissus consiste en des méta-délaminages localisés au niveau de ces points. D'autre part, il est à noter qu'aucune rupture de fibres à $\pm 45^\circ$ n'a été observée expérimentalement et ce, jusqu'à un chargement équivalent à 90% de l'effort de rupture de l'éprouvette trouée. Afin d'élaborer un critère de rupture statique de plaque trouée, l'auteur a utilisé le modèle de Withney-Nuismer connu sous le nom de Point Stress Criterion (PSC) et avance la valeur moyenne de $d_0 = 0,73$ mm. Toutefois, cette valeur n'est pas constante et est fonction du rapport du diamètre du trou sur la largeur de l'éprouvette \emptyset / W .

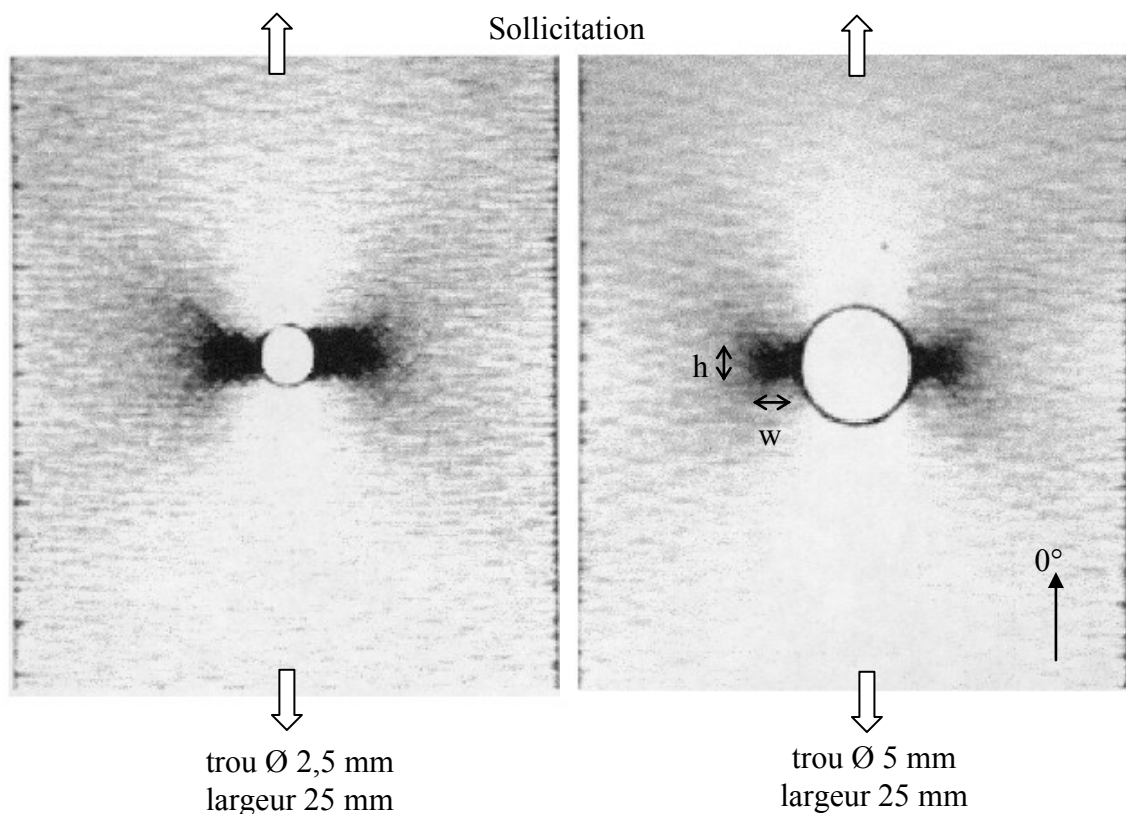


Figure 1-22 : Zone de dommages en bord de trou juste avant rupture pour différents diamètres dans un stratifié quasi-isotrope sollicité en statique selon [Belmonte01]

Enfin, même si ces travaux sont en marge du comportement en fatigue d'éprouvettes trouées, les résultats de [Hansen99] sont intéressants car ils soulignent l'influence des impacts basse énergie sur la tenue en fatigue de stratifiés à base de tissus de verre. Les éprouvettes de traction avaient une largeur de $w = 100$ mm ; le drapage comprenait quatre plis de tissus de verre / époxy d'armure taffetas $[\pm 45 ; 0/90]_s$. L'épaisseur du stratifié était égale à 1 mm. Elles ont été impactées à l'aide d'un indenteur de diamètre Ø 12,5 mm à deux niveaux d'énergie d'impact (9 et 20 J). Le premier niveau d'énergie a été défini pour obtenir un dommage à peine visible (BVID : Barely Visible Impact Damage) alors que le second correspondait à la pénétration de l'éprouvette. La contrainte de rupture en traction statique de l'éprouvette présentant un BVID est identique au stratifié sain (Tableau 1-2) alors qu'elle est 65% plus faible dans le cas de l'éprouvette perforée.

Tableau 1-2 : Synthèse des résultats d'essais de fatigue sur stratifiés impactés selon [Hansen99]

Specimen	Energie d'impact (J)	Contrainte de rupture en traction statique (MPa)	Ratio $\sigma_{\max} / \sigma_{\text{rupt sain}}$ donnant une durée de vie de 10^6 cycles
Undamaged	0	330	40%
BVID	9	330	40%
Penetrated	20	115	20%

Les impacts basse énergie ne sont toutefois pas sans effet sur la tenue en fatigue de la structure. Des essais de fatigue en traction ont été réalisés à une fréquence de sollicitation de $f = 5\text{Hz}$ pour un ratio d'effort $R = F_{\min} / F_{\max} = 0$. Une propagation de coupure a été observée dans les éprouvettes impactées sollicitées en fatigue ; la coupure a initié au bout de la zone d'impact (Figure 1-23). Ainsi, le dommage de type BVID est devenu critique sous des sollicitations de fatigue. Sous des sollicitations de traction en fatigue, dont la valeur maximale correspondait à 40% de la charge de rupture statique, un endommagement matriciel est devenu visible au niveau de l'impact à 58 000 cycles ; une propagation de coupure est intervenue et la rupture finale intervint rapidement à 61 467 cycles. Ainsi, la zone impactée a fait office d'initiateur de coupure. L'éprouvette présentant une perforation due à l'impact de l'indenteur a bien sûr présenté la durée de vie la plus faible. C'est la configuration la plus critique.

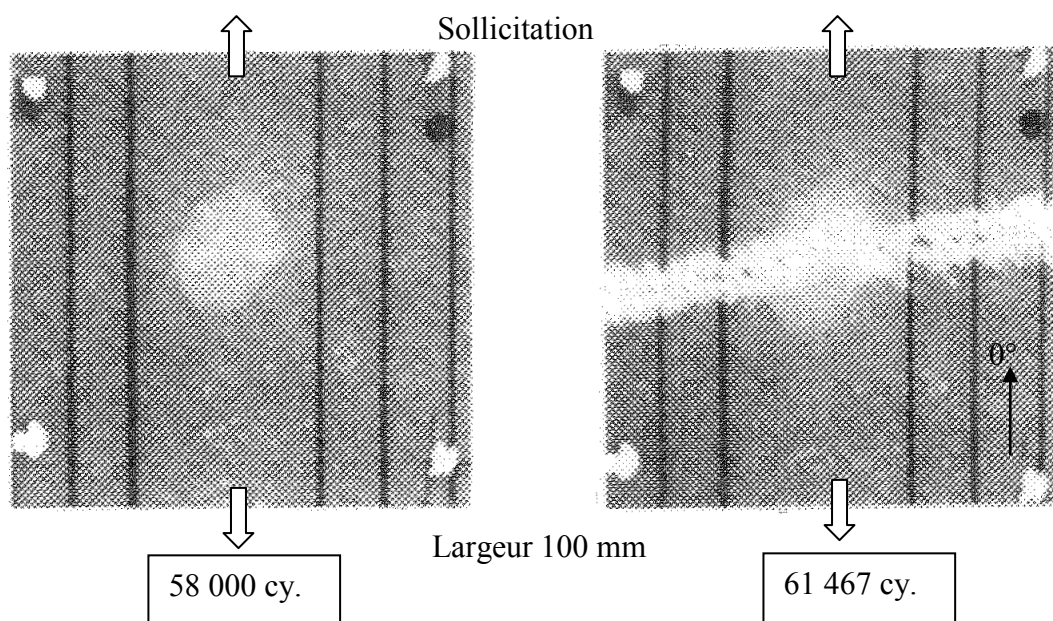


Figure 1-23 : Clichés du développement du dommage dans un stratifié quasi-isotrope impacté sollicité en traction en fatigue [Hansen99]

Il est à noter que pour l'éprouvette présentant un dommage à peine visible BVID, la durée de vie en fatigue semble correspondre à la durée de vie du stratifié sain

comparativement aux résultats de la Figure 1-9. En effet, sous une sollicitation de fatigue dont la valeur maximale correspond à 40% de la contrainte de rupture de traction en statique, la durée de vie d'un stratifié $[0/90]_n$ est de l'ordre de 10^5 cycles.

Les résultats d'essais de fatigue dans des éprouvettes trouées permettent de montrer que la propagation de coupure n'intervient qu'en toute fin de vie des éprouvettes. L'initiation est donc la phase la plus longue. Des dommages matriciels regroupant les dégradations propres aux tissus apparaissent en premier et tracent le chemin ultérieurement suivi par la coupure. De plus, ceux-ci sont directement reliés au type d'armure du tissu. Enfin, il existe une relation entre la durée de vie des structures trouées et la tenue en fatigue des fibres.

1.3.2 Eprouvette entaillée

Peu d'essais de propagation de coupure dans des revêtements composites minces ont été répertoriés dans la bibliographie. Il est néanmoins utile de synthétiser quelques résultats sur des éprouvettes relativement épaisses. En particulier, [Shindo05] a réalisé des essais de propagation de coupure en fatigue à effort imposé dans des éprouvettes de type CT (Compact Tension) fabriquées à partir de tissus de verre à armure taffetas et résine époxy dont les dimensions sont en accord avec ASTM E 647-00 (American Society for Testing and Materials). L'épaisseur importante de l'éprouvette est égale à 25 mm. Le rayon de fond d'entaille est égal à 0,25 mm. Les mèches de chaîne des plis de tissu sont orientées parallèlement à l'axe de la sollicitation. Les essais de fatigue ont été menés à une fréquence de 3Hz et pour un ratio $R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}} = 0,1$. Une zone de blanchiment de résine est observée et propage de façon stable jusqu'à une certaine longueur critique (cf. Figure 1-24a). L'auteur identifie des ruptures de fibres à l'intérieur. Il est possible de remarquer notamment que le cheminement de coupure est influencé par la présence des zones d'ondulation propres au tissu (cf. Figure 1-24b). Ce phénomène peut s'expliquer par le fait que ce sont des zones où les fibres sont particulièrement sollicitées. Des fissures matricielles orientées transversalement existent légèrement devant la pointe de coupure. L'auteur souligne que pour des essais de propagation de coupure en fatigue à basses températures (-200°C), une zone de dommages matriciels de taille non négligeable se développe en pointe de coupure. Cette constatation indiquerait que plus la résine a un comportement fragile et plus la zone de dommages est en avance sur la pointe de coupure. Aussi, afin de modéliser correctement la propagation, il utilise une loi de Paris modifiée en utilisant l'intégrale J telle que :

$$\frac{da}{dN} = C.(\Delta J)^m \quad (4)$$

avec $\Delta J = J_{\text{max}} - J_{\text{min}}$, intervalle d'intégrale J;

C, m, coefficients dépendants du matériau et des conditions d'essai.

La longueur de coupure est déterminée par la méthode de la complaisance grâce aux données expérimentales et à un modèle éléments finis. Il remarque également que la vitesse de propagation diminue de façon typique juste après l'initiation de la coupure puis augmente. Trois phases sont identifiables : une phase d'initiation de la coupure, une phase de croissance stable de la coupure et finalement une propagation instable.

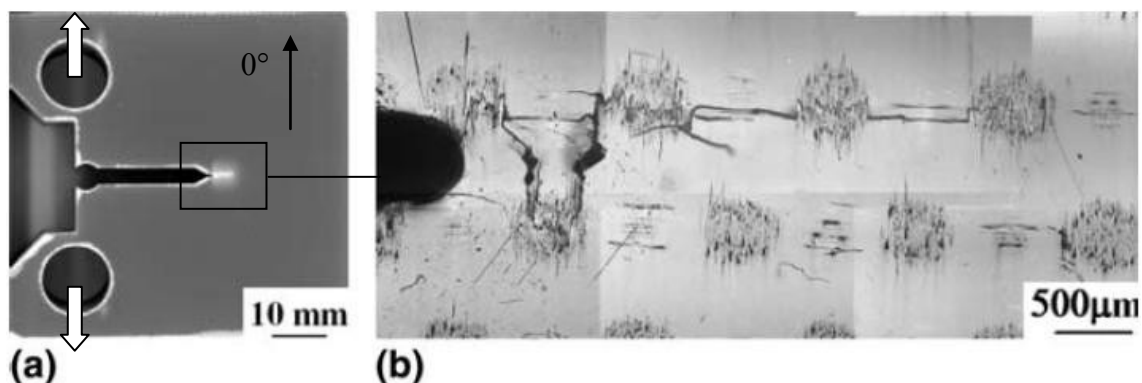


Figure 1-24 : Caractérisation de la zone de blanchiment de résine en propagation de coupure dans un stratifié tissu de verre – résine époxy selon [Shindo05]

Enfin, l'auteur souligne que pour des valeurs importantes de ΔJ , soit quand la longueur de coupure est importante ou que la matrice a un comportement fortement fragile, les dommages consistent principalement en des ruptures d'interfaces fibre-matrice et des arrachements de fibres alors que pour des valeurs faibles de ΔJ , ce sont les fissures matricielles suivies de ruptures de fibres qui représentent le mécanisme dominant.

[Mandell75] a, quant à lui, étudié la propagation de coupure dans une éprouvette entaillée fabriquée à partir de plis de tissus de verre à armure satin et de résine polyester et sollicitée en fatigue à effort imposé. Les plis ont été orientés dans l'axe de la sollicitation. L'épaisseur de l'éprouvette mesurait 2,5 mm. Il a observé une influence de la taille des mèches de fibres sur la propagation de coupure. En effet, plusieurs tissus présentant des tailles de mèches différentes ont été utilisés. La propagation de coupure évolue de façon discrète dont le pas correspond à la largeur de mèche de fibres. Il remarque de plus que la longueur de coupure évolue de façon régulière lorsque cinq mèches ont été rompues ; autrement dit, l'influence de la microstructure est marquée tant que la coupure ne mesure pas cinq largeurs de mèches. L'auteur a essayé de relier la loi de propagation de coupure au comportement en fatigue du stratifié sain. Il utilise en particulier, la courbe S-N du stratifié sain. Il associe donc la propagation de coupure au comportement en fatigue de la fibre de verre.

Pour cela, une loi similaire à l'équation (1) est adoptée pour décrire la courbe S-N :

$$\sigma = \sigma_{UTS} - S \cdot \log(N) \quad (5)$$

Avec σ : contrainte maximale du cycle de fatigue,

σ_{UTS} : contrainte de rupture en statique,

S : pente de la courbe S-N,

N : nombre de cycles de fatigue.

Le rapport de la contrainte de rupture en traction statique sur la pente de la courbe S-N σ_{UTS} / S est voisin de 6 pour le matériau étudié. La contrainte σ dans la mèche devant la pointe de coupure est supposée évoluer linéairement en fonction du taux de restitution d'énergie élastique G_I , jusqu'au taux critique G_{IC} où la contrainte dans la mèche doit être égal à la contrainte de rupture statique σ_{UTS} .

$$\sigma = \sigma_{UTS} \cdot \frac{G_I}{G_{IC}} \quad (6)$$

En substituant l'équation (5) dans l'équation (6), et en appelant d la largeur d'une mèche de fibre, la vitesse de propagation de coupure peut s'écrire :

$$\frac{da}{dN} = \frac{d}{10^{\frac{\sigma_{UTS}}{S} \cdot (1 - \frac{G_I}{G_c})}} \quad (7)$$

L'auteur fait remarquer que cette équation néglige les effets cumulatifs pour les mèches de fibres en avant de la coupure mais le gradient de contraintes étant très localisé en pointe de coupure et pour les mèches mesurant 0,5 mm de largeur, il est possible de négliger ces effets. Les points expérimentaux semblent en accord avec ce modèle (Figure 1-25) pour des tissus présentant des largeurs de mèches différentes.

Dans le même ordre d'idée, les travaux de [Schulte87] ont montré que les mèches du tissu se cassent entièrement dès qu'elles présentent quelques fibres rompues.

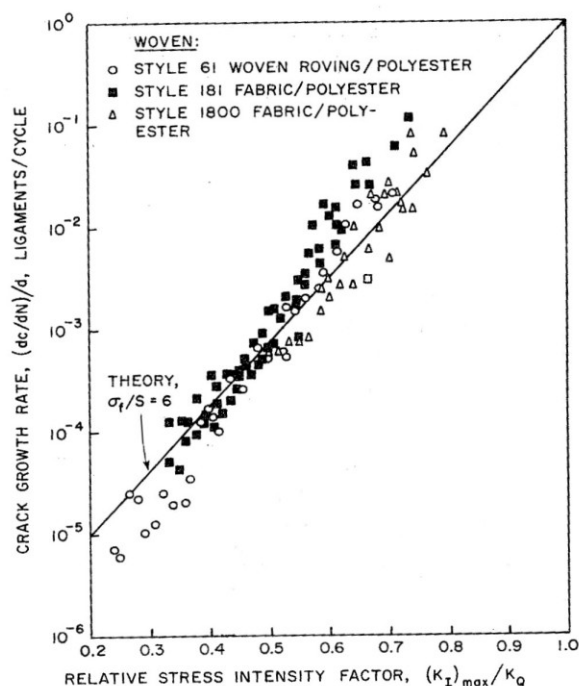


Figure 1-25 : Evolution de la vitesse de propagation de coupure dans des stratifiés de tissus de verre et de résine époxy selon [Mandell75]

[Pegoretti99] a analysé la propagation de coupure en fatigue dans des éprouvettes entaillées de polypropylène renforcé par des fibres de verre courtes. Il observe notamment une diminution typique de la vitesse de propagation après l'initiation de la coupure puis une augmentation régulière de la vitesse de propagation dès que la coupure a atteint quelques millimètres (Figure 1-26). L'auteur explique ce phénomène en évoquant l'apparition d'une zone de dommage qui émousse la coupure et par suite atteignant une valeur de saturation permet la propagation de la coupure initiée par l'entaille.

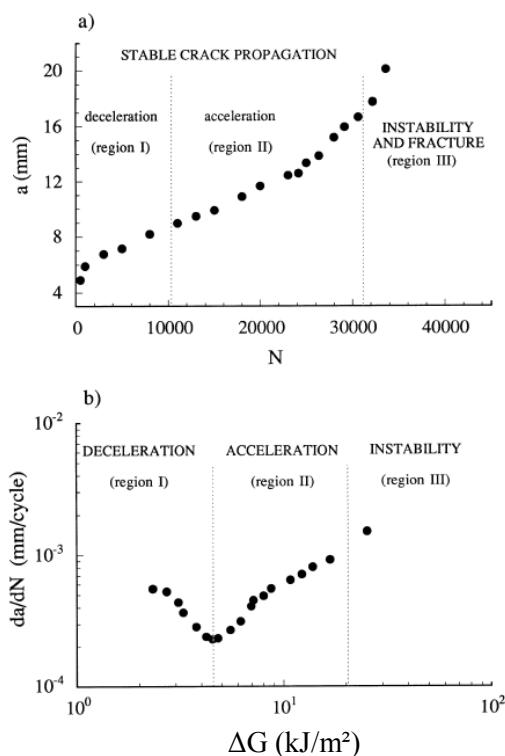


Figure 1-26 : Evolution caractéristique de la vitesse de propagation de coupure dans des stratifiés à base de fibres de verre courtes et de résine polypropylène selon [Pegoretti99]

Il modélise la propagation de coupure à l'aide de la mécanique linéaire de la rupture en utilisant une loi de type Paris intégrant le taux de restitution d'énergie élastique G :

$$\frac{da}{dN} = C.\Delta G^m \quad (8)$$

Par ailleurs, les travaux de [Belmonte01] réalisés sur des éprouvettes entaillées (Single Edge Notch : SEN) de largeur $w = 25$ mm, fabriquées à partir de tissus de verre à armure satin de 8 et de résine époxy dont la séquence de drapage était $[\pm 45 ; 0/90]_s$ quantifient le taux de restitution d'énergie critique G_c en utilisant la relation issue de la mécanique linéaire de la rupture :

$$G_c = \frac{P_{\max}^2}{2B} \cdot \frac{dC}{da} \quad (9)$$

avec P_{\max} : effort de rupture de l'éprouvette entaillée ;

B : largeur de l'éprouvette ;

C : complaisance (inverse de la raideur : $v = C.P$) ;

a : longueur de l'entaille.

La variation de la complaisance C en fonction de la longueur d'entaille a été réalisée sur des éprouvettes entaillées suivant différentes longueurs et sollicitées jusqu'à une déformation globale de $\epsilon_x = 3.10^{-3}$. Les résultats de ces essais sont synthétisés dans le Tableau 1-3. La valeur moyenne de ténacité G_c de 20 kJ/m² dans les stratifiés entaillés à 4 plis de tissus de verre $[\pm 45 ; 0/90]_s$ est retenue par les auteurs. Cette valeur permettrait de déterminer le domaine de validité d'une éventuelle loi de propagation de type Paris utilisant le taux de restitution d'énergie élastique. Cette valeur semble indépendante de la longueur d'entaille et peut être une caractéristique matériau. Elle pourrait caractériser un chargement de traction créant une propagation instable d'une coupure. Il est néanmoins nécessaire de relativiser ces résultats en précisant que les éprouvettes ont été testées en statique et n'ont donc pas été sollicitées en fatigue, la valeur de la ténacité pouvant évoluer en fatigue.

Tableau 1-3 : Mesures de ténacité sur des stratifiés quasi-isotropes entaillés de tissus de fibres de verre / résine époxy selon [Belmonte01]

<i>Eprouvette</i>	<i>Longueur d'entaille a (mm)</i>	<i>Effort de rupture P_{max} (kN)</i>	Ténacité G_c (kJ/m²)
1	4	3.49	21.4
2	4	3.44	20.8
3	8	2.17	17.5
4	8	2.18	17.8
5	12	1.53	23.3
6	12	1.44	20.7
Moyenne	-	-	20 ± 2

Des travaux similaires ont été menés par [Marissen06] sur des éprouvettes à base de fibres de verre et résine polyester de drapage $[0,45,-45,90]_s$ d'épaisseur 1 mm, de largeur 100 mm et présentant des entailles centrales de 20 à 50 mm de long, dont les lèvres étaient distantes de 0,25 mm. Leur objectif était de tracer des courbes-R afin de déterminer la valeur du facteur d'intensité de contraintes critique K_{Ic} (Figure 1-27). Le pli à 0° ayant été placé sur une surface extérieure du stratifié, les auteurs déterminent la rupture des fibres orientées dans l'axe de sollicitation par rétro-illumination et constatation de l'évolution d'une zone de blanchiment de résine correspondant à la rupture de fibres. Le facteur d'intensité de contraintes est déterminé à partir de la contrainte de traction apparente et de la géométrie de l'éprouvette en utilisant le facteur de correction de Federsen pour une plaque de largeur finie. Les résultats expérimentaux montrent que cette valeur est constante quelle que soit la longueur d'entaille. L'évolution initiale stable de la coupure est expliquée par le transfert d'efforts assuré par les plis intacts à $\pm 45^\circ$ des fibres à 0° rompues aux suivantes.

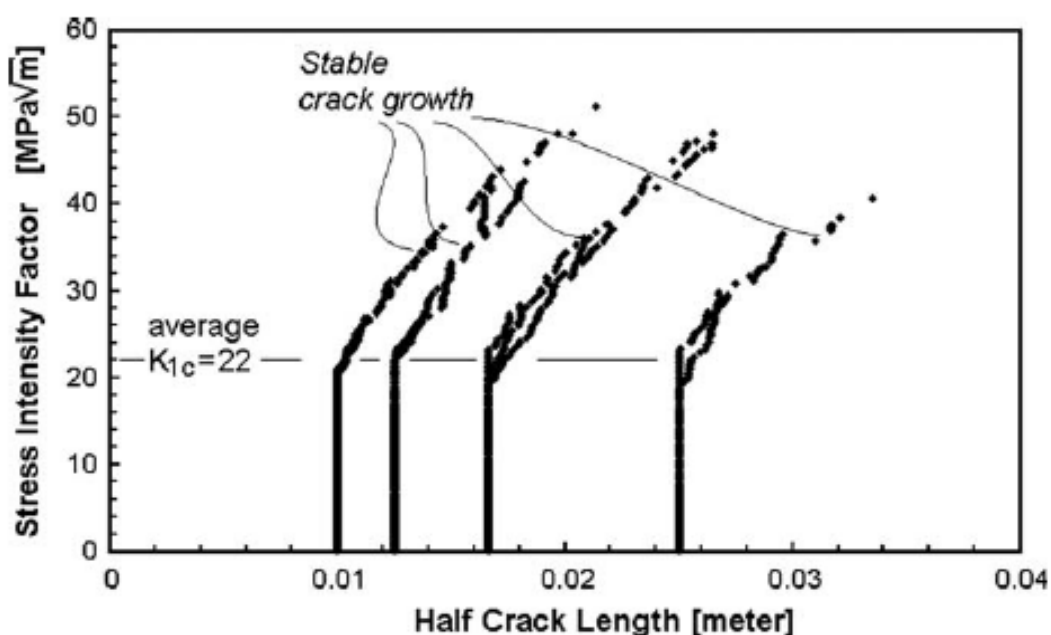


Figure 1-27 : Evolution expérimentale de la longueur de coupure en fonction du facteur d'intensité de contraintes dans un stratifié quasi-isotrope verre / polyester selon [Marissen06]

Enfin, même s'il s'agit de résultat d'essais statiques sur des éprouvettes entaillées fabriquées à partir de fibres de carbone cousues dans l'épaisseur, il est intéressant de citer les travaux de [Poe01]. Des éprouvette CT (Compact Tension), présentant donc une entaille, ont été testées jusqu'à rupture dans des stratifiés $[0]_n$, $[90]_n$ et $[\pm 45]_n$. Des radiographies aux rayons-X montrent que les dommages matriciels et les ruptures de fibres sont orientés parallèlement aux fibres et non pas perpendiculairement à la sollicitation (Figure 1-28). Ces travaux donnent donc une indication sur l'orientation des dommages dans les structures stratifiées entaillées.

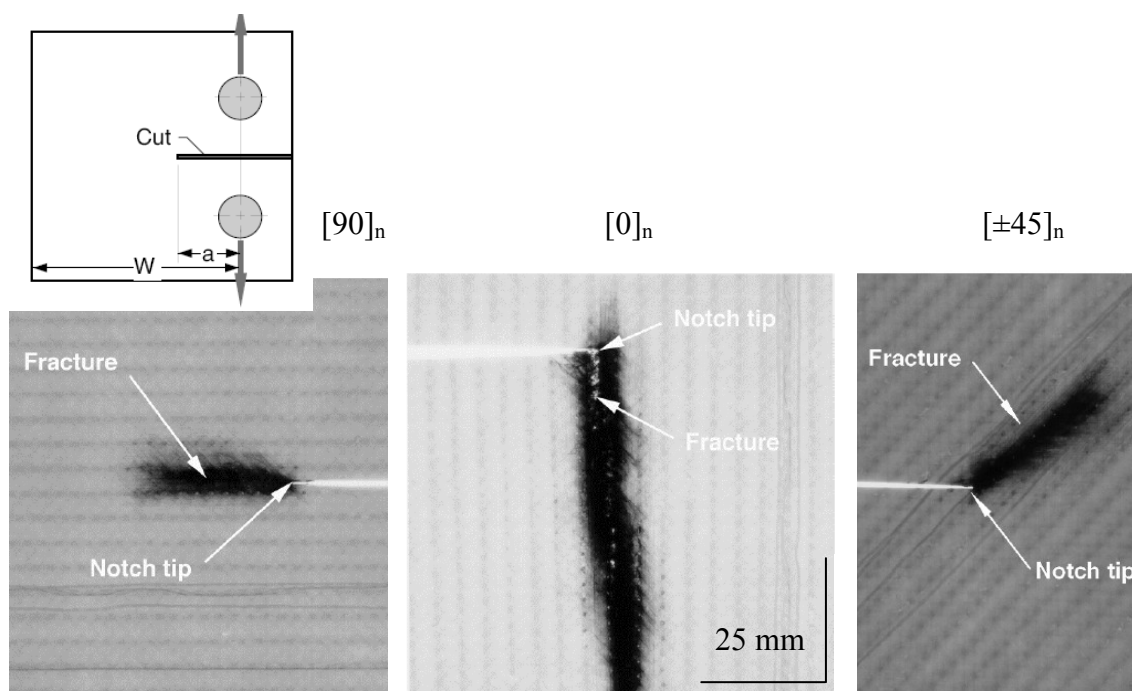


Figure 1-28 : Radiographies dans des stratifiés à base de fibres de carbone cousus dans l'épaisseur et présentant une entaille selon [Poe01]

Les quelques résultats obtenus par différents auteurs sur la fatigue d'éprouvettes présentant une entaille montrent qu'il est possible d'observer la propagation d'une zone de blanchiment de résine en fatigue grâce à la relative transparence des fibres de verre. Certains auteurs ont observé des ruptures de fibres dans cette zone de dommages. De plus, il semble possible de relier la résistance de l'éprouvette au comportement en fatigue des fibres de verre au moins dans les drapages présentant des plis à 0° par rapport à la sollicitation. Les ondulations des fibres dans les tissus influencent le chemin suivi par la coupure. L'influence de l'hétérogénéité du matériau est marquée jusqu'à ce que la coupure ait une taille suffisante. Enfin, ce sont souvent des lois de propagation de type « Paris » en mécanique linéaire de la rupture qui sont retenues pour modéliser la propagation en fatigue. Le paragraphe suivant aborde différentes modélisations utilisées pour caractériser le comportement de structures présentant des entailles.

1.4 MODELISATIONS DE STRUCTURES PRESENTANT UNE ENTAILLE

Deux grandes orientations de modélisations visant à décrire le comportement de structures présentant une entaille ressortent particulièrement. La première est associée à l'utilisation des résultats de la mécanique de la rupture. La seconde tente d'appréhender

les phénomènes de dégradation qui existent en pointe d'entaille au travers de critères plus ou moins associés aux différents constituants du matériau composite.

1.4.1 Modélisations basées sur la mécanique de la rupture

La modélisation qui semble la plus naturelle est celle qui repose sur la mécanique de la rupture élastique linéaire (Linear Elastic Fracture Mechanics : LEFM). L'hétérogénéité et l'anisotropie marquées des matériaux étudiés peuvent constituer un frein à l'utilisation de cette modélisation. La distance entre les lèvres d'une coupure en pointe de celle-ci est de l'ordre de grandeur du diamètre des fibres (7 à 10 μm); l'hypothèse d'homogénéité du matériau est donc forte. Quant à l'anisotropie, elle complexifie la modélisation en introduisant des couplages dans les modes de propagation (Figure 1-29).

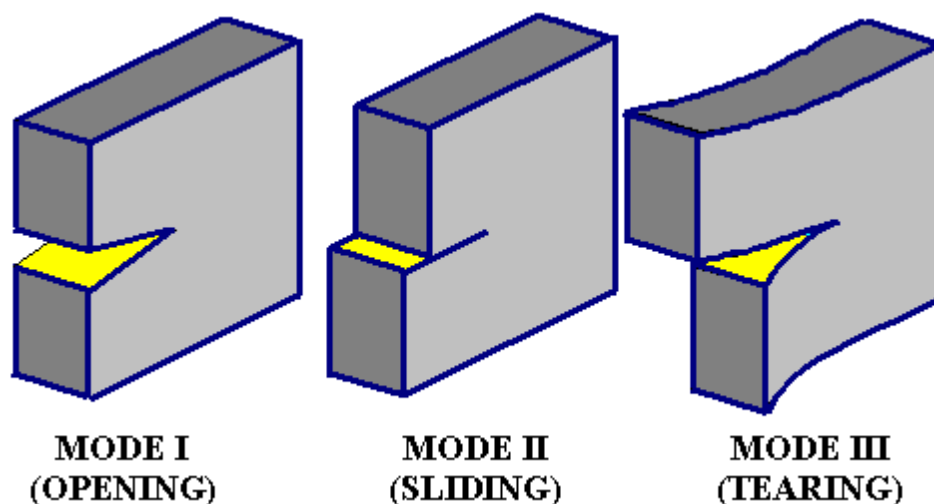


Figure 1-29 : Modes d'ouverture d'une fissure

[Schmitt02] rappelle les deux conditions d'applicabilité de la LEFM aux matériaux anisotropes qui autorisent le découplage des modes de rupture:

- l'orientation du défaut doit coïncider avec un axe de symétrie élastique;
- le défaut doit se propager dans son plan et sa direction initiale, donc selon un axe de symétrie élastique.

Dans ce cas, les facteurs d'intensité de contraintes sont alors définis de la même manière que ceux des solides isotropes, gouvernant la même singularité en $r^{-1/2}$ du champ de contraintes en fond de coupure. Cependant, leur expression dépend non seulement de la géométrie de la structure et de l'entaille, mais également des constantes élastiques du matériau. Toutefois, ces développements ne peuvent prendre en compte la zone de dommages qui existe en pointe d'entaille dans les matériaux composites

étudiés. Des hypothèses supplémentaires sont donc nécessaires pour utiliser ces résultats afin de prédire le champ de contraintes en bord d'entaille.

La détermination du champ de contraintes local semble dès lors, très liée au type de matériau et de drapage utilisés. L'application de la mécanique de la rupture en manipulant des concepts énergétiques autorise une approche un peu plus unifiée.

Sous l'hypothèse que la zone de dommages en avant de l'entaille ou de la coupure est de dimensions petites, [Mandell75], [Pegoretti99] et [Belmonte01] ont utilisé ces notions énergétiques propres à la mécanique linéaire de la rupture, notamment pour déterminer des lois de propagation en fatigue de type Paris.

Poursuivant le même objectif, [Schmitt02] a sollicité une éprouvette de section rectangulaire, composée d'unidirectionnels de verre / epoxy, en traction statique et torsion cyclique. Afin d'accéder à une loi de propagation de fissure de type Paris, le taux de restitution d'énergie élastique G a été déterminé à l'aide d'un modèle éléments finis en 3D en considérant un matériau homogène, élastique, linéaire et isotrope transverse, sans prendre en compte l'endommagement. Il a notamment utilisé SAMCEF et a employé la technique de la fermeture virtuelle de fissure (Virtual Crack Closure Technic : VCCT) qui permet le calcul du taux de restitution d'énergie élastique global G , mais également celui de la partition des modes de rupture G_I , G_{II} , G_{III} . L'hypothèse formulée est que le taux de restitution d'énergie G de la structure entaillée dont la fissure croît d'une longueur faible Δa est égal au travail fourni pour refermer la fissure de la même quantité Δa , soit $G = -\Delta E_p / \Delta a$ (Figure 1-30).

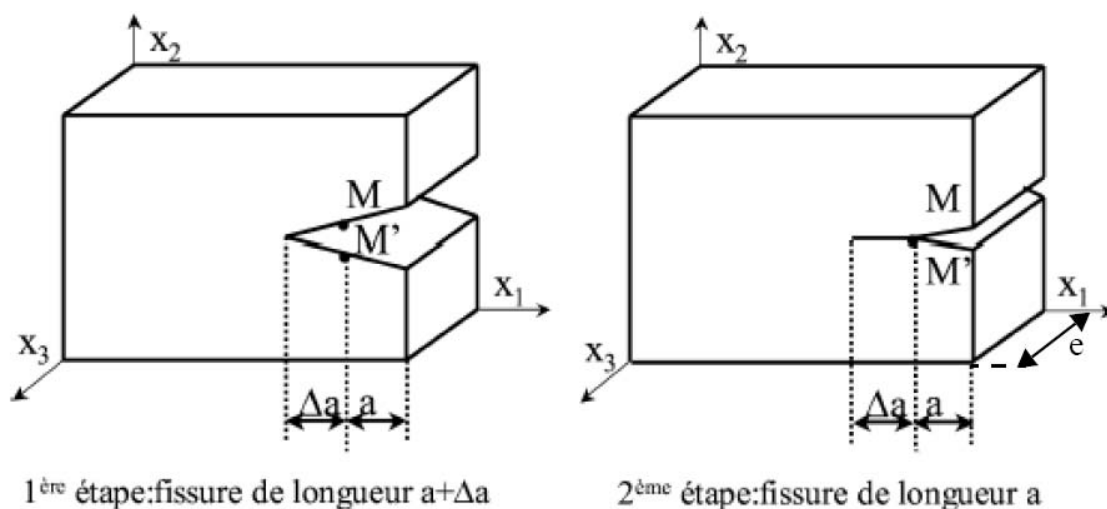


Figure 1-30 : Illustration de la méthode de fermeture virtuelle de fissure (VCCT)

La partition des modes exploite le même principe à partir des composantes u_i des déplacements des points M et M' et des composante F_i des réactions exercées en ces deux points selon la relation (10).

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} = \frac{1}{2e\Delta a} \{F_2(u'_2 - u_2) + F_1(u'_1 - u_1) + F_3(u'_3 - u_3)\} \quad (10)$$

Cette méthode nécessite deux calculs. Une adaptation de celle-ci permet d'obtenir la partition des modes de rupture en un seul calcul. Une grande finesse de maillage est toutefois requise en fond de fissure, ce qui impose d'étudier la convergence des résultats en fonction du maillage. Cette méthode permet de modéliser la propagation de fissure en ne mesurant que des grandeurs mécaniques macroscopiques.

Les travaux de [Marissen06] peuvent également être cités, car ils rappellent les limites de validité des développements analytiques autour d'un front de fissure. L'auteur souligne que les résultats conventionnels de la mécanique de la rupture peuvent être utilisés dans le cas de plaques composites quasi-isotropes si la zone de dommages non-linéaires en pointe de coupure est suffisamment petite en comparaison de la longueur de coupure de façon similaire à la correction de rayon plastique dans les matériaux métalliques ; dans le cas de plaques composites fortement orientées, certaines propriétés mécaniques sont principalement fonction des caractéristiques de la résine et des dommages matriciels étendus interviennent en pointe d'entaille rendant difficile l'application de la LEFM. Le facteur d'intensité de contraintes K reste alors un paramètre unique décrivant le champ de contraintes local indépendamment d'autres paramètres associés à la géométrie, au matériau ou aux conditions de chargement. Il utilise d'ailleurs, les résultats bien connus de la mécanique linéaire de la rupture pour déterminer la ténacité K_{Ic} du stratifié quasi-isotrope et les courbes R. Il note en outre que le fait d'atteindre cette valeur critique ne cause pas de rupture explosive mais plutôt une rupture progressive des fibres à 0° (Figure 1-27).

Afin d'appréhender la physique des phénomènes et tenter de déterminer une expression du facteur d'intensité de contraintes K_{Ic} à partir des propriétés basiques du stratifié, ce même auteur utilise les expressions habituelles du champ de contraintes en bord d'entaille dans un matériau isotrope jusqu'à rupture du pli à 0° (Figure 1-31) et les modifie ensuite. Les développements présentés ne sont valables que dans le cas de stratifiés présentant une seule interface $0^\circ / 45^\circ$ car le raisonnement, comme les essais, s'appuie sur le fait que le pli à 0° du stratifié est placé à l'extérieur du drapage mais ces résultats peuvent être généralisés en suivant un raisonnement semblable. Comme il n'a pas observé expérimentalement de délaminages, l'hypothèse de plis collés est posée. Raisonnablement donc, des contraintes infinies en pointe d'entaille n'existent pas. Des mécanismes de redistribution de contraintes apparaissent donc dans les fibres en pointe d'entaille. L'hypothèse retenue est que la valeur critique de K_I est atteinte quand la rupture des fibres en pointe d'entaille intervient : l'auteur traduit donc que la contrainte statique de rupture en traction des fibres est atteinte. Le modèle reprend donc les développements analytiques de la LEFM jusqu'à ce que le gradient de contraintes

atteigne sa valeur maximale. A partir d'une approche de type « shear lag », il considère que le gradient de contraintes dans la couche critique à 0° est limité étant donné qu'il est proportionnel aux contraintes de cisaillement dans cette couche ; or, le comportement en cisaillement de la matrice montre un palier plastique. L'expression de la contrainte normale σ_y est extraite des développements analytiques habituels et le gradient est obtenu par différentiation tel que :

$$\frac{\partial \sigma_{0^\circ}}{\partial y} = -\frac{3 Q_{lam}}{8 Q_{pli}} \frac{K}{y\sqrt{y}} \text{ et } \max\left(\frac{\partial \sigma_{0^\circ}}{\partial y}\right) = 8 \frac{\tau_{plast_matrice}}{t} \quad (11)$$

- avec Q_{lam} : rigidité réduite du stratifié ;
 Q_{pli} : rigidité réduite du pli à 0° ;
 K : facteur d'intensité de contraintes ;
 $\tau_{plast_matrice}$: seuil de plasticité de la résine ;
 t : épaisseur.

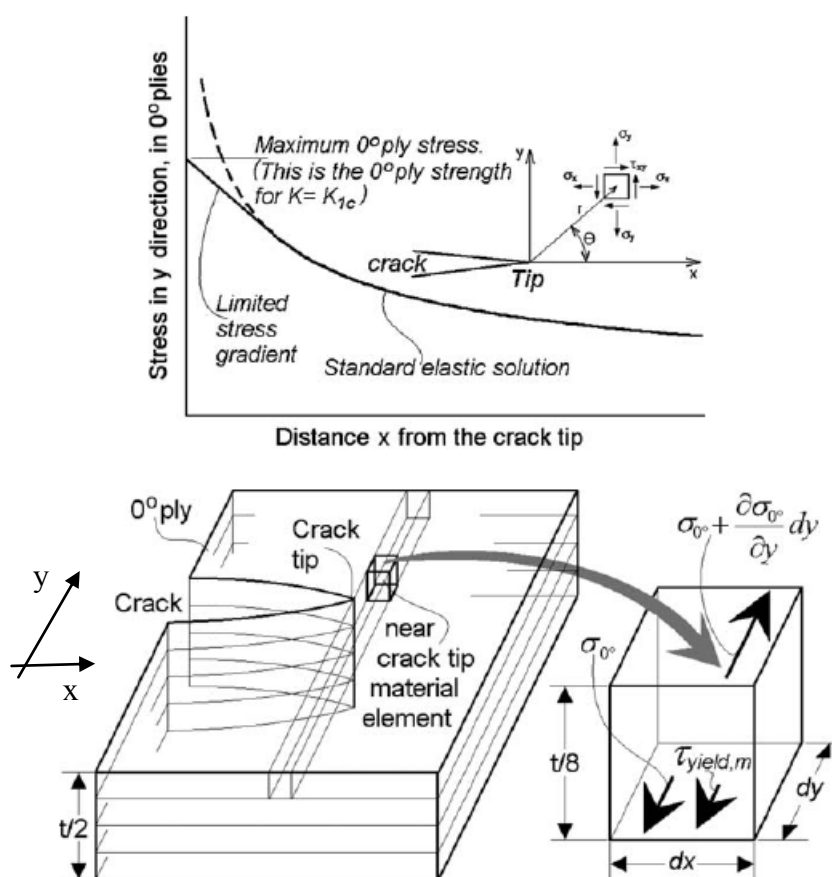


Figure 1-31 : Concept de la limitation du gradient de contraintes en fond d'entaille selon [Marissen06]

Ces développements permettent d'aboutir à l'identification d'une expression de la ténacité K_{Ic} fonction des rigidités du stratifié, du pli, de l'épaisseur du stratifié, de la contrainte statique de rupture en traction du pli à 0° et du seuil plastique de la résine. La valeur prédite est de $K_{Ic} = 27.4 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ et semble en bon accord avec la valeur déterminée expérimentalement ($K_{Ic} = 22 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$) compte tenu de la simplicité du raisonnement.

Il semble inévitable de s'interroger sur les phénomènes intervenant en pointe d'entaille ou de coupure. D'ailleurs, pour modéliser le comportement des matériaux métalliques élasto-plastiques fissurés, une méthode numérique fondée sur l'intégrale de Rice J a été développée. Son utilisation est censée permettre la prise en compte de la zone de dommages en pointe d'entaille dans les matériaux composites en modélisant le comportement élasto-plastique du matériau par un comportement non-linéaire élastique équivalent. [Shindo05], constatant l'importance de la zone de dommages en pointe d'entaille sur des éprouvettes CT de tissus verre / époxy sollicitées en fatigue a utilisé ce concept pour déterminer une loi de Paris modifiée faisant intervenir ΔJ . Ce concept est utilisé alors comme un paramètre de corrélation pour la propagation de coupure. Pour déterminer la variation ΔJ d'intégrale J , l'auteur utilise un modèle éléments finis de l'éprouvette CT prenant en compte le comportement élastique endommageable du matériau. Cela lui permet également de comparer la zone de dommages prédite avec les dommages observés expérimentalement (Figure 1-32). Il retient deux critères :

- le critère 3D de rupture des fibres de Hoffman qui fait intervenir les valeurs de résistance maximales en traction, compression et cisaillement du pli ;
- le critère de déformations maximales pour la résine, qui fait intervenir les déformations associées au « knee-point » dans les directions trame et chaîne du tissu utilisé ainsi que la distorsion angulaire associée à la fin de la zone linéaire de comportement en cisaillement du pli utilisé.

Dès que ces critères sont atteints, les modules d'élasticité des constituants sont divisés par un coefficient 10^4 et les coefficients de Poisson sont annulés. Puis, à l'aide d'un modèle micro-mécanique, les caractéristiques du matériau homogène équivalent sont déterminées. Il fait remarquer que les résultats sont très semblables pour des calculs menés en 3D et en contraintes planes. Les prévisions du modèle éléments finis sont correctes (Figure 1-32) : la zone de dommages matriciels prédite est plus petite que celle déterminée expérimentalement alors que le critère de rupture de fibres semble insuffisant.

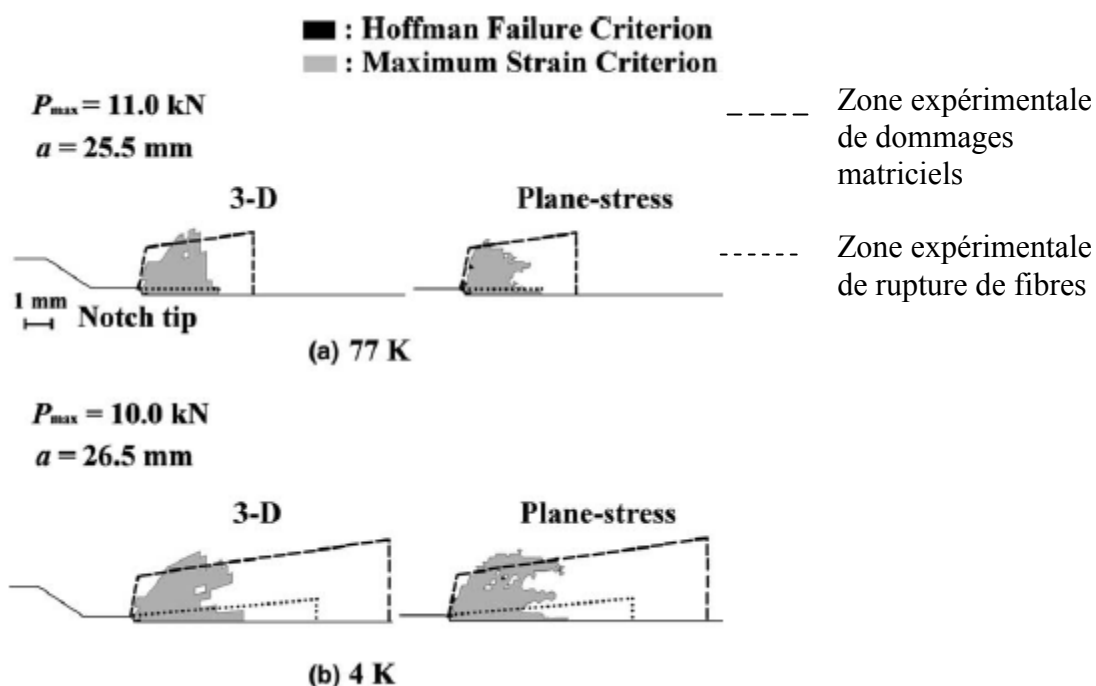


Figure 1-32 : Prise en compte des dommages en pointe d'entaille à différentes températures pour le calcul de ΔJ dans une éprouvette CT verre / époxy selon [Shindo05]

1.4.2 Modélisations basées sur les travaux de Whitney et Nuismer

La prédiction de la résistance des structures trouées basée sur la contrainte maximale en bord de trou est en général très conservatrice. Pour améliorer cette prévision, Whitney et Nuismer ont introduit le principe d'évaluer le niveau de contraintes à une distance caractéristique du bord du trou. Ils ont formulé les critères bien connus du Point Stress Criterion (PSC) et Average Stress Criterion (ASC). Ces critères et leurs extensions sont faciles à appliquer car ils modélisent simplement l'influence de la zone de dommages en bord de trou. Cependant, cette distance caractéristique est fonction de la géométrie du défaut, du diamètre du trou, du drapage et de la largeur de l'éprouvette comme l'affirme [Srivastava01] qui a appliqué ces modèles aux stratifiés à base de tissu.

[Belmonte01] a utilisé ce critère de rupture sur un stratifié de tissu de verre équilibré $[0/90,+/-45]_s$ de 25 mm de largeur percé au milieu à un diamètre \varnothing 5 mm. Il note que la distance caractéristique pour le critère PSC évolue légèrement avec le diamètre du trou; il relève une distance caractéristique de 0.75 mm. Or, les résultats expérimentaux, dont les clichés sont présentés en Figure 1-22, montrent que la zone endommagée à une longueur moyenne de 4 mm.

Ces critères sont semi-empiriques et ne donnent que peu d'informations sur la zone de dommages autour du défaut géométrique, zone qui influe sur la redistribution des contraintes.

Selon le même principe, [Poe01] a utilisé un critère pour déterminer une distance d_0 en avant d'entaille d'éprouvettes CT de fibres de carbone et de résine époxy permettant de caractériser la rupture du stratifié. Utilisant des développements analytiques de la mécanique de la rupture, il a accès aux champs de déformations en pointe d'entaille. La rupture est supposée intervenir si soit la déformation linéique relative dans la direction des fibres soit la distorsion angulaire atteint une valeur critique $(\epsilon_{ij})_{frac}$ à une distance caractéristique d_0 . Cette distance d_0 est déterminée à partir des développements analytiques évoqués précédemment qui intègrent les valeurs expérimentales des ténacités de différents drapages. Quelles que soient les orientations de plis, cette distance semble raisonnablement constante et l'auteur avance une valeur de $d_0 = 0,5$ mm. L'auteur montre que la prédiction de la charge à rupture est correcte mais que la prédiction de la direction de rupture n'est pas satisfaisante.

1.4.3 Modélisation de la zone de dommages

Les travaux de [Bäcklund86] donnèrent naissance à une modélisation prenant en compte la zone de dommages (Damage Zone Model : DZM) en pointe d'entaille (ou de coupure). Cela permet de simuler le développement du dommage en pointe d'entaille en introduisant dans son prolongement une fissure virtuelle avec des efforts de cohésion qui agissent sur ses lèvres, la coupure étant supposée propager quand la contrainte normale en pointe atteint la valeur de contrainte de rupture statique en traction du stratifié lisse (non-entaillé). Les contraintes sont supposées ne pas chuter brutalement mais diminuent avec l'augmentation progressive de l'ouverture de coupure. La pointe de la coupure fictive est supposée intervenir du fond d'entaille puis le long de la direction de l'actuelle entaille.

L'idée de base consiste à identifier la relation entre les forces de cohésion et l'ouverture de la fissure. Ce modèle est basé sur deux paramètres fondamentaux que sont la contrainte de rupture en traction de l'éprouvette non-entaillée σ_0 et l'énergie apparente de rupture G_c^* (Figure 1-33).

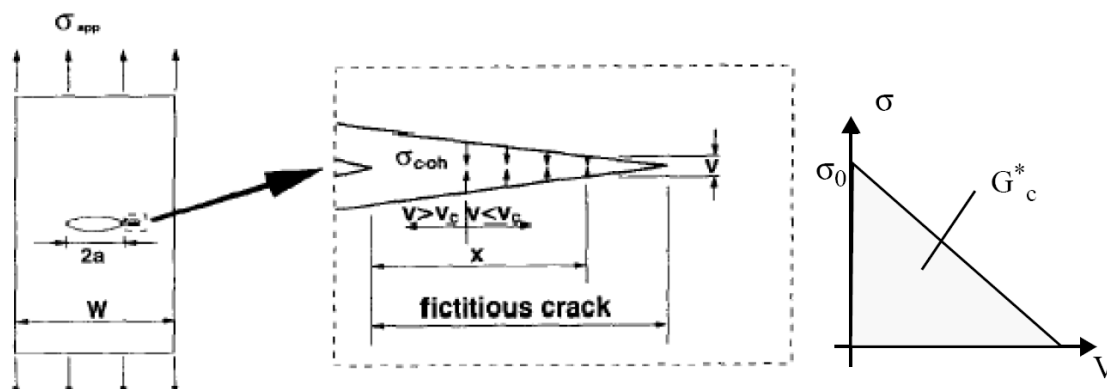


Figure 1-33 : Principe du Damage Zone Model DZM selon [Afaghi96]

Cette technique permet de s'affranchir en partie de la sensibilité du résultat à la finesse du maillage en pointe de fissure. [Kennedy01] utilise ce principe pour modéliser le comportement d'un panneau de fuselage entaillé et soumis uniquement à une pression radiale. Dans un premier temps, il identifie la relation entre la raideur des ressorts et l'ouverture de fissure sur des éprouvettes de traction entaillées suivant différentes longueurs. La relation effort-déplacement est introduite par des ressorts non-linéaires en pointe d'entaille (Figure 1-34).

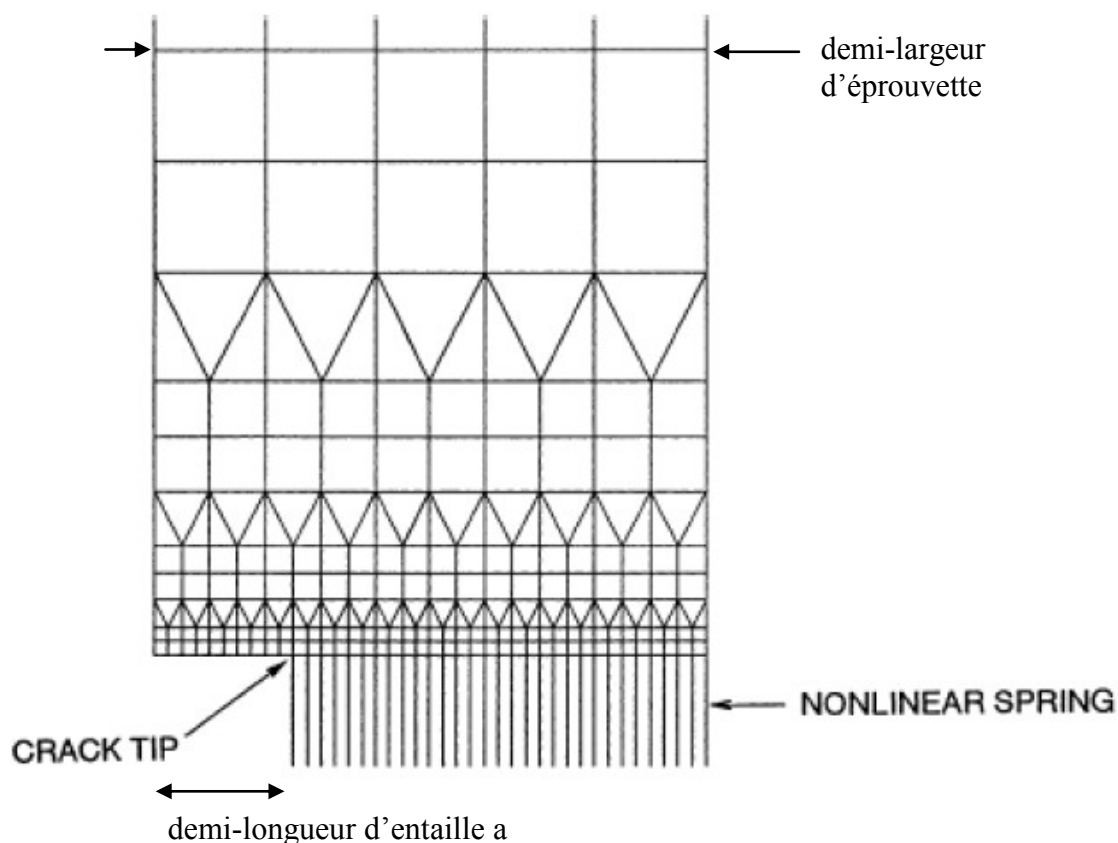


Figure 1-34 : Modélisation de la zone de dommages par des ressorts non-linéaires selon [Kennedy01]

Cette première modélisation lui permet d'identifier une relation bilinéaire effort-déplacement pour les ressorts afin de modéliser au mieux les résultats d'essais de traction d'éprouvettes CNT (Center Notched Tension) sur deux stratifiés entaillés suivant des longueurs d'entailles différentes (Figure 1-35). La plaque est supposée rompue à partir de la chute d'effort enregistrée alors que les déformations continuent d'augmenter.

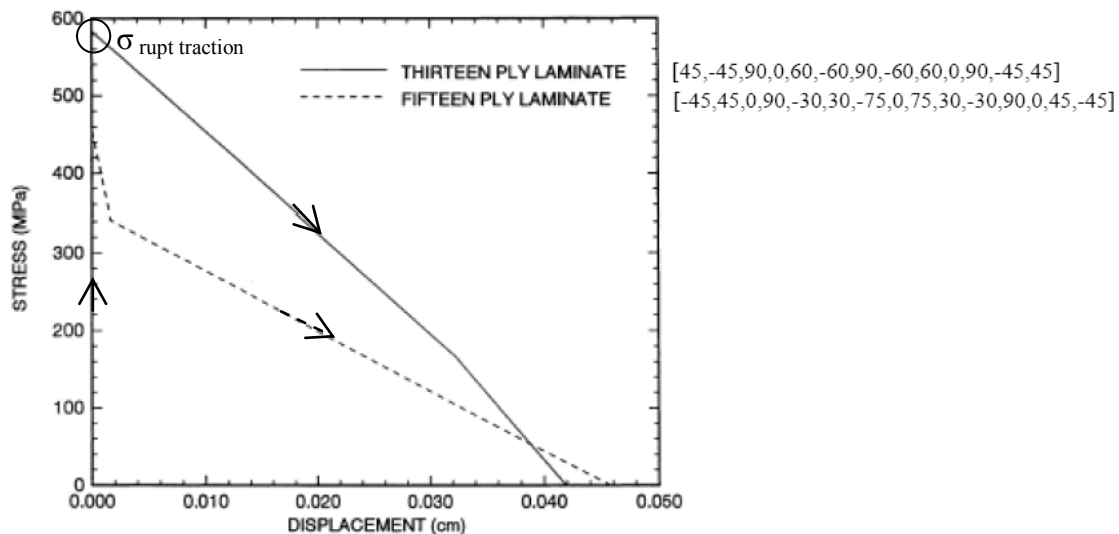


Figure 1-35 : Relation effort-déplacement des ressorts pour différents stratifiés carbone/époxy selon [Kennedy01]

Les relations effort-déplacement étant connues pour les deux matériaux utilisés dans la fabrication de panneaux de fuselage, la modélisation non-linéaire en grands déplacements est confrontée à un essai structural de panneau de fuselage raidi et entaillé soumis à une pression interne. Le revêtement est constitué du stratifié 13 plis alors que les raidisseurs oméga et les cadres en U sont composés du stratifié 15 plis (Figure 1-36).

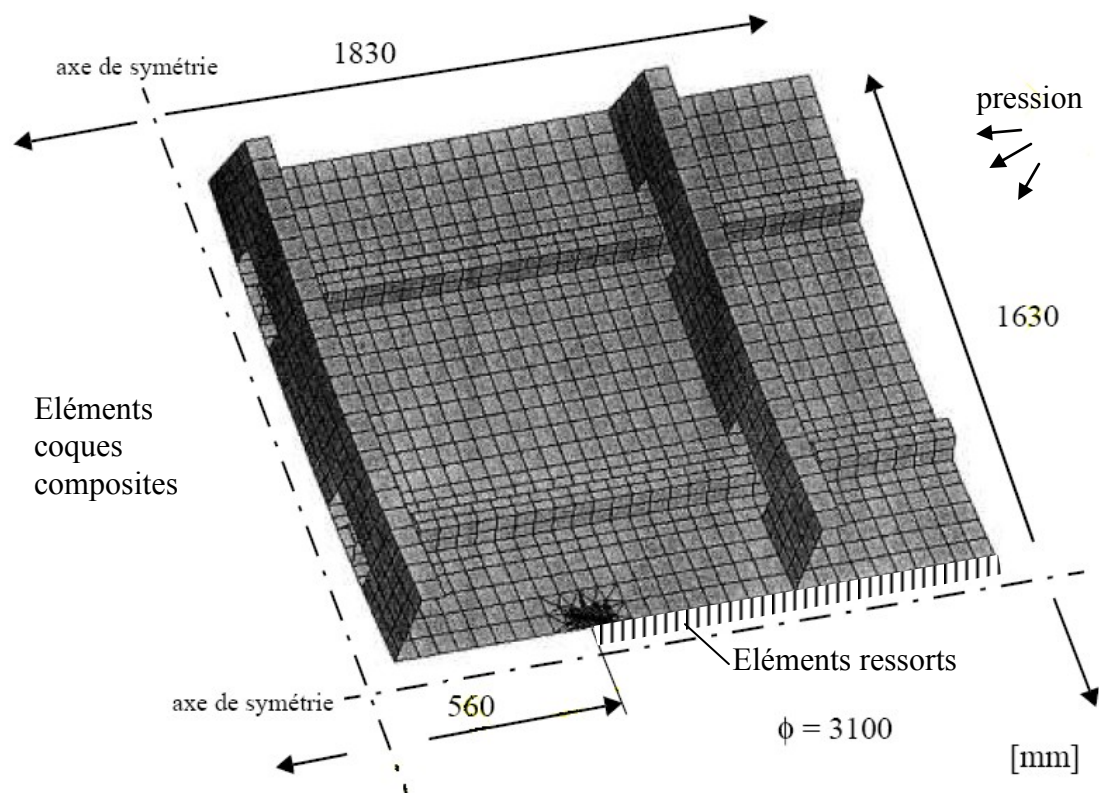


Figure 1-36 : Modèle éléments finis d'un quart de panneau de fuselage entaillé [Kennedy01]

Les résultats sont présentés en Figure 1-37. Les déformations circonférentielles sont mesurées à différentes distances d de la pointe de l'entaille. La partie linéaire du comportement est bien prévue par le modèle. A partir d'une pression d'environ 53kPa, une discontinuité apparaît. L'auteur pense qu'un décollement entre un cadre et le fuselage a pu intervenir à ce niveau de pression. La prédiction de la pression de rupture (66,5 kPa) est en accord avec l'essai structural (64.1 kPa). Comme le comportement modélisé par les ressorts est relativement fragile (l'adoucissement n'intervient que pour de petits déplacements en ouverture de fissure), les courbes de déformations prédites sont relativement linéaires jusqu'à rupture(Figure 1-37). De plus, plus les déformations prédites sont loin de la pointe d'entaille et meilleures sont les corrélations essais-calcul. Cependant, cette approche est limitée à l'évolution du dommage en mode I uniquement.

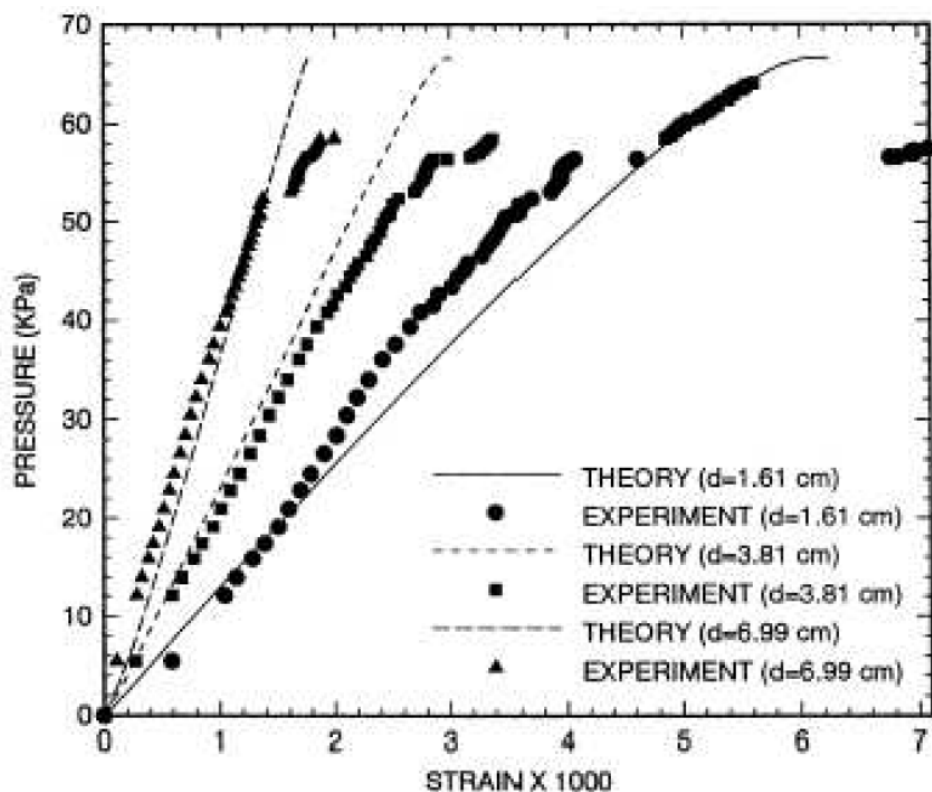


Figure 1-37 : Courbes pression – déformations à différentes distances de l’entaille du panneau de fuselage [Kennedy01]

1.4.4 Utilisation de la mécanique des milieux continus endommageables

Afin d’appréhender les phénomènes en fond d’entaille, plusieurs auteurs ont essayé de prendre en compte le comportement endommageable de chaque constituant du composite. Différents comportements sont associés en fonction du type de sollicitation puis la nature et l’étendue des dommages sont prédits.

[Coats98] a modélisé le comportement en traction quasi-statique de panneaux composites entaillés (Figure 1-39). La résistance à rupture et la résistance résiduelle sont prédites. Le modèle constitué peut être écrit pour un élément :

$$\sigma_{ij} = Q_{ijkl} (\epsilon_{kl} - \alpha_{kl}) \quad (12)$$

avec α : variable locale représentant les effets des différents modes d’endommagements sur les déformations locales.

Quand la structure est soumise à des chargements monotones, la variation incrémentale de la variable interne α est supposée être de la forme :

$$d\alpha_{kl} = \begin{cases} f(\varepsilon_{kl}, \beta, \gamma, \psi) & \text{si } \varepsilon_{kl} \geq \varepsilon_{kl}^{\text{critique}} \\ 0 & \text{si } \varepsilon_{kl} \leq \varepsilon_{kl}^{\text{critique}} \end{cases} \quad (13)$$

avec $\varepsilon_{kl}^{\text{critique}}$: déformation associée de rupture ;

β, γ, ψ : scalaires qui décrivent la capacité du matériau à résister à la charge après endommagement (Figure 1-38).

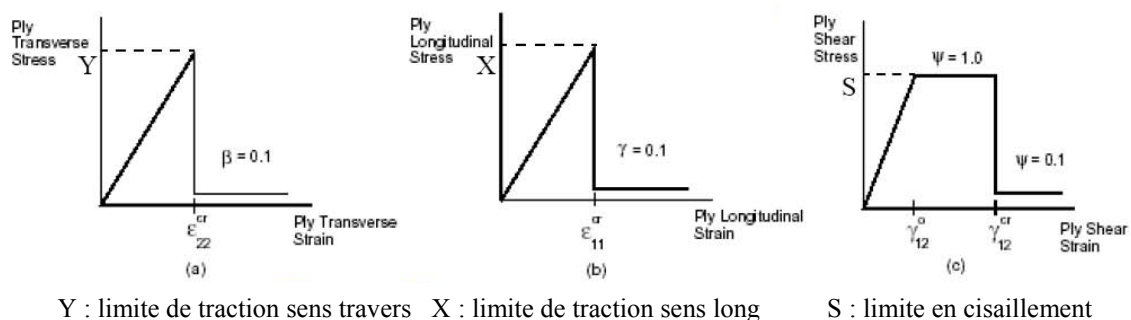


Figure 1-38 : Critères de dégradation utilisés par [Coats98]

Les plis endommagés sont supposés reprendre 10% de leur effort à rupture. La distorsion γ_{12}^0 correspond à la limite de la zone linéaire du comportement en cisaillement du pli. Les valeurs de distorsion seuil ont été extraites d'essais de cisaillement Iosipescu d'autres publications. Les résultats du modèle (Figure 1-39) sont en relativement bon accord avec les observations expérimentales (Figure 1-3). Les critères de rupture fibres et de fissuration matricielle en traction semblent décrire correctement les phénomènes. Néanmoins, constatant le raffinement du maillage en pointe d'entaille, l'auteur pressent la forte dépendance du résultat de la simulation par rapport à la taille des éléments. Si les éléments en pointe d'entaille sont trop grossiers, il fait remarquer que le champ de contraintes est en fait caractérisé à une distance d de la pointe d'entaille. [Maa02] a utilisé une approche semblable pour caractériser la résistance en statique de plaques composites trouées.

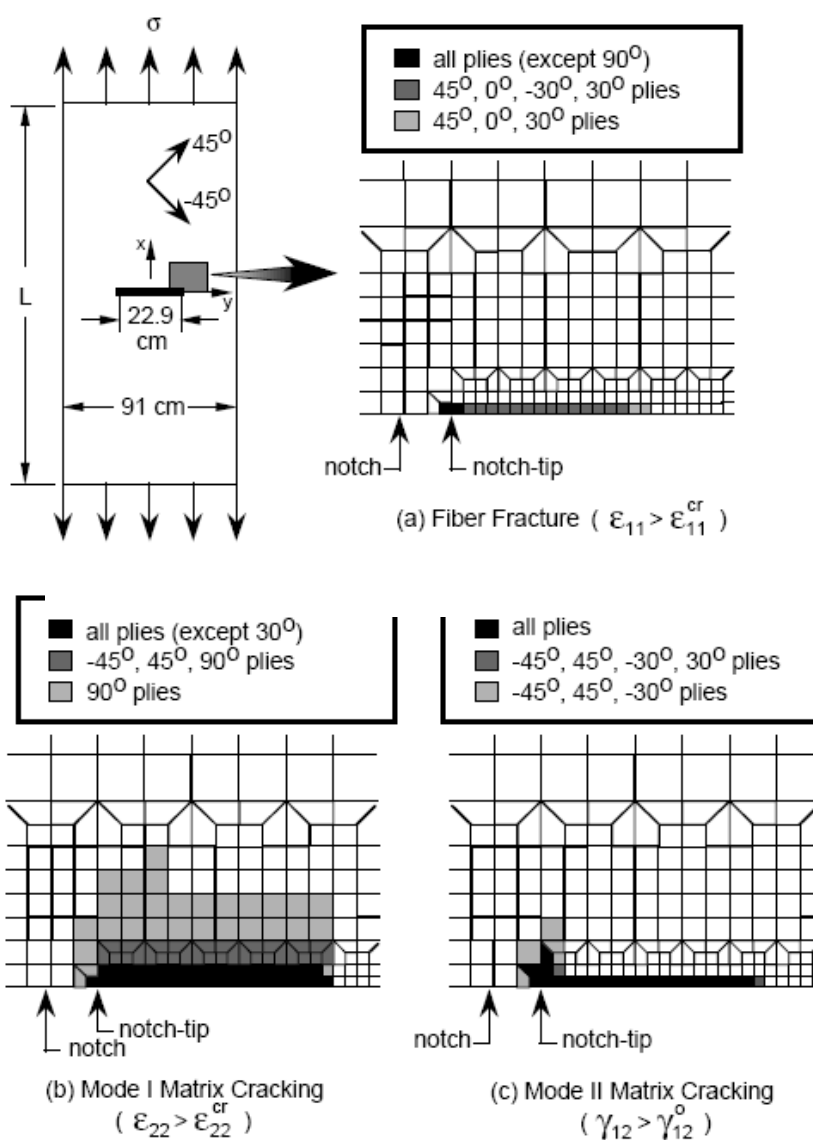


Figure 1-39 : Éléments endommagés en pointe d'entaille pour le panneau AS4/938 à 88% de la charge de rupture statique d'après [Coats98]

Comme le souligne [Hochard06], l'application de critères locaux ne semble pas adaptée à la prédiction de la rupture car des mesures de champs de déformation montrent des niveaux de déformation très élevés selon la direction des fibres dans les zones de concentration de contraintes. L'auteur a ainsi développé un critère non local afin de décrire la rupture statique de structures composites à base de plis tissés entaillées.

Le modèle s'appuie sur les constatations expérimentales suivantes :

- les stratifiés constitués de plis tissés montrent une très bonne tenue au délaminage et ne présentent aucun phénomène de rupture transverse prématuré étendu en raison du tissage ;
- il a été observé que sous des sollicitations statiques, la rupture du premier pli conduit à la rupture de la structure.

Le comportement du pli tissé est alors décrit de façon classique à l'aide de la mécanique de l'endommagement et fait intervenir trois variables internes d_1 , d_2 , d_{12} associées respectivement à la rupture fragile en traction sens chaîne, sens trame et à la diminution progressive de rigidité en cisaillement. A ces variables, sont associées des forces thermodynamiques Y_{di} . La variable d_{12} dépend des contraintes de cisaillement ainsi que des contraintes dans la direction des fibres afin de traduire le couplage traction-cisaillement. La modélisation des déformations anélastiques observées lors des essais de traction dans les stratifiés $[\pm 45]_n$ est prise en compte grâce à l'utilisation de grandeurs effectives et d'une plasticité à écrouissage isotrope.

Puis, pour décrire la rupture sens fibre, un critère non local (14) est introduit. Ce critère utilise des quantités moyennées sur un volume V défini à l'échelle du pli. Il correspond à un cylindre dont la hauteur est égale à l'épaisseur du pli et dont le diamètre est de l'ordre du mm pour un tissu carbone / époxy (913/G963). Cette dimension a été identifiée sur un essai statique d'une éprouvette $[0]_n$ trouée.

$$\bar{Y}_{di} = \frac{1}{V} \int_V Y_{di} dV \quad \text{et} \quad \bar{Y}_{di} < Y_{di}^{\max} \quad (14)$$

Le critère non local n'est pas introduit directement dans une routine matériaux mais est appliqué en post-traitement en chaque point de Gauss après chaque incrément. Le critère converge rapidement à partir d'une dizaine de points de Gauss dans le volume V . La définition de ce volume caractéristique permet donc de s'affranchir de l'influence du maillage.

La modélisation a été validée sur des plaques composites trouées ou entaillées de différentes dimensions et présentant des drapages $[0]_4$, $[\pm 20]_4$ et $[\pm 45]_4$. Les résultats de simulation sont en très bon accord avec les résultats expérimentaux : l'erreur de la prévision de l'effort de rupture statique est inférieure à 5%.

Enfin, [Attia01] a développé une méthode pour prédire la durée de vie en fatigue d'une structure composite qui combine quelques données expérimentales de mécanique de la rupture avec une analyse éléments finis de la structure. Cela permet de modéliser l'initiation et le développement de la fissuration matricielle ainsi que le délaminage; la rigidité de chaque pli est alors diminuée en accord avec les résultats expérimentaux. La structure est supposée rompue quand le critère fibres est atteint.

Cette méthode a été testée sur une poutre composite en I trouée, sollicitée en flexion quatre points, dont les caractéristiques sont rappelées dans la Figure 1-40. [Attia01] a

sollicité la structure en fatigue avec un ratio $R = P_{\min} / P_{\max} = 0,1$ (avec $P_{\max} = 50$ kN, charge qui correspond à 90% de la charge statique associée au flambage de la semelle comprimée) à une fréquence de 5 Hz.

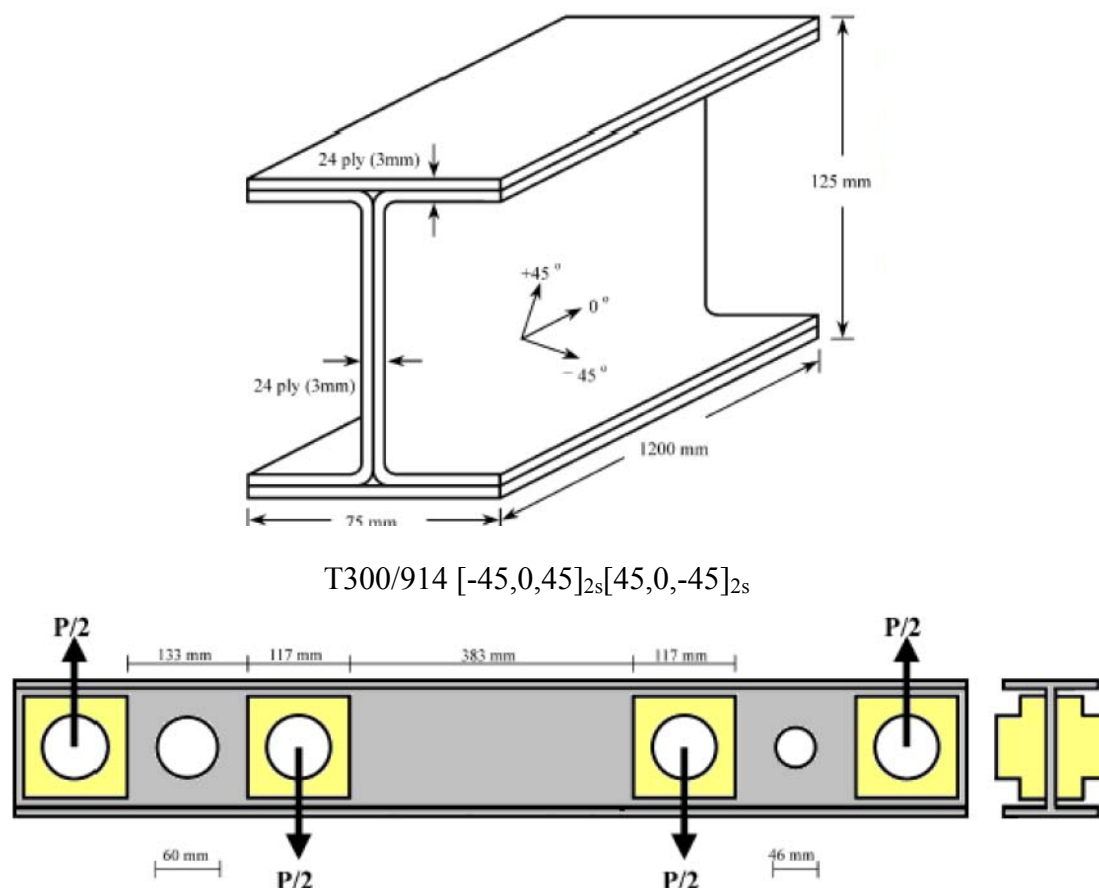


Figure 1-40 : Illustration de la structure testée par [Attia01]

L'auteur observe expérimentalement (inspection ultra-sons, rayons X et observations au microscope optique) que le dommage se développe principalement au niveau du trou de diamètre 60 mm. L'étude éléments finis est donc menée sur cette région. Pour chaque pli, il évalue si les déformations transverses ϵ_t dépassent un seuil de 0,4 % (qui correspond dans la littérature au début de l'endommagement). Si tel est le cas, des éléments sont décomptés par l'intermédiaire d'une zone de dommages d'aire A. Les plis endommagés voient alors leurs propriétés matériau dégradées (E_l , E_t , G_{lt} et ν_{lt}) en accord avec les résultats trouvés dans la littérature qui lie le module normalisé à la déformation associée. Cela permet d'évaluer le taux de restitution d'énergie élastique G.

Un critère de rupture de la structure est à chaque fois testé :

- si la déformation des fibres en traction (ce qui correspond pour chaque pli à la déformation sens long ε_l) atteint l'allongement à rupture des fibres ($\varepsilon_r = 1,5\%$), il y a rupture de la structure.
- si le taux de restitution d'énergie élastique G de la structure atteint l'énergie de rupture interlaminaire G_c (700 J/m^2), les fissures vont propager assez rapidement et la rupture va intervenir sous peu.

L'évolution de l'aire de la zone de dommages en fonction du temps a été mesurée expérimentalement, puis a été décrite par une loi de Paris modifiée dA/dN . Le calcul prédit l'aire de la zone endommagée; en utilisant cette loi de Paris modifiée, la durée de vie de la structure a pu être évaluée et est en très bon accord avec les essais.

La prédiction des dommages intervenant autour de la coupure est complexe. L'utilisation des résultats de la mécanique linéaire de la rupture est subordonnée à l'existence d'une zone de dommages matriciels relativement réduite en avant du front de coupure. La séparation des comportements des différents constituants du matériau composite permet de préciser les types de dommages prédits par le modèle. Toutefois, la concentration des contraintes en bord d'accident géométrique impose une discrétisation suffisamment fine pour appréhender le comportement des structures présentant des entailles ou des coupures.

1.5 SYNTHÈSE

Il est utile de retenir que les stratifiés à base de tissu de fibres de verre présentent un endommagement propre à leur architecture. Lorsque les fibres sont orientées selon la direction de sollicitation, particulièrement en traction, des méta-délaminages interviennent dans les zones d'ondulation des mèches. La désolidarisation des deux directions de renforts du tissu est donc fonction du type d'armure du tissu. La déformation sans fibres associée au « knee-point » constitue un bon indicateur de début d'endommagement du matériau. D'autre part, lorsque les fibres du tissu sont orientées à $\pm 45^\circ$ par rapport à la sollicitation, les dommages sont parallèles aux fibres et consistent principalement en des décollements d'interface fibre-matrice.

D'un point de vue macroscopique, ces endommagements diffus dégradent le module sans fibres en fatigue. Cette dégradation est plus ou moins accélérée en fonction du niveau maximum de la sollicitation de fatigue et tend vers une valeur asymptotique du module. La tenue des fibres de verre est également liée au nombre de cycles de fatigue et au niveau de sollicitation. La courbe S-N présente une décroissance non-négligeable. Par ailleurs, lorsque les fibres sont désorientées par rapport à la sollicitation, c'est principalement le type de résine qui caractérise la tenue en fatigue du stratifié. Des déformations inélastiques apparaissent d'autant plus tôt et d'autant plus rapidement que le niveau de sollicitation maximum en fatigue est élevé.

Lorsque ces revêtements sollicités en fatigue sont entaillés, une propagation de dommages est observée sous la forme d'un blanchiment de résine. Des dommages matriciels, propres aux tissus, devancent l'apparition et la propagation d'une coupure, elle-même influencée par le type d'armure du tissu et la largeur des mèches de fibres. Cette zone est le siège de phénomènes non-linéaires qui rendent plus ou moins délicate l'application de la mécanique linéaire de la rupture utile à la description de lois de propagation en fatigue. Enfin, il semble possible de relier la tenue en fatigue de l'éprouvette entaillée à la tenue des fibres en fatigue.

Chapitre 2

ETUDE EXPERIMENTALE DE LA PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE DANS DES REVETEMENTS MINCES DE TISSUS VERRE/EPOXY

2.1	CARACTERISTIQUES DU MATERIAU ETUDIE.....	74
2.1.1	Microstructure	75
2.1.2	Exploitation des essais statiques.....	76
2.1.3	Résultats d'essais de fatigue sur éprouvettes saines	89
2.2	ADOPTION D'UNE EPROUVETTE STRUCTURALE.....	104
2.3	DESCRIPTION DU DISPOSITIF EXPERIMENTAL	105
2.4	EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE FORTEMENT ORIENTE $[0/90]_2$	108
2.4.1	Caractérisation microscopique de la coupure	108
2.4.2	Comparaison de résultats de corrélation et de suivi du blanchiment de résine ...	109
2.4.3	Suivi par Emission Acoustique de la propagation de coupure en fatigue	110
2.4.4	Direction chaîne des plis de tissus orientée dans l'axe de sollicitation	113
2.4.5	Direction trame des plis de tissus orientée dans l'axe de sollicitation	119
2.4.6	Influence du changement de géométrie de l'éprouvette	121
2.4.7	Analyse de la propagation de coupure par rapport au motif de tissage	124
2.4.8	Synthèse : comparaison des comportements direction chaîne et trame.....	128
2.5	EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE DESORIENTE $[\pm 45]_2$	131
2.5.1	Résultats d'essais aux déformations de vol	132
2.5.2	Paramètres d'essais modifiés pour observer une propagation.....	141
2.6	EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE QUASI-ISOTROPE $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$	144
2.6.1	Caractérisation microscopique de la coupure	145
2.6.2	Résultats d'essais de propagation de coupure en fatigue.....	146
2.7	MODELISATION A PARTIR DE LA MECANIQUE LINEAIRE DE LA RUPTURE.....	148
2.7.1	Description du modèle numérique.....	150
2.7.2	Loi de propagation dans le stratifié orienté $[0]_2$	151
2.7.3	Loi de propagation dans le stratifié désorienté $[\pm 45]_2$	156
2.7.4	Loi de propagation dans le stratifié quasi-isotrope $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$	157
2.8	SYNTHESE	160

La propagation de coupure en fatigue dans des stratifiés minces à base de tissus de fibres de verre et de résine époxy a été étudié dans trois stratifiés différents : un drapage fortement orienté à deux plis de tissus dans la direction de la sollicitation $[0/90]_2$, un drapage désorienté $[\pm 45]_2$ et un drapage quasi-isotrope à trois plis de tissus $[\pm 45 ; 0/90 ; \pm 45]$. Ces drapages se rencontrent dans les revêtements de pales. Ce choix se justifie compte tenu du comportement non-linéaire important en traction des stratifiés $[\pm 45]_n$. En effet, afin de découpler les phénomènes, il a été décidé conjointement d'étudier la propagation de coupure en fatigue tout d'abord dans les stratifiés dont les fibres sont orientées dans la direction de sollicitation afin d'appréhender principalement l'influence du comportement en fatigue des fibres sur la propagation, puis dans les stratifiés désorientés afin de quantifier l'influence du comportement en fatigue de la résine et enfin dans les stratifiés quasi-isotropes. Avant de décrire les résultats obtenus en propagation dans ces différents drapages, il a semblé utile de rappeler les caractéristiques mécaniques en statique et en fatigue du matériau utilisé lors de cette étude.

2.1 CARACTERISTIQUES DU MATERIAU ETUDIE

L'ensemble des essais répertoriés dans cette section ont été menés sur des stratifiés à base de plis de tissus équilibrés de verre pré-imprégnés de résine époxy.

Pour mémoire, les éprouvettes de ce rapport ont été découpées à la scie diamantée dans des plaques polymérisées en étuve sous vide (Annexe A) selon le cycle de polymérisation présenté en Figure 2-1.

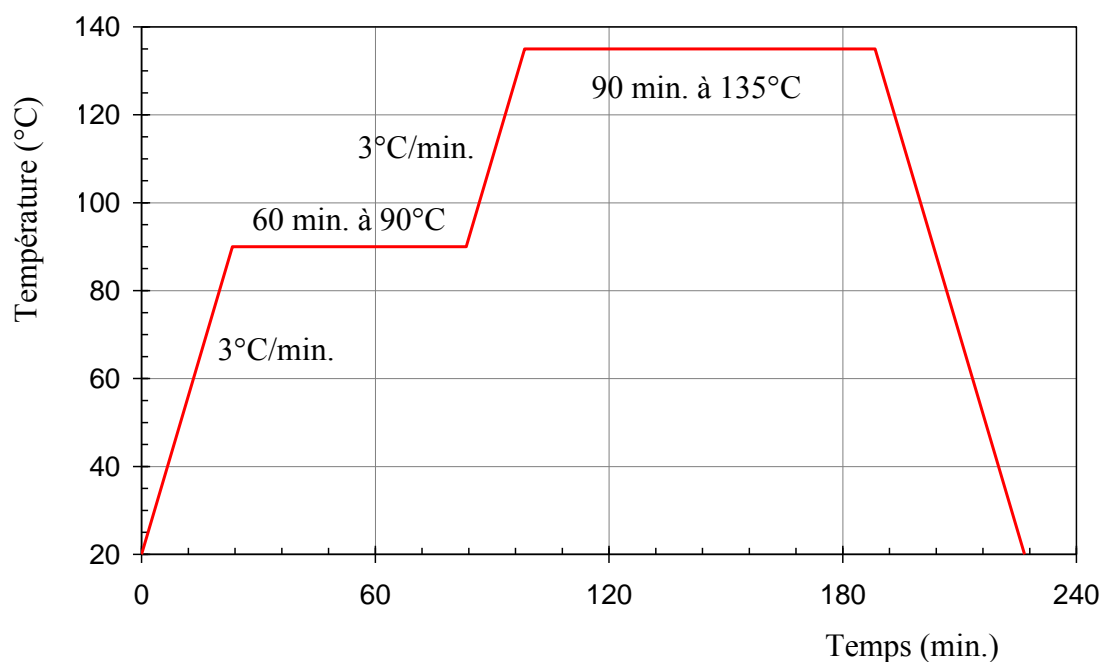


Figure 2-1 : Cycle de polymérisation du pré-imprégné utilisé

La température de transition vitreuse est fonction du taux de réticulation de la résine et donc du cycle de polymérisation. La plage de la température de transition vitreuse de la résine utilisée est comprise entre 140 et 155°C (mesures réalisées par TMA : Thermo Mechanical Analysis) pour différents cycles de polymérisation.

2.1.1 Microstructure

Etant donné qu'il a été montré par différents auteurs que la microstructure a une influence sur la propagation de coupure, il a été jugé utile de décrire sommairement celle du tissu étudié dans ce rapport. Ce tissu est à armure satin de 8 comme le montre la Figure 2-2 : il s'agit d'une coupe perpendiculaire à l'une des directions de fibres du tissu. Sur ce cliché, il est possible de distinguer deux plis de tissus orientés dans la même direction. Le fait que les ondulations des deux plis soient placées au même endroit constitue un cas particulier. Les mèches de fibres de trame flottent sur 7 mèches de fibres de chaîne et réciproquement (Figure 2-3). Les faces du pli de tissu sont donc différentes : il y a une face dite chaîne et une face trame. La mèche a pour dimensions $0,5 \times 0,1 \text{ mm}^2$. La contexture nominale théorique s'établit à 22 mèches / cm. Les ondulations se succèdent donc tous les 3,5 mm environ. L'épaisseur théorique du pli est égale à 0,31 mm. Ce tissu est équilibré, la fraction volumique de fibres est identique dans les deux directions chaîne et trame. Selon les données matériau du fabricant Hexcel, la masse nominale du pli est égale à 303 g/m².

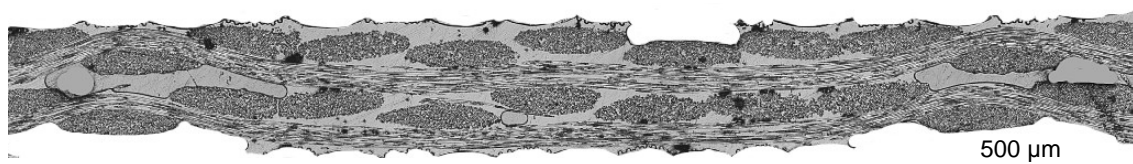


Figure 2-2 : Cliché au microscope de la microstructure d'un stratifié à deux plis de tissus à deux plis de tissus de verre utilisé dans cette étude

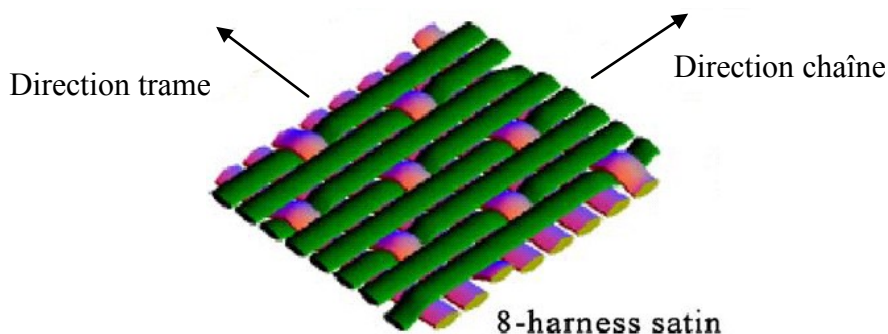


Figure 2-3 : Vue 3D de l'armure de tissage du pré-imprégné étudié

2.1.2 Exploitation des essais statiques

2.1.2.1 Caractéristiques élastiques du pli

Des essais de caractérisation ont été menés et ont permis de déterminer les caractéristiques mécaniques dans le plan du pli de tissu de verre utilisé. Les dimensions des éprouvettes sont en accord avec la norme EN-ISO14129 (Figure 2-4). Les essais de caractérisation ont montré des différences de comportement entre les directions chaîne et trame du tissu pourtant équilibré. Dorénavant, le drapage $[0]_2$ fera référence à un stratifié à deux plis de tissu dont la direction chaîne est orientée pour chaque pli dans la direction de sollicitation. De même, le drapage $[90]_2$ sera associé à un stratifié dont les directions trame des deux plis de tissu correspond à la direction longitudinale de l'éprouvette. Cette distinction n'est pas prise en compte dans le cas des stratifiés $[\pm 45]_2$. Le drapage quasi-isotrope $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$ présente quant à lui, un pli de tissu dont le sens chaîne est orienté dans la direction de traction. Le repère matériau est défini comme suit : la direction chaîne du tissu correspond à la direction 1 et la direction trame correspond à la direction 2. Le repère structural (X,Y) est toujours orienté de telle sorte que la direction Y corresponde à la direction de traction (Figure 2-4).

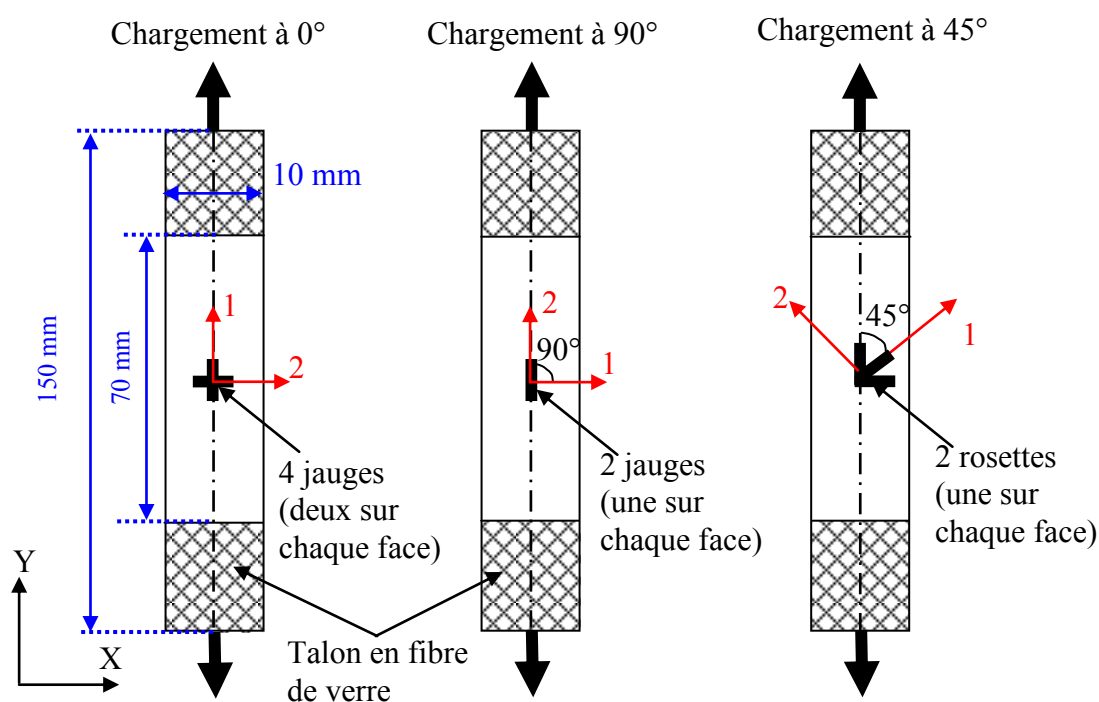


Figure 2-4 : Dimensions des éprouvettes de caractérisation

Les essais de caractérisation ont été menés en traction sur une machine statique INSTRON 4466. Les déformations ont été mesurées à l'aide de jauges VISHAY. Les

résultats sont résumés en annexe B. Trois éprouvettes par drapage ont été testées. Les rapports écart-types sur moyenne sont tous inférieurs à 3% sauf pour la déformation de rupture où ce rapport est de l'ordre de 10%. Toutes les éprouvettes ont rompu en zone courante en suivant la direction de mèches de fibres ; les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$ ont donc rompu perpendiculairement à la charge, alors que l'éprouvette $[\pm 45]_2$ a une direction de rupture orientée à 45° par rapport à la sollicitation. Le faciès de rupture de ce drapage ne présente pas de rupture de fibres et consiste principalement en une bande de glissement importante liée à la forte dégradation de la résine. Le stratifié $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$ a un faciès de rupture composé.

A partir d'une régression linéaire les modules d'élasticité ont été déterminés entre 10% et 30% de la contrainte à rupture de chaque stratifié. Pour les essais de traction dans l'axe des fibres (Figure 2-5), une inflexion typique de la courbe de traction est à noter; ce phénomène est communément appelé « knee-point » ; ce phénomène semble être en relation avec la dégradation matricielle propre aux tissus ([Alif97], [Pandita01]). Cette inflexion se situe à un niveau de déformation égal à 8.10^{-3} pour les essais de traction dans la direction chaîne du tissu alors qu'il est égal à 6.10^{-3} pour les essais de traction dans la direction trame. Cette constatation expérimentale est à rapprocher avec le fait que les mèches de trame ondulent plus sévèrement que les mèches de chaîne dans les zones de tissage. Ceci peut permettre également d'expliquer que la contrainte de rupture en traction est 30% plus faible dans la direction trame par rapport à la contrainte de rupture dans la direction chaîne (Figure 2-5). Le tissu étant équilibré, la fraction volumique de fibres dans les directions chaîne et trame sont égales. C'est pourquoi, les modules d'élasticité dans les directions chaîne et trame ne sont différents que de 5%.

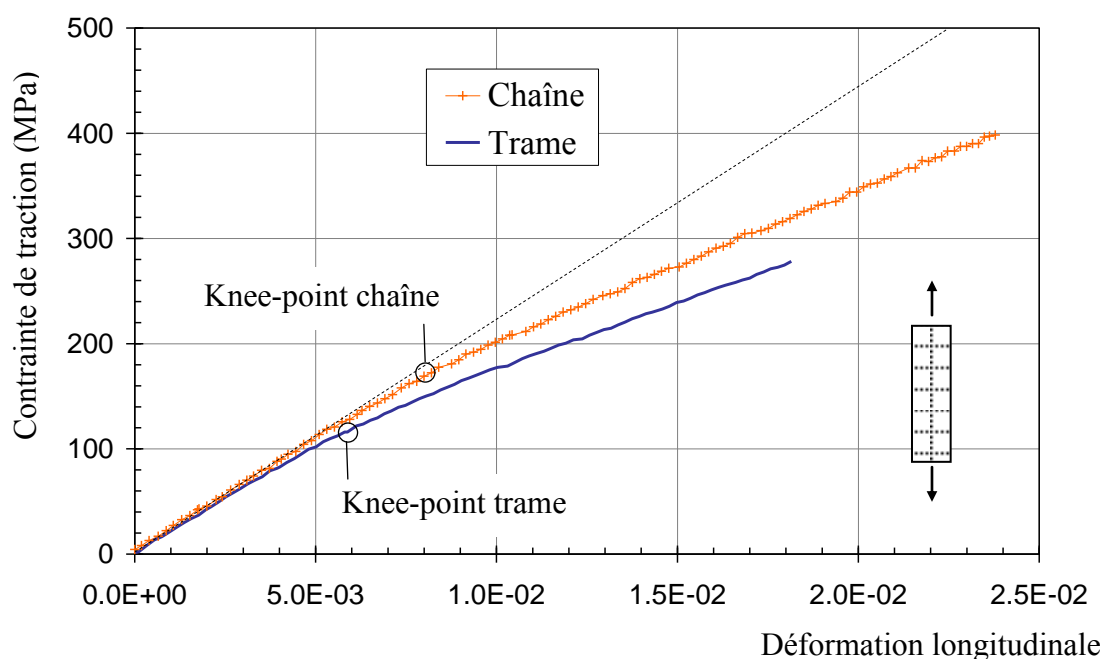


Figure 2-5 : Courbes expérimentales de traction direction chaîne et trame du tissu étudié

Les essais de traction sur stratifiés $[\pm 45]_2$ ont permis de déterminer le module de cisaillement plan. Il est à noter que même si ce type d'éprouvette n'est pas sollicité en cisaillement pur, les modes de rupture observés sont conformes à une rupture en cisaillement. L'essai a été conduit à une vitesse de 2 mm/min et les déformations longitudinales ε_y et transversale ε_x ont été mesurées au moyen de jauges de déformation (Figure 2-4). La contrainte de cisaillement s'exprime alors dans le repère fibres par :

$$\tau_{12} = \frac{F}{2.S} \quad (15)$$

où F est la charge appliquée et S la section de l'éprouvette.

La distorsion angulaire due au cisaillement est donnée par la relation :

$$\gamma_{12} = \varepsilon_y - \varepsilon_x \quad (16)$$

Le module de cisaillement peut alors être calculé. Il a été déterminé par régression linéaire entre 10^{-3} et 3.10^{-3} de déformation linéique ε_y . La courbe de comportement présente une importante zone de non-linéarité (Figure 2-6). Il est à noter que la distorsion de rupture γ_{12} n'a pu être déterminée expérimentalement car elle était supérieure à la déformation de rupture des jauges utilisées (la déformation limite des jauges est égale à 40 000 μ def). La courbe de comportement en Figure 2-6 s'arrête dès lors à 85% de la charge de rupture statique.

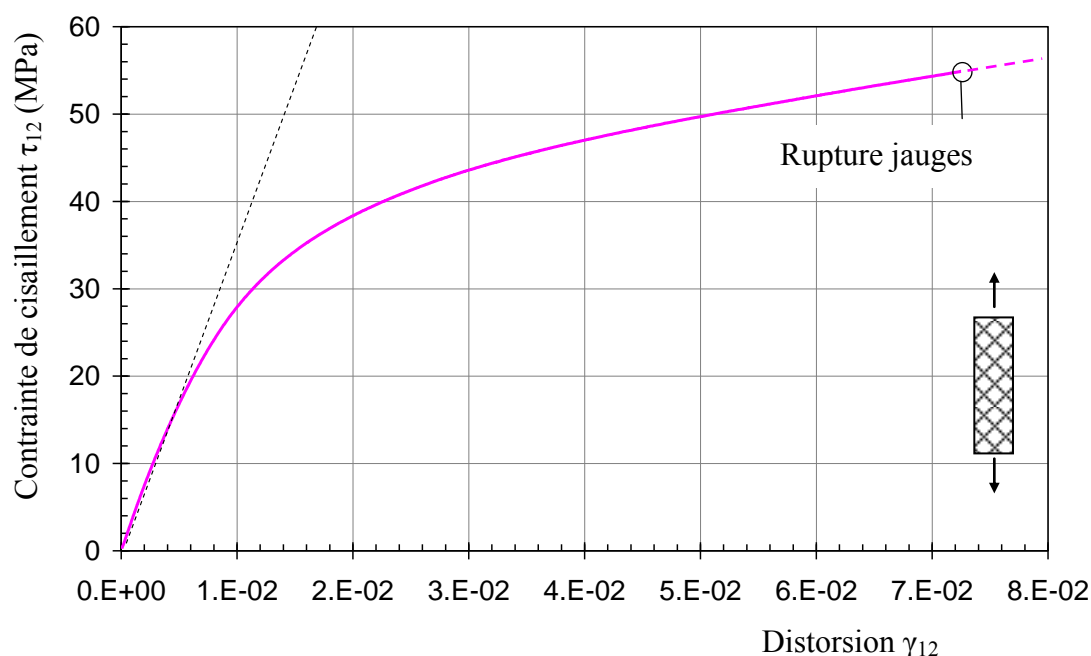


Figure 2-6 : Courbe de comportement en cisaillement du tissu utilisé dans cette étude

Les caractéristiques mécaniques du pli de tissu étudié peuvent être résumées comme suit :

Tableau 2-1 : Caractéristiques mécanique du pli de tissu verre / époxy utilisé

Rigidités	Résistances	Déformations de rupture
$E_{chaîne} = 21\ 500\ \text{MPa}$	$\sigma_{rupt\ traction\ chaîne} = 385\ \text{MPa}$	$\epsilon_{rupt\ chaîne} = 2,1 \cdot 10^{-2}$
$E_{trame} = 20\ 500\ \text{MPa}$	$\sigma_{rupt\ traction\ trame} = 280\ \text{MPa}$	$\epsilon_{rupt\ trame} = 1,9 \cdot 10^{-2}$
$G_{12} = 3\ 500\ \text{MPa}$	$\tau_{rupt} = 65\ \text{MPa}$	$\gamma_{rupt} = -$
$\nu_{12} = 0,15$		

Ces résultats sont en accord avec les données du fabricant Hexcel. [Hansen99] a utilisé le même matériau et seuls le motif de tissage et la fraction volumique de fibres sont différents. Les caractéristiques mécaniques sont alors un peu plus élevées que celles énoncées précédemment, compte tenu d'une fraction volumique de fibres plus grande. Le motif de tissage était un taffetas (ondulation à chaque mèche de fibres) et par conséquent, la déformation à rupture dans la direction des fibres est plus faible (1,5%) que le matériau de ce rapport.

D'autre part, les différences de rigidité et de résistance entre les directions chaîne et trame d'un tissu équilibré ont également été observées par [Smith89] et [Shindo05]. La direction trame présente des caractéristiques mécaniques plus faibles que la direction chaîne. En effet, du fait de la fabrication du tissu, les mèches de chaîne sont plus rectilignes et présentent moins d'ondulation.

Enfin, les essais de caractérisation sur des stratifiés quasi-isotropes de séquence de drapage [± 45 ; 0 ; ± 45] détaillés en annexe B, montrent que la théorie classique des stratifiés prédit la rigidité du drapage quasi-isotrope à 7% près. De façon analogue à la courbe de comportement du stratifié fortement orienté, la courbe de traction du stratifié quasi-isotrope présente un point d'inflexion quand la déformation longitudinale est égale à 0,6% environ.

L'étude des caractéristiques élastiques du matériau ne sont pas suffisantes pour décrire le comportement en traction des stratifiés précédents. Le paragraphe suivant va permettre de quantifier l'endommagement en traction et en cisaillement.

2.1.2.2 Description de l'endommagement statique

Il est possible de quantifier l'endommagement en réalisant des cycles de charge et décharge successifs dont les valeurs de pic vont en augmentant. L'endommagement dans la direction des fibres est décrit en premier puis l'endommagement en cisaillement est détaillé. Les dommages consistent à l'échelle microscopique en des micro-fissures dans la matrice, des ruptures d'interface fibres-matrice et des méta-délaminages, ce dernier phénomène étant propre aux tissus. A l'échelle macroscopique, ces dommages

sont la cause de perte de module et de l'apparition de déformations inélastiques permanentes.

Le formalisme de la mécanique des milieux continus endommageables est retenu. Le modèle présenté est issu du travail de [Ladevèze92] sur la modélisation à l'échelle du pli de l'endommagement de composites stratifiés. Cette modélisation est valable sous les hypothèses de contraintes planes et de petites perturbations. Aux variables classiques, tenseur des déformations et tenseur des contraintes, s'ajoutent des variables d'endommagement qui décrivent les diminutions de rigidité dans chaque pli. En notant 1 la direction chaîne et 2 la direction trame du tissu, des variables d'endommagement sont introduites :

$$\begin{aligned} E_1 &= E_1^0(1 - d_1) \\ E_2 &= E_2^0(1 - d_2) \\ G_{12} &= G_{12}^0(1 - d_{12}) \end{aligned} \quad (17)$$

avec : E_1^0, E_2^0, G_{12}^0 étant les rigidités initiales du matériau.

L'énergie de déformation élastique du matériau endommagé s'écrit :

$$\psi = \frac{1}{2} \left[\frac{\langle \sigma_1 \rangle_+^2}{E_1^0(1 - d_1)} + \frac{\langle \sigma_1 \rangle_-^2}{E_1^0} - \frac{2 \nu_{12} \sigma_1 \sigma_2}{E_1^0} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{E_2^0(1 - d_2)} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_-^2}{E_2^0} + \frac{\tau_{12}^2}{G_{12}^0(1 - d_{12})} \right] \quad (18)$$

avec : $\langle X \rangle_+ = X$ si $X > 0$ sinon $\langle X \rangle_+ = 0$;
 $\langle X \rangle_- = X$ si $X < 0$ sinon $\langle X \rangle_- = 0$

Les forces thermodynamiques associées aux différentes variables d'endommagement se déduisent de l'expression de ψ :

$$Y_{d1} = \frac{\partial \psi}{\partial d_1} = \frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_1 \rangle_+^2}{E_1^0(1 - d_1)^2} \quad (19)$$

$$Y_{d2} = \frac{\partial \psi}{\partial d_2} = \frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{E_2^0(1 - d_2)^2} \quad (20)$$

$$Y_{d12} = \frac{\partial \psi}{\partial d_{12}} = \frac{1}{2} \frac{\tau_{12}^2}{G_{12}^0(1 - d_{12})^2} \quad (21)$$

a) Endommagement dans la direction des fibres

Des essais de traction à huit cycles de charge et de décharge ont été menés jusqu'à rupture sur des stratifiés sains à base de deux plis de tissus de verre / époxy dont les fibres étaient orientées dans l'axe de la sollicitation. L'inflexion de la courbe de traction est bien entendue toujours présente et apparaît plus tôt dans la direction trame (Figure 2-7). Seuls l'enveloppe de la courbe et le dernier cycle de chargement sont reproduits en Figure 2-7 afin de faciliter la lecture du graphique. La déformation à rupture est plus faible dans la direction trame. La déformation inélastique maximale est égale à 1.10^{-3} et apparaît lorsque la déformation longitudinale globale de l'éprouvette est d'environ 2.10^{-2} dans les directions chaîne et trame. Cette pseudo-plasticité est donc très faible dans la direction des fibres du tissu. Il est également à noter que la perte de rigidité due à l'inflexion est plus marquée dans la direction trame que dans la direction chaîne.

Les Figure 2-8 et Figure 2-9 présentent respectivement l'évolution de l'endommagement d et de la déformation inélastique en fonction de la déformation maximale atteinte par l'éprouvette.

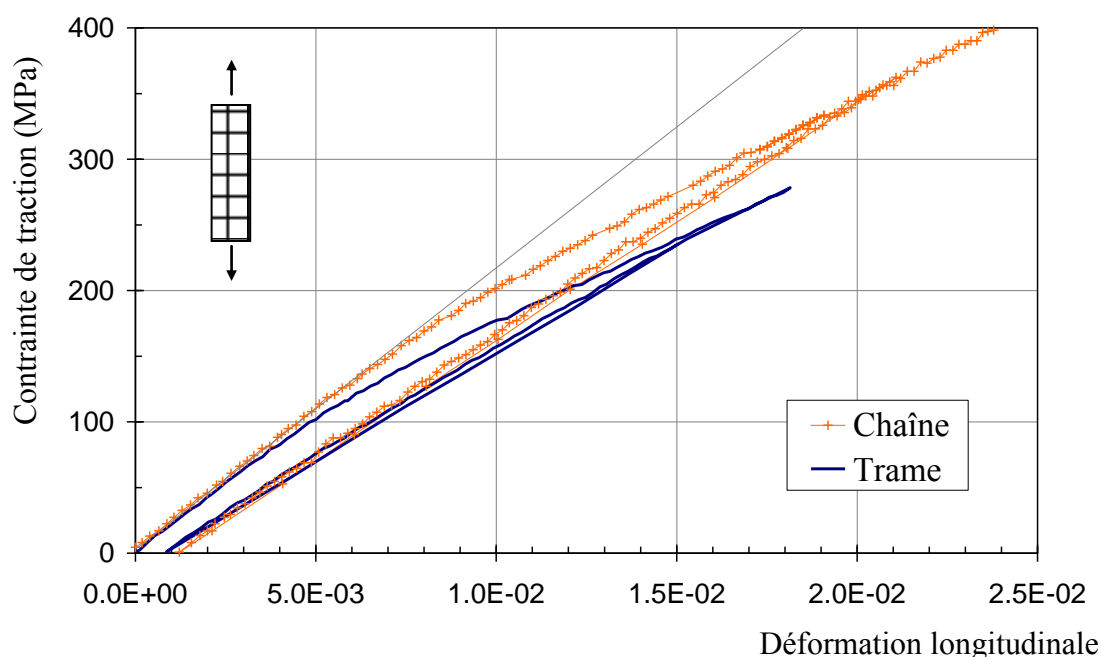


Figure 2-7 : Endommagement en traction dans les directions chaîne et trame du tissu

Dans les deux directions chaîne et trame du tissu, l'endommagement débute quelque peu avant le niveau de déformation correspondant à l'inflexion de la courbe de traction. Puis, il évolue linéairement avec la déformation de l'éprouvette pour atteindre une valeur limite de chute de module d'environ 20% dans la direction trame et d'environ 15% dans la direction chaîne.

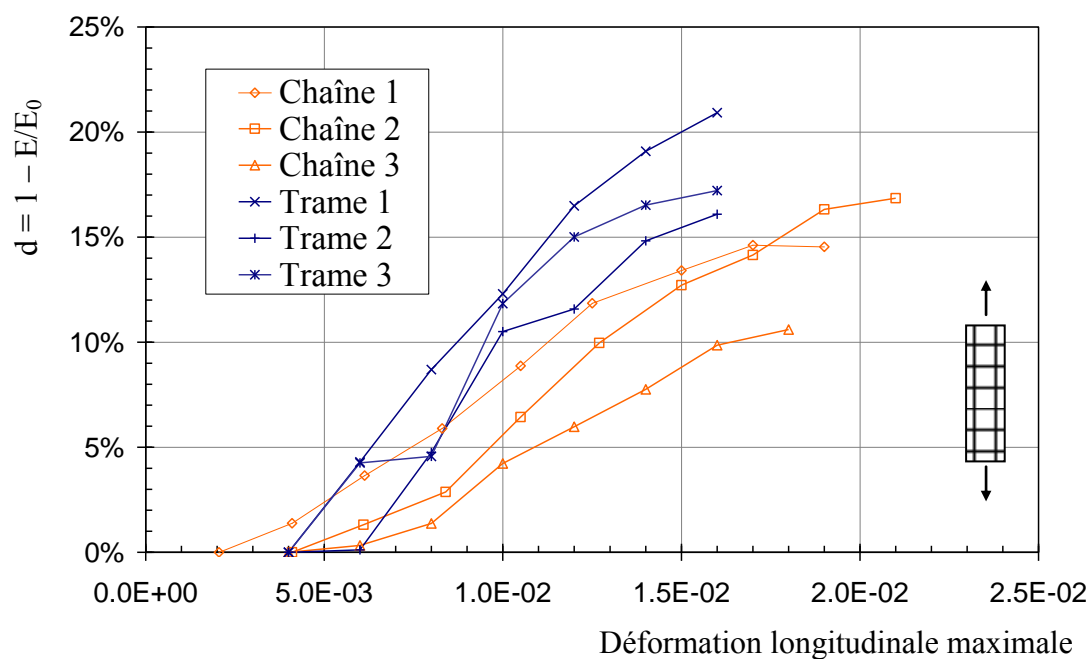


Figure 2-8 : Evolution de l'endommagement dans la direction des fibres en fonction de la déformation maximale pour le tissu étudié

La déformation inélastique suit une évolution semblable. Dans les deux directions chaîne et trame, elle apparaît pour une déformation globale de l'éprouvette de l'ordre de $6 \cdot 10^{-3}$. Juste avant rupture, la déformation inélastique dans la direction des fibres est proche de $1 \cdot 10^{-3}$, ce qui est faible comparativement à la valeur de la déformation de rupture égale à $2 \cdot 10^{-2}$.

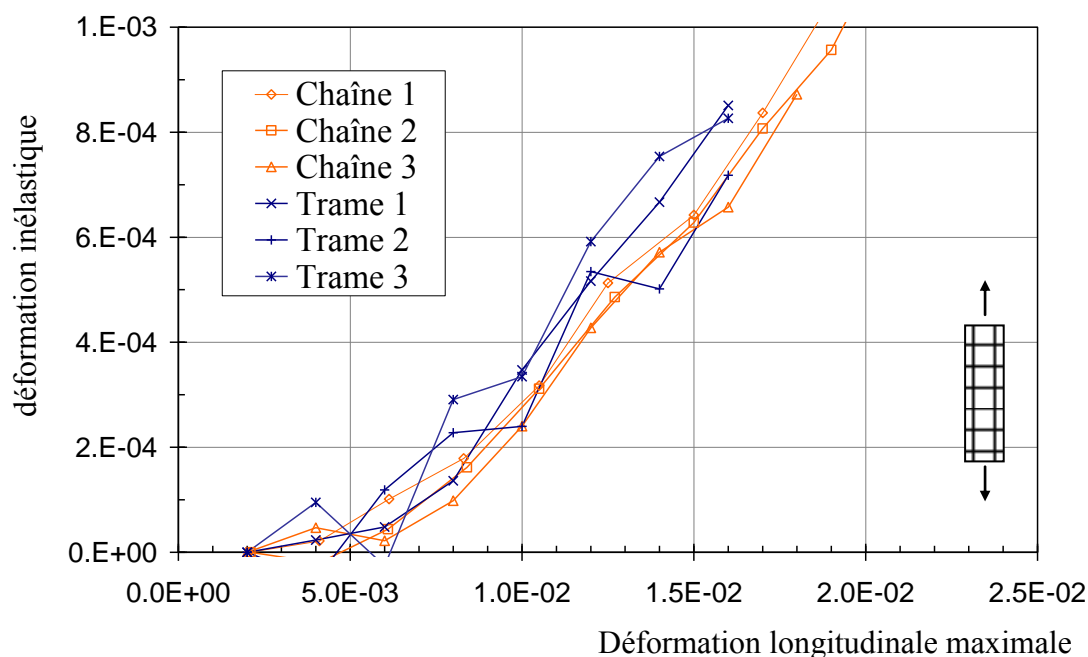


Figure 2-9 : Evolution de la déformation inélastique dans la direction des fibres en fonction de la déformation maximale pour le tissu étudié

Afin de modéliser le comportement endommageable du tissu dans la direction des fibres, et compte tenu du peu de déformation inélastique mesurée, il est possible de retenir uniquement la perte de module.

L'évolution des endommagements dépend du maximum des forces thermodynamiques (19) et (20) selon l'historique du chargement. Les évolutions de d_i $\{i = 1,2\}$ peuvent s'écrire sous la forme :

$$d_i = \left\langle \frac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_{S_i}}}{\sqrt{Y_{C_i}} - \sqrt{Y_{S_i}}} \right\rangle_+ \quad \text{avec } \underline{Y} = \sup(Y(\tau)) \quad \tau < t \quad (22)$$

avec : Y_{S_i} définit un seuil d'endommagement dans la direction i ,
et Y_{C_i} une valeur critique.

Pour la direction chaîne, le seuil et la valeur critique ont été identifiés :

$$Y_{S_1} = 0,20 \text{ MPa}$$

$$Y_{C_1} = 75,00 \text{ MPa}$$

Pour la direction trame, le seuil et la valeur critique ont été identifiés :

$$Y_{S_2} = 0,05 \text{ MPa}$$

$$Y_{C_2} = 35,00 \text{ MPa}$$

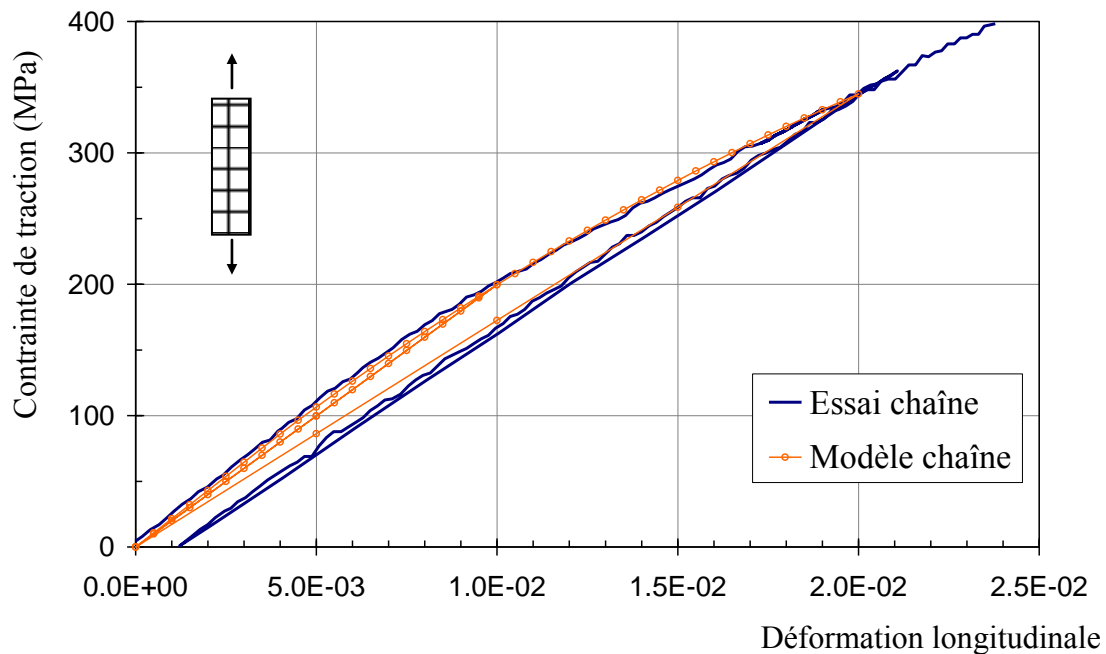


Figure 2-10 : Simulation des essais de traction dans la direction chaîne du tissu

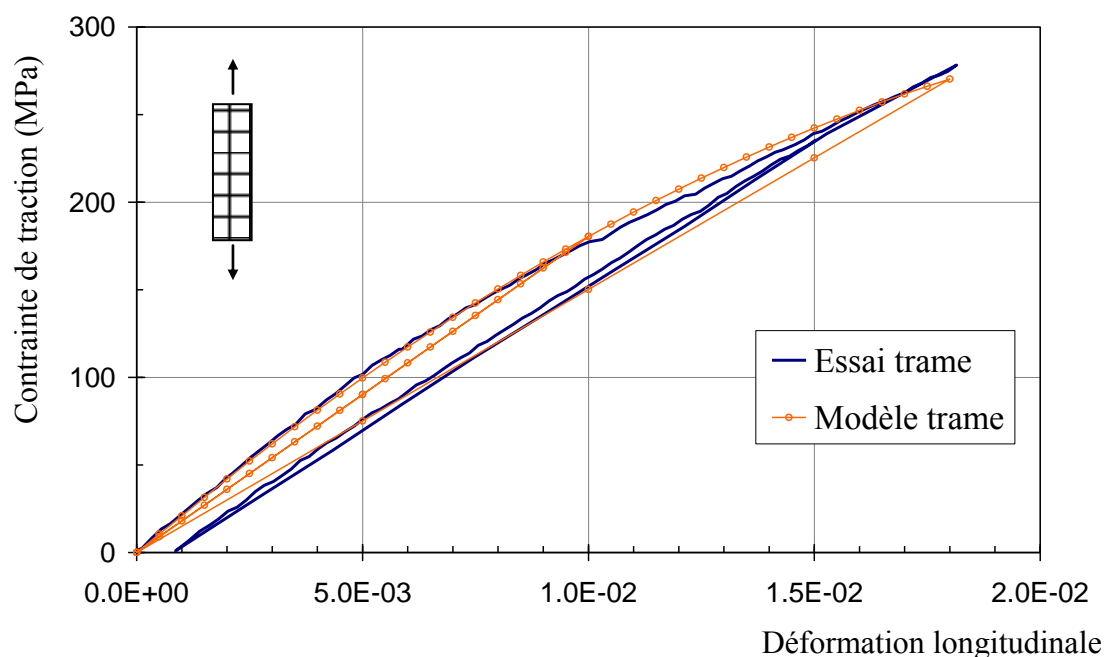


Figure 2-11 : Simulation des essais de traction dans la direction trame du tissu

b) Endommagement en cisaillement

Les caractéristiques mécaniques en cisaillement du pli tissé sont principalement fonction du comportement de la matrice. Les cycles de charge et de décharge en traction sur un stratifié à base de plis de tissu orientés à $\pm 45^\circ$ font apparaître une diminution du module ainsi que des déformations inélastiques (Figure 2-12). Il est possible de décrire les phénomènes de glissement et de friction de la matrice, responsables de l'endommagement et des déformations inélastiques, en utilisant un modèle de type plastique avec écrouissage isotrope. La modélisation du couplage plasticité-endommagement se fait habituellement en introduisant des grandeurs dites effectives.

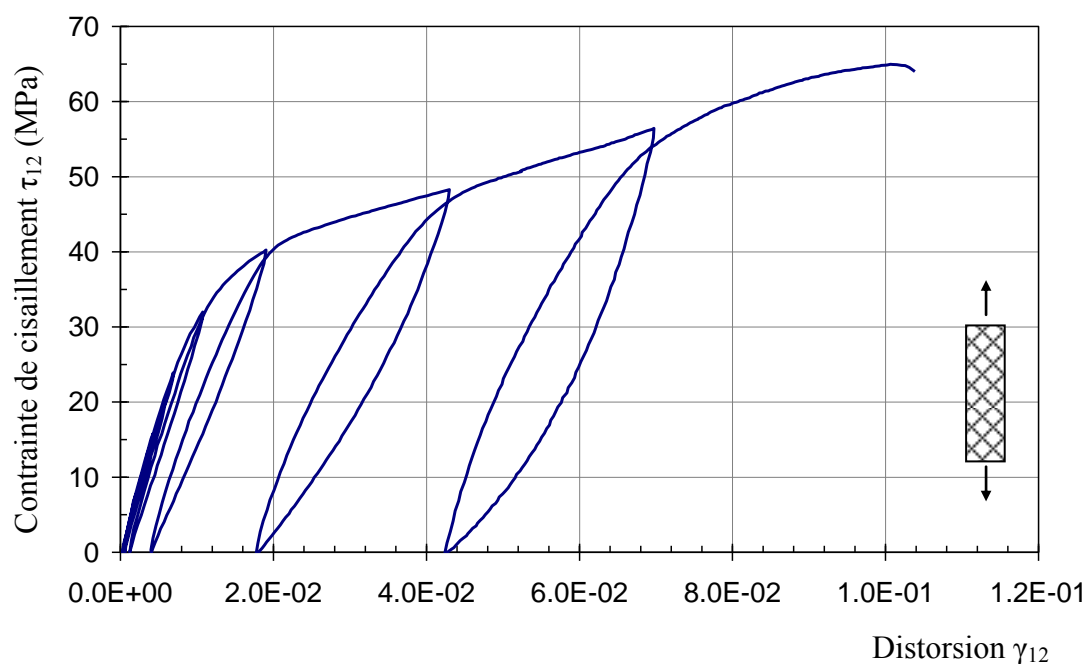


Figure 2-12 : Endommagement en cisaillement du tissu

De l'expression de l'énergie de déformation du pli endommagé (18), la force thermodynamique $Y_{d_{12}}$ est déduite (21).

L'évolution des endommagements dépend du maximum de cette force thermodynamique selon l'historique du chargement. L'évolution de d_{12} peut s'écrire sous la forme :

$$d_{12} = \left\langle \frac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_{S_{12}}}}{\sqrt{Y_{C_{12}}} - \sqrt{Y_{S_{12}}}} \right\rangle_+ \quad \text{avec } \underline{Y} = \sup(Y(\tau)) \quad \tau < t \quad (23)$$

avec : $Y_{S_{12}}$ définit le seuil d'endommagement en cisaillement,
et $Y_{C_{12}}$ la valeur critique.

L'endommagement est déterminé par la mesure de la chute du module de cisaillement (Figure 2-12). A chaque nouveau cycle, le module de cisaillement correspond à la pente de la droite ajustée par moindres carrés sur la boucle de décharge / recharge en limitant les parties extrêmes.

Le seuil et la valeur critique ont été identifiés :

$$Y_{S_{12}} = 0,02 \text{ MPa}$$

$$Y_{C_{12}} = 6,20 \text{ MPa}$$

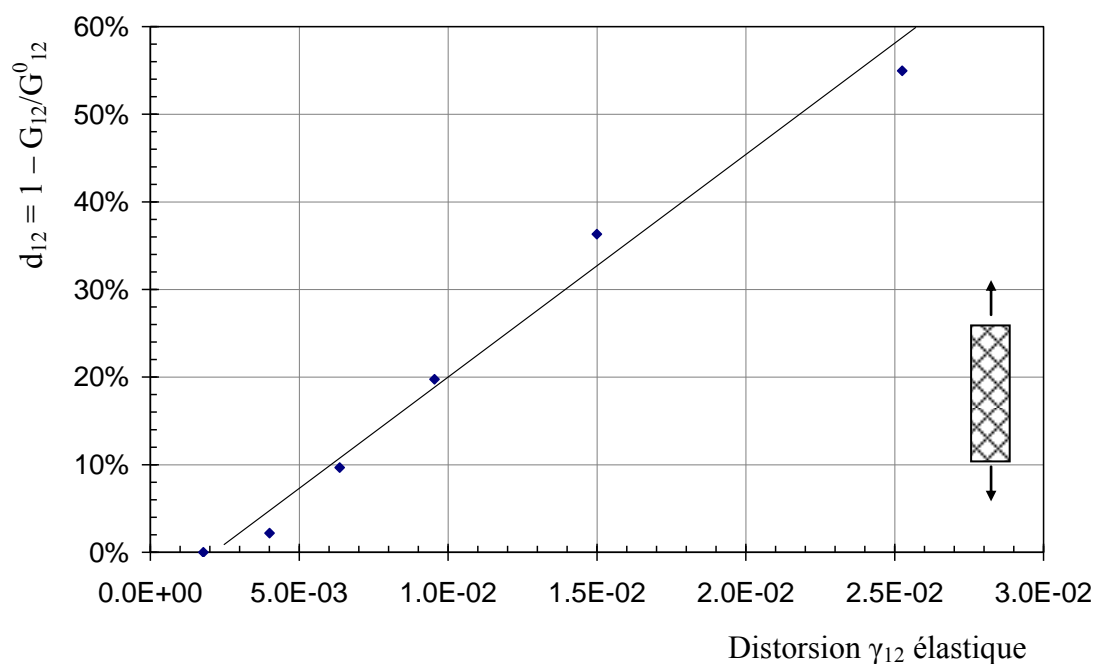


Figure 2-13 : Identification de l'évolution de l'endommagement en cisaillement

Le couplage plasticité - endommagement est pris en compte en utilisant la contrainte effective τ_{12}^{\sim} et le taux de déformation plastique effectif $\dot{\varepsilon}_{12}^{\sim}$ définies par :

$$\tau_{12}^{\sim} = \frac{\tau_{12}}{1 - d_{12}} \quad (24)$$

$$\dot{\varepsilon}_{12}^{\sim} = \dot{\varepsilon}_{12}^p (1 - d_{12}) \quad (25)$$

Ces quantités sont conjuguées vis-à-vis de la dissipation plastique :

$$\phi_p = \tau_{12}^{\sim} \dot{\varepsilon}_{12}^{\sim} = \tau_{12} \dot{\varepsilon}_{12}^p \quad (26)$$

Le domaine d'élasticité est décrit par la fonction seuil suivante :

$$f(\tau_{12}^{\sim}, p) = |\tau_{12}^{\sim}| - R_0 - R(p) \quad (27)$$

avec : R_0 est la limite élastique initiale,
 et R est une fonction d'écrouissage dépendant de la déformation plastique effective cumulée p choisie sous la forme :

$$R(p) = K \cdot (p)^\alpha \quad (28)$$

En imposant un taux de déformation plastique normal à la frontière du domaine élastique, l'expression suivant est obtenue :

$$\dot{\varepsilon}_{12}^p \sim = \dot{p} \frac{\partial f}{\partial \tau_{12} \sim} \quad (29)$$

L'évolution de p peut alors s'écrire de la manière suivante :

$$\dot{p} = \left| \dot{\varepsilon}_{12}^p \sim \right| = \frac{\left| \tau_{12} \sim \right|}{\frac{\partial R}{\partial p}} \quad \text{si } \dot{f} = 0 \text{ et } f = 0 \quad (30)$$

$$\dot{p} = 0 \quad \text{si } f < 0 \text{ ou } f = 0 \text{ et } \dot{f} < 0$$

Les paramètres du modèle ont été identifiés à partir d'essais de traction sur $[\pm 45]_2$:

$$R_0 = 20 \text{ MPa}$$

$$K = 300 \text{ MPa}$$

$$\alpha = 0,4$$

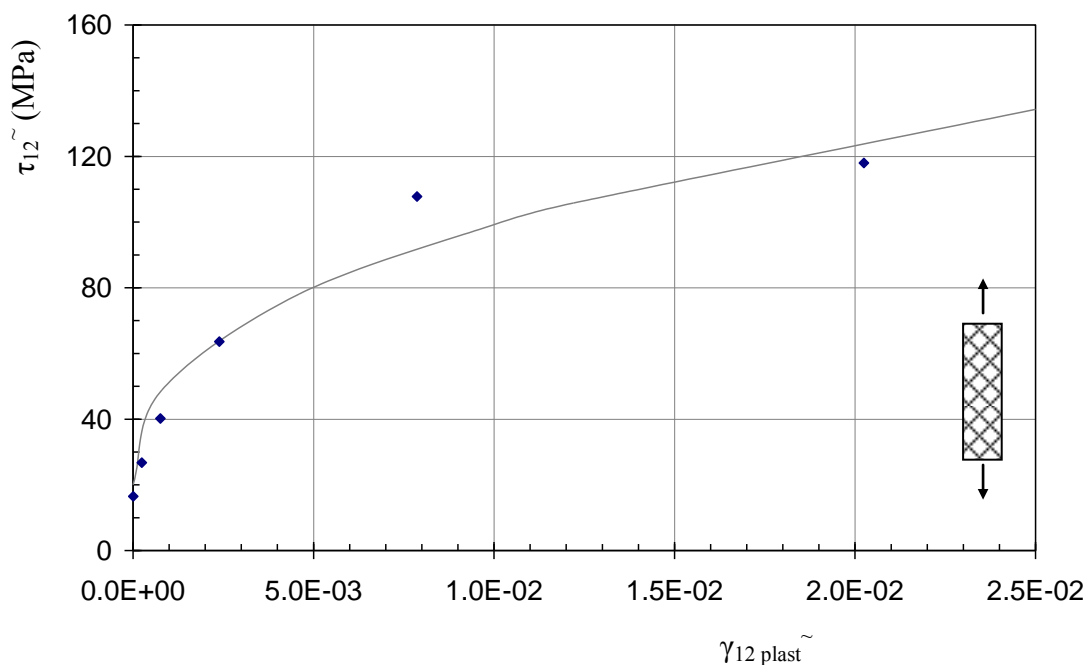


Figure 2-14 : Identification de la loi d'écaouissage isotrope

Cette modélisation suppose qu'il n'existe pas de couplage entre les contraintes dans les directions des fibres du tissu et l'endommagement en cisaillement. Ainsi, les contraintes σ_1 et σ_2 ne jouent aucun rôle dans l'évolution des déformations inélastiques γ_{12}^p .

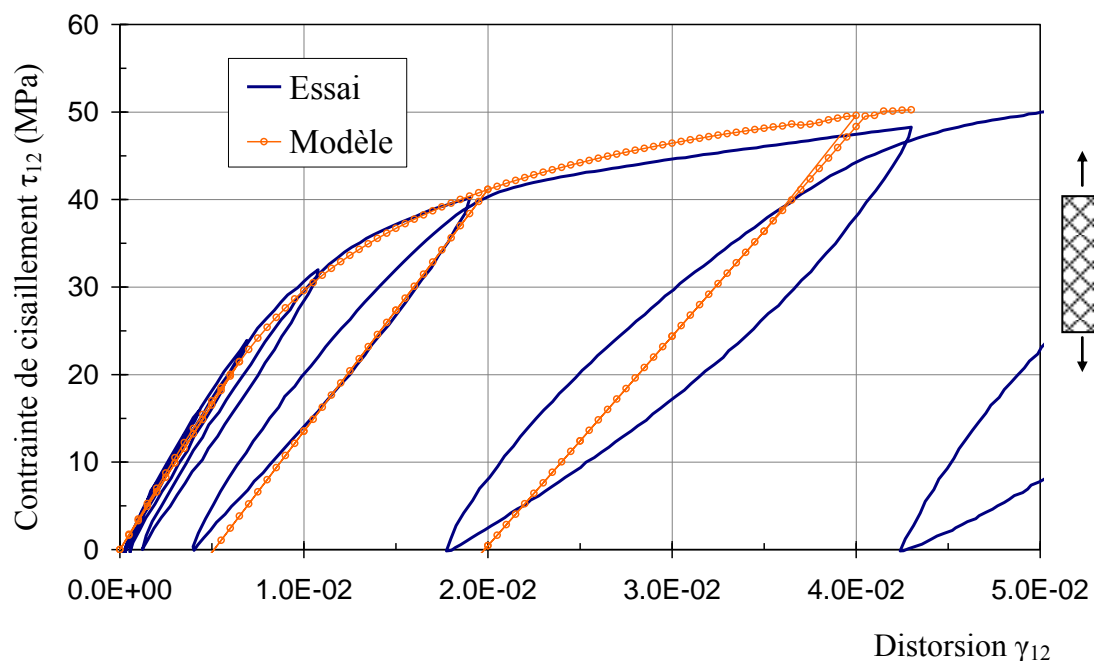


Figure 2-15 : Simulation du comportement en cisaillement du tissu

L'analyse et la modélisation du comportement statique du pli élémentaire du tissu de fibres de verre et de résine époxy a été menée. Toutefois, le comportement en fatigue du pli ne suit pas les mêmes évolutions. Le paragraphe suivant synthétise les résultats les plus probants qui seront utiles à la modélisation de la propagation de coupure en fatigue dans ces stratifiés.

2.1.3 Résultats d'essais de fatigue sur éprouvettes saines

L'étude du comportement en statique du pli tissé a révélé que l'évolution des caractéristiques mécaniques du matériau étudié dépend de la nature de la sollicitation. Il en est de même en fatigue. De plus, l'étude bibliographique a montré que l'endommagement en fatigue diffère de celui en statique. Le module d'élasticité en particulier suit une évolution typique en fatigue. L'étude de l'évolution de l'endommagement en fatigue selon la direction des fibres sera d'abord menée puis celle de la dégradation en fatigue pour les drapages désorientés $[\pm 45]_2$ suivra.

2.1.3.1 Essais de fatigue selon la direction des fibres

Il est reconnu que les composites à base de fibres de verre présentent une durée de vie limitée selon le niveau de contraintes en fatigue (Figure 1-9) : à un niveau de sollicitation de fatigue correspondant à 50% de la contrainte de rupture statique en traction, la durée de vie de l'éprouvette est de l'ordre de 10^4 cycles et pour un niveau de sollicitation correspondant à 40% de la contrainte de rupture statique, la durée de vie de l'éprouvette s'établit aux alentours de 10^5 cycles. Différents auteurs ont expliqué cette constatation expérimentale par la tenue en fatigue du renfort qui présente une courbe S-N semblable. D'autre part, l'endommagement matriciel se greffe au comportement en fatigue de la fibre de verre. En particulier, des fissures matricielles apparaissent assez rapidement dans la vie du stratifié au niveau des mèches orientées perpendiculairement à la sollicitation et principalement dans les zones d'ondulation du tissu. Ces fissures finissent par créer un délaminage entre les mèches de chaîne et les mèches de trame dans les zones d'ondulation (Figure 1-4). Ces deux phénomènes interviennent selon des échelles de temps différentes mais il en résulte une diminution du module apparent dans la direction des fibres du stratifié. Cet assouplissement suit une évolution caractéristique (Figure 1-10) et modifie le niveau de contraintes dans les structures sollicitées en déformation imposée. Les paragraphes suivants explicitent l'évolution du module en fatigue de stratifiés à base de deux plis de tissus de verre selon la direction chaîne puis selon la direction trame. Les différences de comportement entre ces deux directions seront identifiées. Deux niveaux de déformations maximums ont été retenus et correspondent à des durées de vie du stratifié de respectivement 10^5 et 10^8 cycles. Le premier niveau de déformation maximal du cycle de fatigue est égal à $\varepsilon_y = 6.10^{-3}$; sur la courbe de traction statique de la direction trame, ce niveau correspond au « knee-point » ou point de perte de rigidité typique pour les tissus de verre (cette inflexion typique apparaît plus tard pour la direction chaîne, lorsque la déformation moyenne de l'éprouvette est égale à $\varepsilon_y = 8.10^{-3}$). L'endommagement matriciel devient important. Le second niveau de déformation maximal du cycle de fatigue, plus faible, est égal à $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$; c'est le niveau habituellement utilisé en conception afin de dimensionner une structure pour une durée de vie théoriquement infinie ([Garteur04]). L'ensemble des essais de fatigue a été mené à déformation imposée à l'aide d'un extensomètre à une fréquence de 20 Hz. La déformation minimale du cycle de fatigue a toujours été égale à $\varepsilon_y = 1.10^{-3}$. L'effort de traction a été sauvegardé durant l'essai de fatigue. Des régressions linéaires sont effectuées sur un ou plusieurs cycles à intervalles réguliers afin de déterminer le module de l'éprouvette. Les largeurs d'éprouvettes étaient comprises entre 10 mm et 30 mm ; les autres dimensions étaient en accord avec la norme EN-ISO14129 (Figure 2-4). Deux à trois éprouvettes par niveau de déformation ont été testées.

a) Fatigue des mèches de chaîne

Les essais de fatigue, à déformation imposée, pour les stratifiés sains à deux plis de tissus de verre dont les mèches de chaîne sont orientées dans l'axe de la sollicitation de traction sont synthétisés en Figure 2-16 où le rapport du module actuel sur le module

initial E_N / E_0 est tracé en fonction du nombre de cycles et du niveau de déformation maximal. La baisse de module en fatigue est fonction du niveau de déformation maximale du cycle élémentaire de fatigue. Pour une déformation maximale du cycle de fatigue égale à $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$, le module d'élasticité sens chaîne du tissu diminue rapidement pendant les 5.10^5 premiers cycles puis semble se stabiliser vers un rapport $E / E_0 = 93\%$ au bout de 3.10^6 cycles. La dégradation du module en fatigue pour une déformation maximale du cycle de fatigue de $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$ peut être approchée par la loi suivante qui est reproduite sur la Figure 2-16 :

$$\frac{E_N}{E_0} = 1,20.n^{-0,017} \quad (31)$$

avec $n \in [10^4; \infty[$: nombre de cycles associé à la durée d'endommagement.

Habituellement, la dégradation en fatigue suit trois phases : une première phase au tout début de la vie du matériau où le module décroît rapidement. Dans les tissus, les dommages matriciels interviennent principalement dans les zones d'ondulation des mèches ; par conséquent, l'endommagement est diffus et n'est pas localisé comme dans les unidirectionnels ([Alif97]). La deuxième phase correspond à une dégradation beaucoup plus lente et régulière du module. La troisième et dernière phase correspond à une diminution rapide du module juste avant la rupture. Dans le cas d'essais de fatigue à déformation maximale égale à $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$, cette troisième phase est absente. En exploitant la courbe S-N de ce matériau (Figure 1-9) et en faisant l'hypothèse que le matériau n'est pas endommagé à ce niveau de déformation (Figure 2-5), la rupture en fatigue et donc la troisième phase d'évolution du module arriverait pour un nombre de cycles d'environ 10^8 cycles.

Pour le niveau de déformation maximum intermédiaire de $\varepsilon_y = 5.10^{-3}$, l'essai de fatigue a été interrompu avant la rupture de l'éprouvette. La diminution du module en fatigue fait apparaître les deux premières phases énoncées précédemment. Il est possible de remarquer que la diminution de module associée à la première phase est plus prononcée que pour l'essai de fatigue à une déformation de $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$. A près de 10^6 cycles, le rapport module actuel sur module initial E_N / E_0 s'établit à 83%. L'éprouvette se situe entre 50% et 80% de sa durée de vie théorique (Figure 1-9).

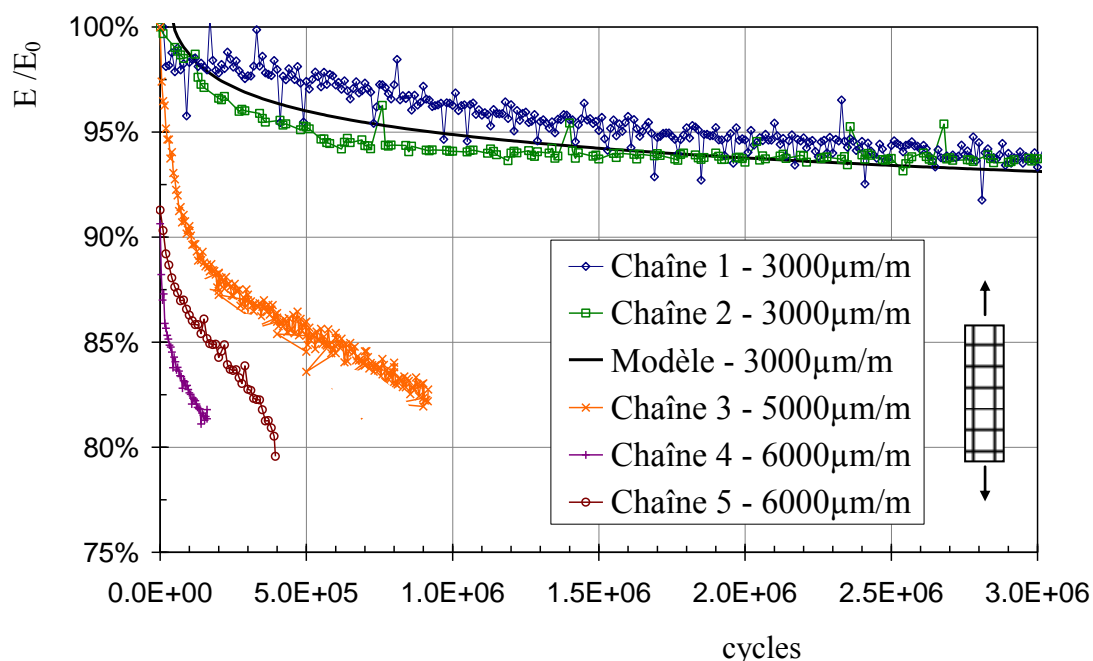


Figure 2-16 : Evolution en fatigue du module sens chaîne à différents niveaux de déformation maximale

Enfin, pour un cycle élémentaire de fatigue dont la déformation maximale est égale à $\varepsilon_y = 6.10^{-3}$, les éprouvettes ont rompues entre 2.10^5 et 4.10^5 cycles. Les trois phases de la dégradation du module énoncées précédemment apparaissent nettement (Figure 2-16). La diminution du module est plus prononcée dès lors que la déformation maximale du cycle de fatigue est importante. Comme le révèlent les points expérimentaux à 0 cycle, la diminution de module est aussi fonction de l'endommagement statique (Figure 2-8

Figure 2-8). Compte tenu des résultats obtenus en statique et en fatigue (Figure 2-8 et Figure 2-16), il semble qu'un endommagement limite dans la direction chaîne du tissu de $d = 1 - E / E_0$ égal à 20% correspond à la rupture du matériau en fatigue ; ce niveau d'endommagement est un peu plus élevé que l'endommagement limite en statique de 15% mesuré expérimentalement ([Payan04]).

b) Fatigue des mèches de trame

Des essais de fatigue à déformation imposée similaires ont été menés sur des stratifiés sains à deux plis de tissus de verre dont les mèches de trame sont orientées dans l'axe de la sollicitation de traction. Les résultats sont illustrés en Figure 2-17 où le rapport du module actuel sur le module initial E_N / E_0 est tracé en fonction du nombre de cycles et du niveau de déformation maximal. De la même façon, il est possible de constater que

L'endommagement en fatigue du tissu sens trame est fonction du niveau de déformation maximal de fatigue. L'évolution au cours du temps est similaire et fait apparaître deux des trois phases typiques énoncées auparavant (Figure 1-10). Toutefois, à niveau de déformation maximal identique, la diminution de module en fatigue dans la direction trame est plus importante que dans la direction chaîne. En effet, pour une déformation maximale du cycle de fatigue égale à $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$, le module d'élasticité sens trame du tissu diminue rapidement et semble se stabiliser vers un rapport $E / E_0 = 85\%$ au bout de 3.10^6 cycles alors que ce rapport stagnait à 93% dans le cas de la direction chaîne. Tous les essais présentés en Figure 2-17 ont été interrompus avant rupture des éprouvettes, ce qui explique que la troisième et dernière phase d'évolution du module juste avant rupture n'a pas été observée.

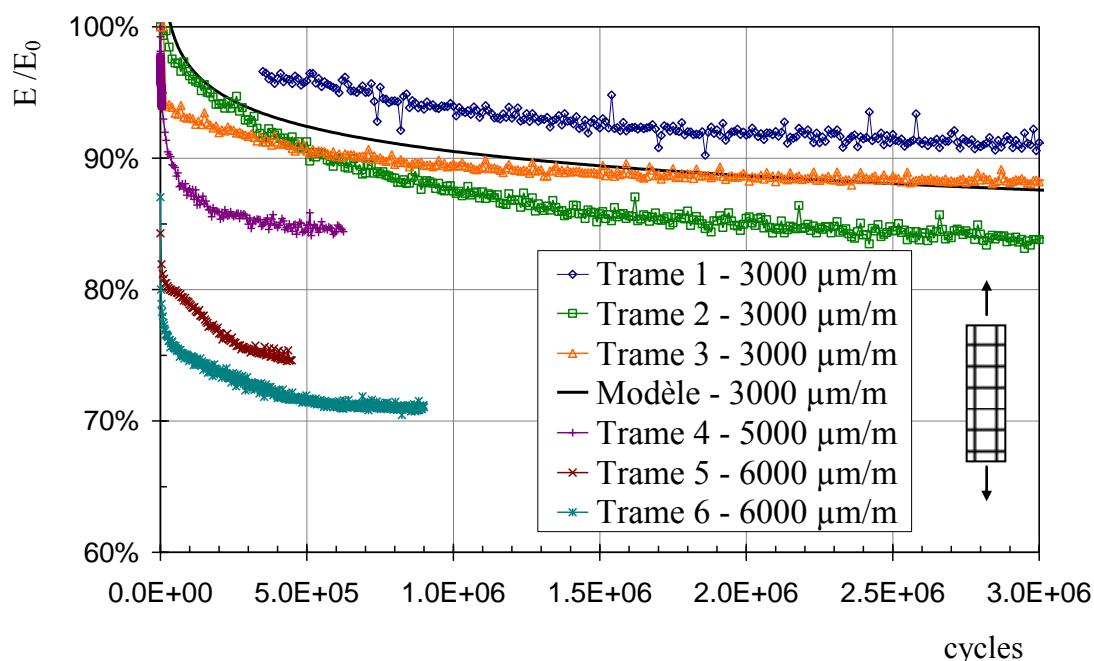


Figure 2-17 : Evolution en fatigue du module sens trame à différents niveaux de déformation maximale

La dégradation du module en fatigue pour une déformation maximale du cycle de fatigue de $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$ peut être approchée par la loi suivante qui est également reproduite en Figure 2-17 :

$$\frac{E_N}{E_0} = 1,37.n^{-0,03} \quad (32)$$

avec : $n \in [10^4; \infty[$ nombre de cycles associé à la durée d'endommagement.

Comme le révèlent les points expérimentaux pour les tous premiers cycles, la diminution de module est aussi fonction de l'endommagement statique (Figure 2-8). Etant donné qu'au niveau de déformation égal à $\varepsilon_y = 6.10^{-3}$ correspond au point d'inflexion typique de la courbe de traction statique pour la direction trame, l'endommagement atteint une valeur plus importante (de l'ordre de 15%) que pour la direction chaîne. Compte tenu des résultats d'essais de fatigue (Figure 2-17), il semble qu'un endommagement limite dans la direction trame du tissu de $d = 1 - E/E_0$ égal à 30% correspond à la rupture du matériau en fatigue ; ce niveau d'endommagement est plus élevé que l'endommagement critique en fatigue de la direction chaîne qui s'établissait quant à lui à $d = 20\%$. Il est également plus élevé que dans le cas statique où l'endommagement maximal est voisin de 20% (Figure 2-8). Ces constatations expérimentales peuvent s'expliquer par le fait que par la confection même du tissu sec, les mèches de chaîne sont tendues et bien parallèles entre elles et ne sont contraintes que par l'embuvage alors que les mèches de trame sont doublement pénalisées par un embuvage plus sévère et ne sont pas forcément alignées entre elles (Figure 2-18).

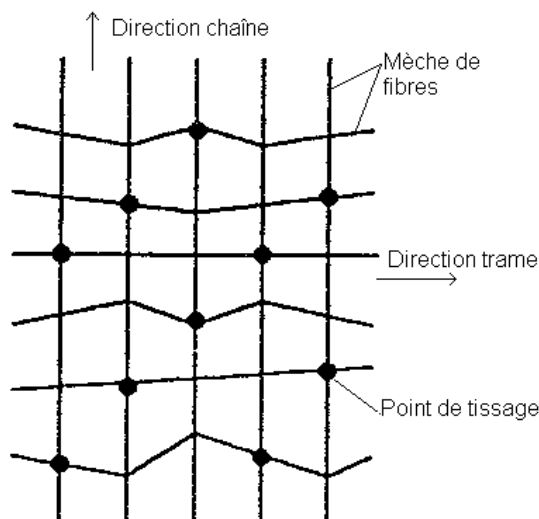


Figure 2-18 : Illustration des différences d'alignement dues à la confection d'un tissu entre les directions chaîne et trame

Les différences de comportement entre les directions chaîne et trame du tissu étudié subsistent donc également en fatigue. A titre de comparaison, la Figure 2-19 permet d'établir une comparaison entre les essais de fatigue menés à déformation imposée selon les deux directions du tissu. A une déformation maximale du cycle de fatigue égale à $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$, la perte de module (Figure 2-19), aussi observée par [Hansen99], est plus marquée dans le cas de la direction trame du tissu et vaut 85% après 5.10^6 cycles contre 93% pour la direction chaîne au même nombre de cycles. L'endommagement diffus est donc fonction du type de direction du tissu. D'autre part, à des niveaux de déformation plus importants, les mèches de chaîne étant plus rectilignes, il a été observé une rupture en fatigue alors que l'adoucissement important dans la direction trame n'a pas permis de

constater de rupture pour un nombre de cycles supérieur à $N = 6.10^6$ cycles (Figure 2-19).

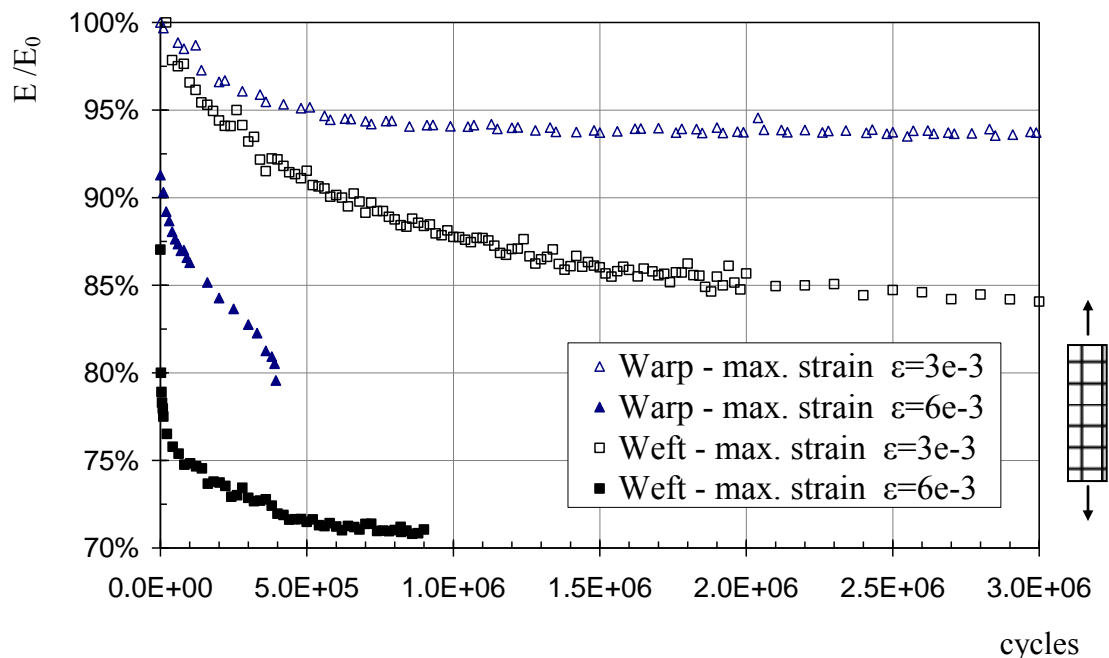


Figure 2-19 : Comparaison de la baisse de module en fatigue selon les directions chaîne et trame du tissu à différents niveaux de déformation

c) Essais de résistance résiduelle sur des éprouvettes fatiguées

Afin d’essayer d’appréhender le comportement en fatigue du tissu étudié, des essais de traction ont été menés sur les éprouvettes précédentes qui n’ont pas rompu en fatigue. Ces essais de résistance résiduelle après fatigue sont reproduits en Figure 2-20 et en Figure 2-21 respectivement pour la direction chaîne et pour la direction trame. Sur chacun de ces graphiques, ont été reportées les courbes de traction obtenues lors de la caractérisation du matériau, donc pour un matériau sain non fatigué. La légende des graphiques précise la valeur de la déformation maximale du cycle de fatigue en déformation imposée ainsi que le nombre de cycles subi par l’éprouvette. Dans tous les cas, l’éprouvette fatiguée présente une diminution de la contrainte à rupture en traction par rapport à la contrainte de rupture du matériau sain non fatigué. Cette constatation est particulièrement vérifiée pour les tissus dont les mèches de chaîne sont orientées dans la direction de la sollicitation. De plus, l’inflexion typique de la courbe de traction d’un tissu de verre habituellement désignée par le terme « knee-point » est quasiment estompée sur les courbes d’essais de traction après fatigue.

Dans un premier temps, il a semblé nécessaire de quantifier l'endommagement causé par les cycles de fatigue. A partir des courbes de traction après fatigue, le module d'élasticité a été déterminé par régression linéaire entre des déformations comprises entre $\epsilon_y = 1.10^{-3}$ et $\epsilon_y = 6.10^{-3}$. L'endommagement d_i a été déterminé par la relation :

$$E_i = E_i^0(1 - d_i) \quad \text{avec } E_i^0 : \text{ module d'élasticité du stratifié sain non fatigué}$$

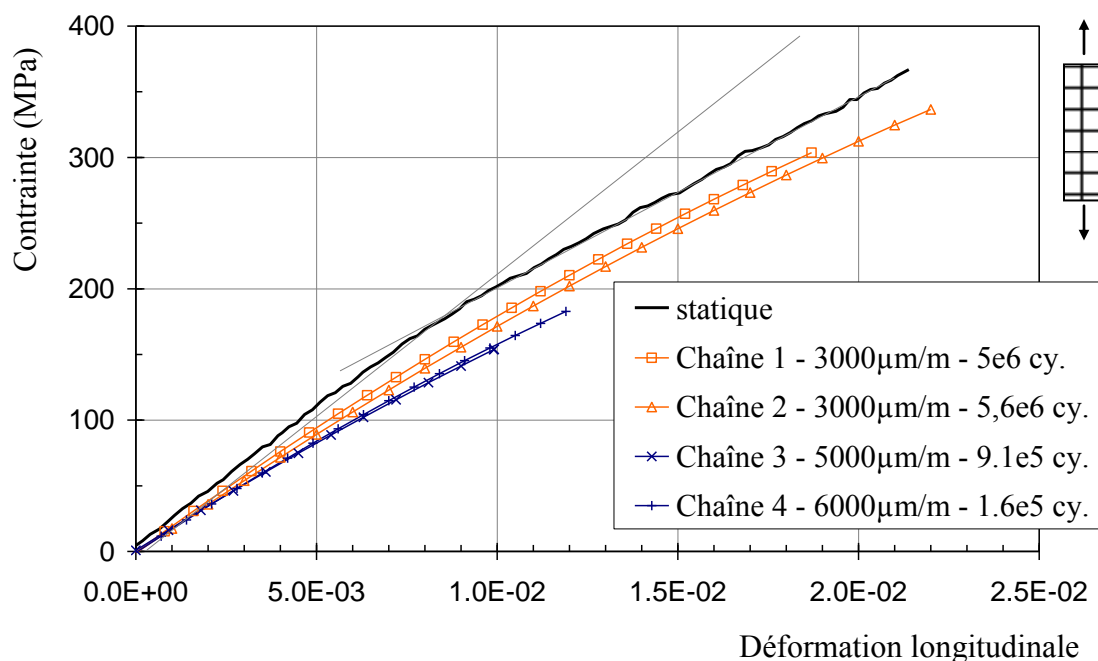


Figure 2-20 : Essais de résistance résiduelle en traction après fatigue de stratifiés $[0]_2$ sens chaîne

Les valeurs d'endommagement sont semblables quel que soit le nombre de cycles de fatigue (Tableau 2-2). Il semble donc que l'endommagement est principalement fonction de la valeur maximale du cycle de fatigue à déformation imposée à partir d'un certain nombre de cycles suffisant. Il semble possible de définir une valeur critique de l'endommagement pour prévoir la rupture en fatigue du matériau sollicité dans la direction des renforts. L'endommagement limite obtenu après fatigue est supérieur à la valeur maximale de l'endommagement obtenu lors des essais de traction statique.

La valeur de la contrainte de rupture de l'éprouvette fatiguée varie de façon notable par rapport à la contrainte de rupture statique du stratifié non fatigué notamment dans la direction chaîne du tissu. En particulier, pour les éprouvettes sollicitées à des niveaux de déformation élevés ($\epsilon_y \sim 6.10^{-3}$), le rapport de la contrainte de rupture de l'éprouvette fatiguée sur la contrainte de rupture de l'éprouvette non fatiguée vaut 70% dans le cas de la direction trame et atteint même 40% dans le cas de la direction chaîne.

Tableau 2-2 : synthèse des essais de résistance résiduelle après fatigue de stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$

Eprouvette	Déformation maximale du cycle de fatigue	Nombre de cycles	$d = 1 - E/E_0$	σ_{rupt} résiduelle	σ_{rupt} résiduelle / σ_{rupt} non fatiguée
Chaîne 1	$3 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^6$	9%	305	88%
Chaîne 2	$3 \cdot 10^{-3}$	$5,6 \cdot 10^6$	11%	335	80%
Chaîne 3	$5 \cdot 10^{-3}$	$9,1 \cdot 10^5$	20%	155	40%
Chaîne 4	$6 \cdot 10^{-3}$	$1,6 \cdot 10^5$	15%	183	48%
Trame 1	$3 \cdot 10^{-3}$	$5,8 \cdot 10^6$	18%	245	88%
Trame 2	$3 \cdot 10^{-3}$	$6,4 \cdot 10^6$	18%	215	77%
Trame 3	$3 \cdot 10^{-3}$	$14,3 \cdot 10^7$	18%	223	80%
Trame 4	$6 \cdot 10^{-3}$	$9 \cdot 10^5$	25%	197	70%
Trame 5	$6 \cdot 10^{-3}$	$4,5 \cdot 10^5$	26%	197	70%

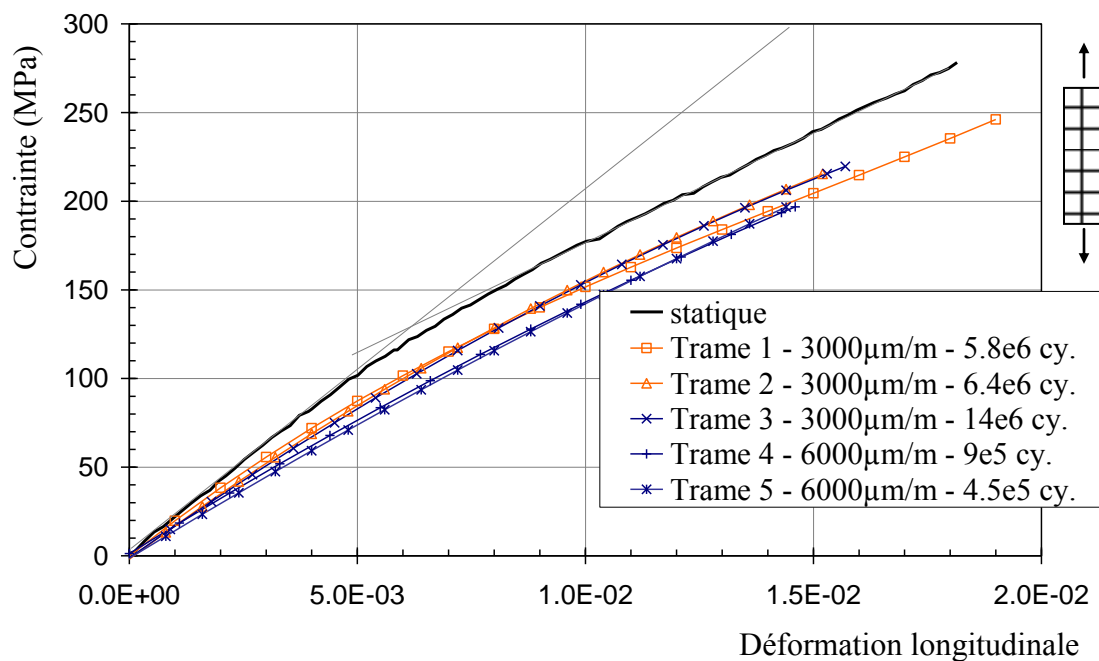


Figure 2-21 : Essais de résistance résiduelle en traction après fatigue de stratifiés $[90]_2$ sans trame

2.1.3.2 Essais de fatigue hors-axes

Des essais de fatigue ont été menés sur des stratifiés non entaillés à base de deux plis de tissus de verre / époxy dont la séquence de drapage était $[\pm 45]_2$. Dans ce type d'empilement, ce sont principalement les caractéristiques mécaniques de la résine qui

pilotent le comportement global du stratifié. Des phénomènes viscoplastiques ont d'ailleurs été observés en fatigue. Dans un premier temps, des essais de fatigue en déformation imposée ont été menés sur ces stratifiés à l'aide d'un extensomètre. Les déformations minimales et maximales du cycle étaient égales à $\epsilon_y = 1.10^{-3}$ et $\epsilon_y = 3.10^{-3}$, niveaux analogues aux essais présentés précédemment. Deux informations ont pu être extraites de ces essais en réalisant des régressions linéaires sur un cycle, à savoir l'évolution du module d'élasticité apparent selon la direction longitudinale de l'éprouvette E_y ainsi que les déformations résiduelles apparentes notées ϵ_y^{res} . Trois éprouvettes ont été testées dans les conditions énoncées précédemment à une fréquence de 20 Hz. L'évolution du module E_y présente une apparente rigidification dans les premiers cycles de fatigue subis par l'éprouvette (Figure 2-22). Ce phénomène est dû au comportement viscoélastique de la matrice ([Payan04]). A partir de la théorie classique des stratifiés, il est possible de déterminer le module apparent théorique E_y du stratifié $[\pm 45]_2$. En utilisant les caractéristiques matériau identifiées précédemment (Tableau 2-1), le module apparent théorique est égal à $E_y = 10\,300$ MPa. Expérimentalement, à 0 cycle, le module apparent est égal à $10\,600$ MPa (Figure 2-22). Au bout de 10^5 cycles, le module E_y du stratifié commence à décroître.

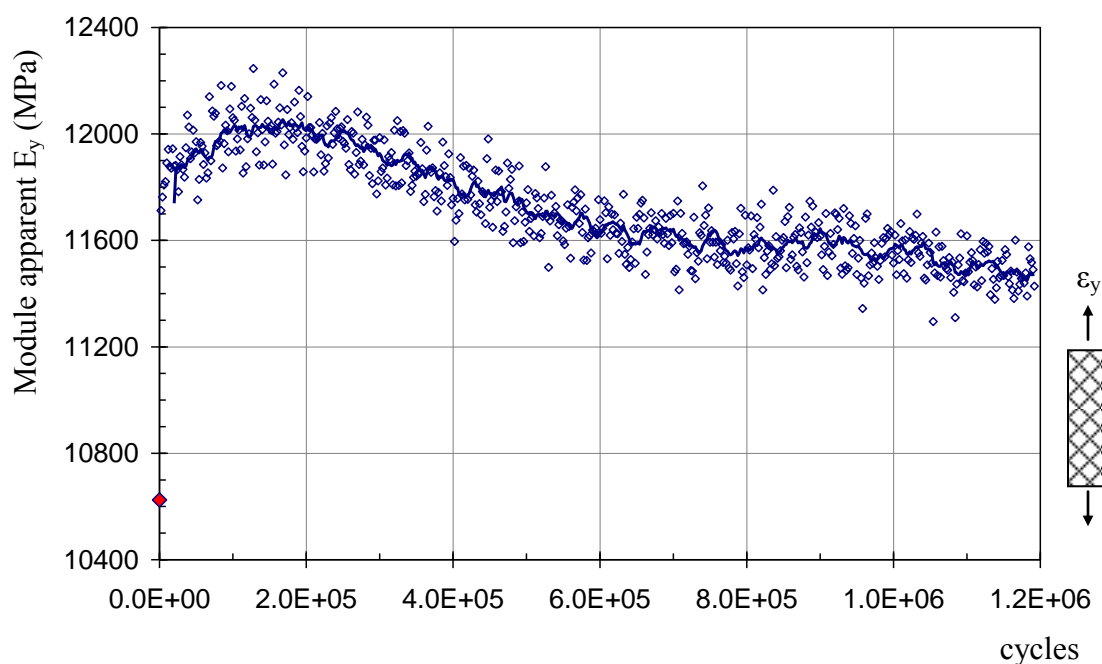


Figure 2-22 : Evolution du module apparent longitudinal E_y dans les stratifiés $[\pm 45]_2$ sollicités en fatigue

Ainsi, du fait du caractère visqueux de la résine, le module apparent de l'éprouvette augmente d'environ 10% puis décroît. En retenant cette valeur maximale du module apparent entre 10^4 et 10^5 cycles selon les éprouvettes, il est possible de tracer

l'évolution du rapport du module au cycle n sur le module maximum E_y^n / E_y^{MAX} (Figure 2-23).

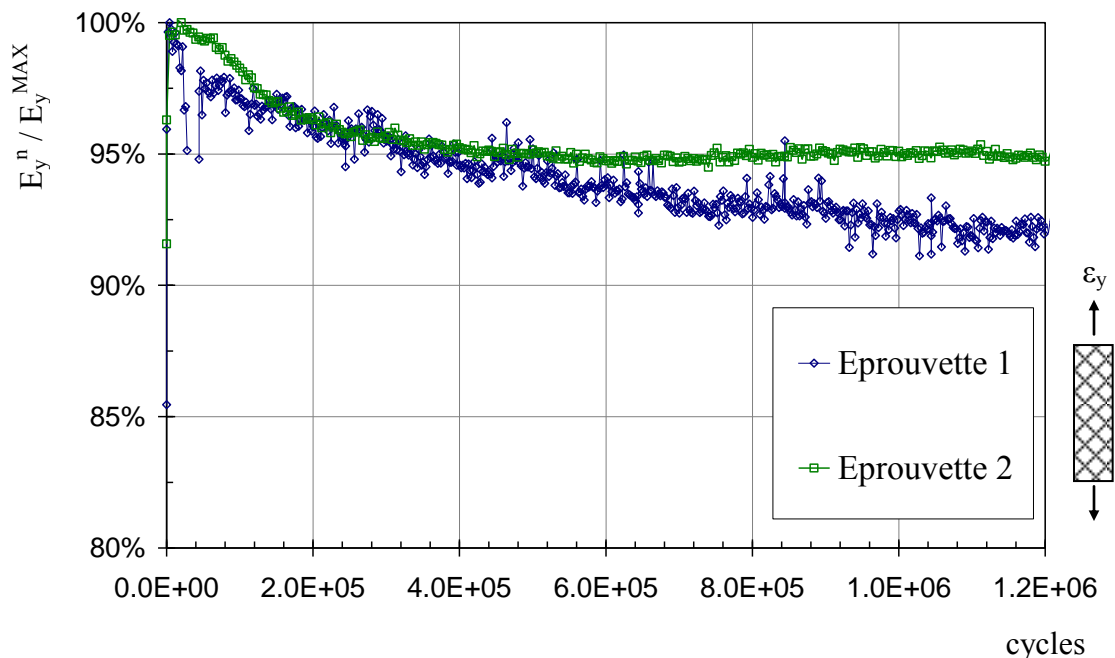


Figure 2-23 : Evolution du rapport E_y / E_y^{MAX} des stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue à déformation imposée ($\epsilon_y^{MAX} = 3.10^{-3}$ $R_\epsilon = 1/3$)

La perte de module est donc faible et correspond à un dommage $d = 1 - E/E_{max}$ égal à $d = 7\%$ pour un cycle de fatigue en déformation imposée avec des déformations limites de $\epsilon_y = 1.10^{-3}$ et $\epsilon_y = 3.10^{-3}$. A titre de comparaison, ce niveau de déformation maximum $\epsilon_y = 3.10^{-3}$ correspond à une distorsion angulaire de $\gamma_{12} = 4,5.10^{-3}$. La contrainte de cisaillement initial est alors égale à 15 MPa. Cette sollicitation se situe dans la zone linéaire de la courbe de comportement en statique en cisaillement du tissu (Figure 2-6).

Les régressions linéaires réalisées sur un cycle permettent de déterminer le module apparent ainsi que l'évolution de la déformation résiduelle globale de l'éprouvette notée ϵ_y^{res} en fonction du nombre de cycles (Figure 2-24). Les deux évolutions de la déformation résiduelle apparente en fonction du nombre de cycles sur la Figure 2-24 représentent les évolutions extrêmes obtenues expérimentalement. Dès le début du cyclage en fatigue, une déformation résiduelle apparaît et atteint une valeur correspondant à la moitié de la valeur de la déformation résiduelle au bout de 10^6 cycles. L'évolution est ensuite relativement lente et régulière. Selon les éprouvettes, la déformation résiduelle apparente s'établit entre 300 et 400 μdef au bout de 10^6 cycles et semble se maintenir à ce niveau. Lorsque les essais de fatigue sont stoppés et les éprouvettes déchargées, l'extensomètre mesure une déformation résiduelle apparente de

150 à 200 μ def soit la moitié de la valeur de la déformation résiduelle mesurée au cours des essais de fatigue. Pour annihiler les effets visqueux de la résine, [Payan04] préconise de prendre comme référence les mesures quasi-statiques ; aussi est-il conseillé d'interrompre le cyclage en fatigue, de décharger lentement l'éprouvette, de procéder à une attente de 3 minutes à effort nul puis d'accomplir un cycle de charge et de décharge à vitesse lente pour accéder à l'évolution du module et de la déformation résiduelle sans prendre en compte les effets visqueux. Néanmoins, à ce niveau de déformation maximum de $\epsilon_y = 3.10^{-3}$, les déformations résiduelles apparentes restent très faibles.

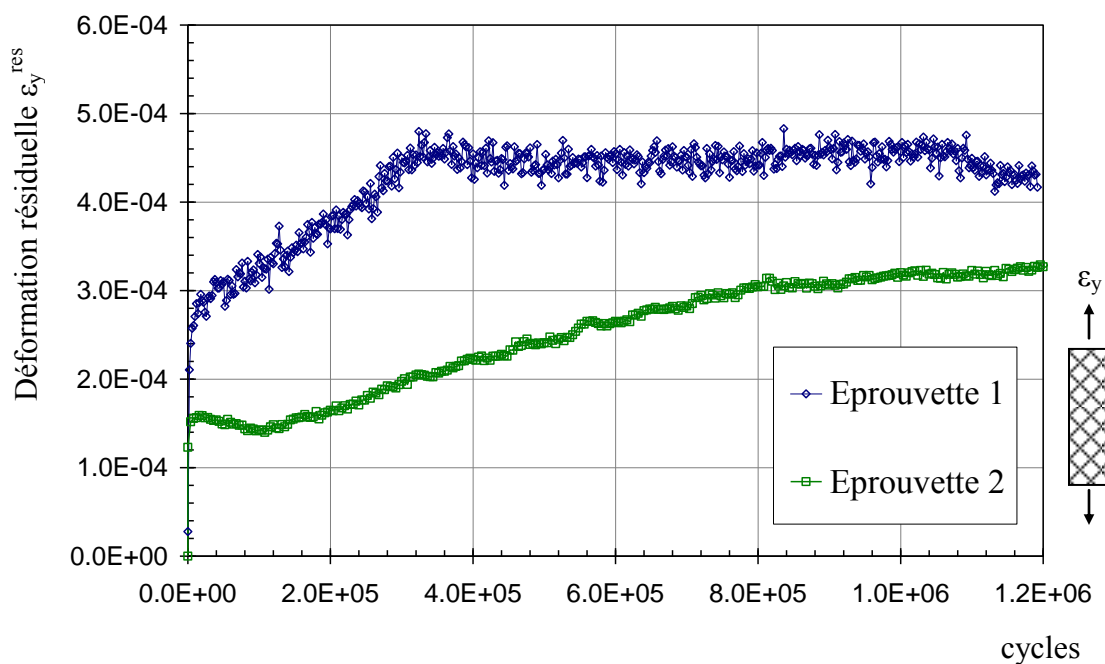


Figure 2-24 : Evolution de la déformation résiduelle ϵ_y^{res} des stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue à déformation imposée ($\epsilon_y^{MAX} = 3.10^{-3} R_e = 1/3$)

A des niveaux de déformations plus élevés, il n'a pas été possible de poursuivre les essais de fatigue en pilotant la déformation de l'éprouvette via l'extensomètre. En effet, comme l'indique la Figure 2-25, l'apparition de déformations résiduelles couplée à un pilotage en déformation avaient pour conséquence de créer des sollicitations de compression et par extension du flambage dans les éprouvettes. Celles-ci n'étant composées que de deux plis de tissu de verre, l'effort critique de flambage est très faible.

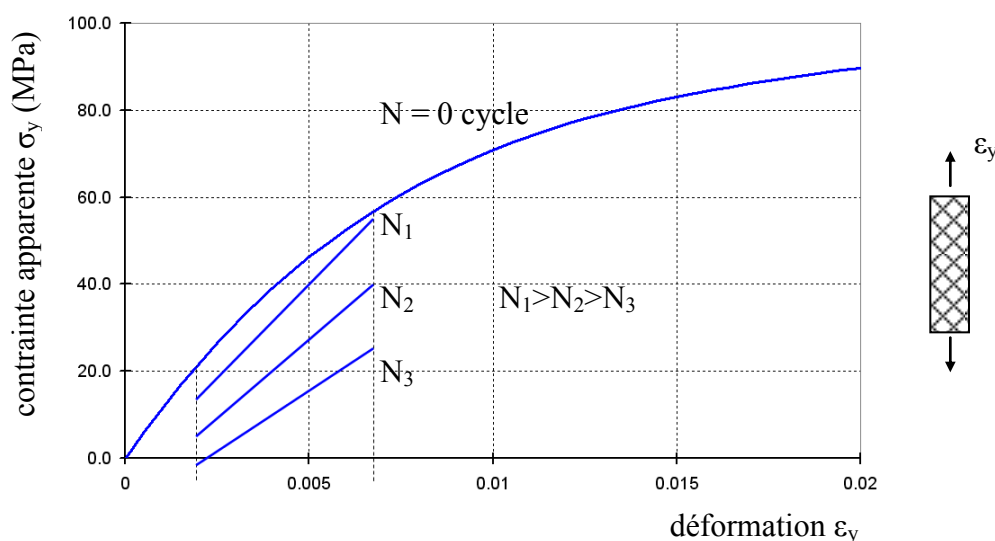


Figure 2-25 : Illustration du passage en compression lors d'asservissement en déformation en fatigue sur des stratifiés $[\pm 45]_2$

Des essais de fatigue sur des stratifiés $[\pm 45]_2$ ont été menés à des niveaux de sollicitation plus importants à ceci près que la consigne d'asservissement a été réalisée en effort imposé. Les évolutions du module d'élasticité apparent E_y et de la déformation résiduelle ϵ_y^{res} en fatigue ont été extraites. Ces courbes ont été obtenues sur des stratifiés $[\pm 45]_2$ entaillés, néanmoins, le rapport de la longueur de l'entaille (a) et de la coupure sur la largeur de l'éprouvette (w) n'excédait pas $a/w = 0,25$. L'hypothèse est faite que les présences de la coupure et de l'entaille n'influencent pas le comportement global des éprouvettes. Afin de limiter les effets viscoplastiques de la matrice, les essais de fatigue ont été interrompus à intervalles réguliers et un cycle de charge en quasi-statique a permis d'accéder au module E_y et à la déformation résiduelle ϵ_y^{res} . Les essais de fatigue ont été menés à une fréquence $f = 20$ Hz. Les valeurs du cycle de fatigue élémentaire étaient $\sigma_y^{MAX} = 65$ MPa et un ratio $R = \sigma_y^{MIN} / \sigma_y^{MAX} = 0,3$. Il est utile de rappeler que la contrainte de cisaillement dans les axes matériau τ_{12} est fonction de la contrainte apparente σ_y par la relation :

$$\sigma_y = 2 \cdot \tau_{12}$$

Ainsi, à la lecture de la courbe de comportement en cisaillement du tissu étudié (Figure 2-6), ce niveau de sollicitation correspond au début de la zone non-linéaire du comportement en cisaillement.

La relation entre la contrainte apparente σ_y et la déformation globale de l'éprouvette dans la direction de la sollicitation ϵ_y a été tracée pour différents cycles sur la Figure 2-26. La courbe correspondant à la légende « 0 cy. » est la première montée en charge de l'éprouvette. Après $2 \cdot 10^4$ cycles, la chute de module est de l'ordre de $d_{12} = 20\%$ et la

déformation inélastique vaut 3.10^{-3} . Le nombre de cycles augmentant, la valeur du module n'évolue plus alors que la déformation résiduelle augmente.

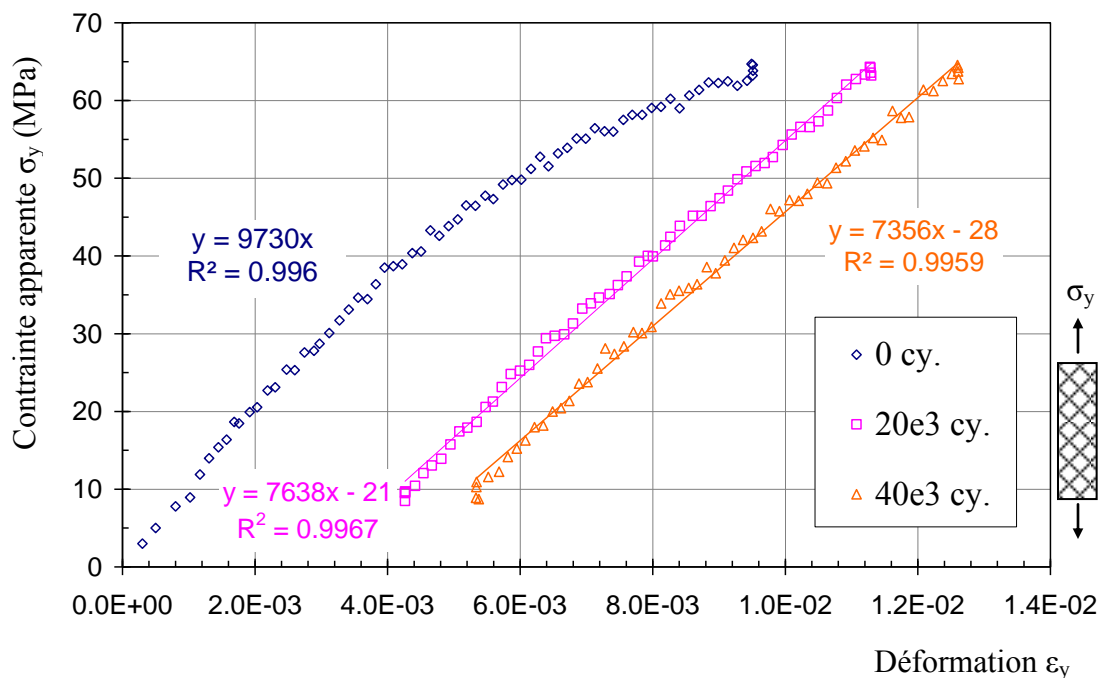


Figure 2-26 : Evolution du comportement quasi-statique du stratifié $[\pm 45]_2$ après n cycles de fatigue à contrainte imposée $\sigma_y^{MAX} = 65$ MPa et $R = 0,3$

Les évolutions du module homogénéisé E_y et de la déformation inélastique ε_y^{res} en fonction du nombre de cycles des stratifiés $[\pm 45]_2$ sollicités en contrainte imposée ($\sigma_y^{MAX} = 65$ MPa et $R = 0,3$) sont représentées en Figure 2-27 et en Figure 2-28 respectivement.

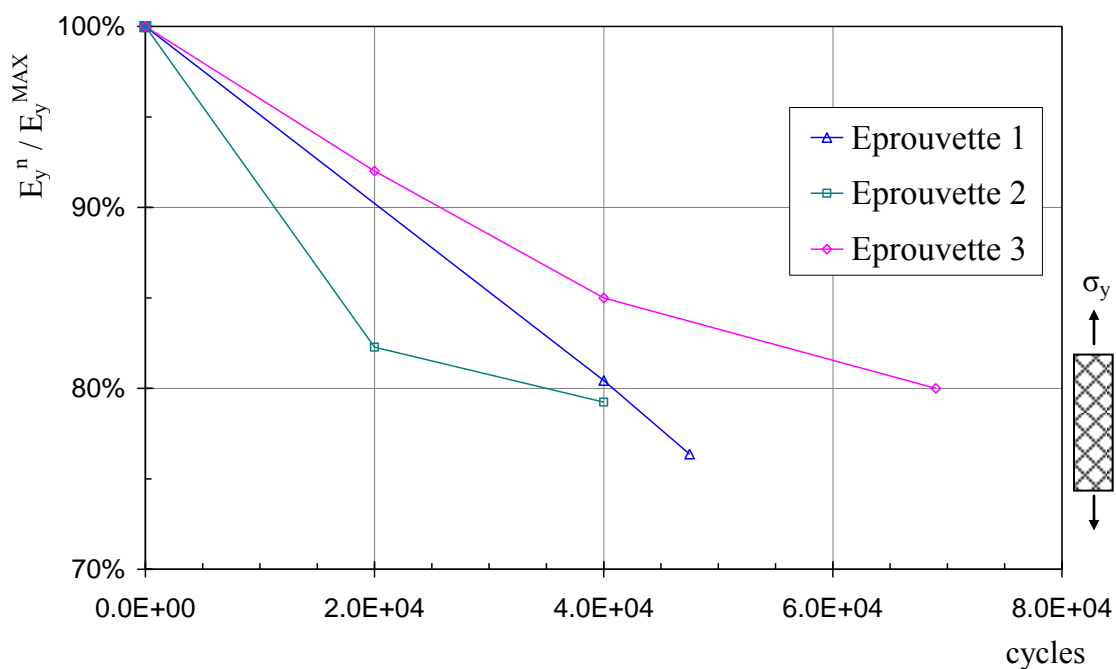


Figure 2-27 : Evolution du module homogénéisé longitudinal E_y de stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue sollicités en contrainte imposée $\sigma_y^{MAX} = 65 \text{ MPa}$ et $R = 0,3$

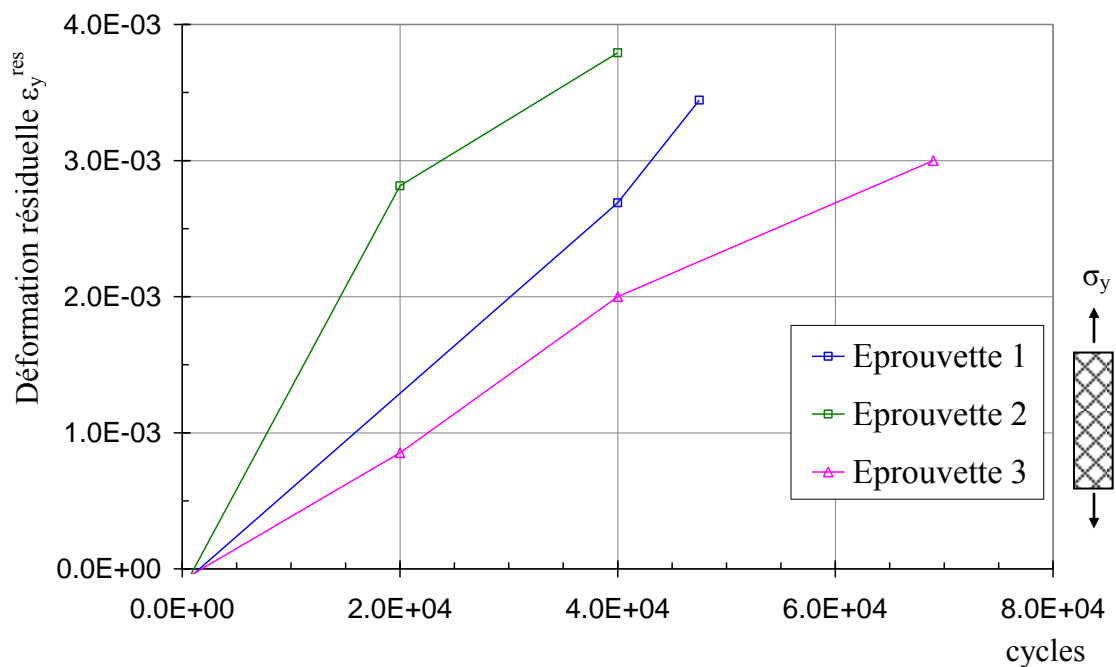


Figure 2-28 : Evolution de la déformation inélastique ϵ_y^{res} des stratifiés $[\pm 45]_2$ en fatigue sollicités en contrainte imposée $\sigma_y^{MAX} = 65 \text{ MPa}$ et $R = 0,3$

Le module longitudinal apparent E_y chute rapidement et semble atteindre une valeur constante à partir de 2.10^4 cycles. Par contre, la déformation longitudinale inélastique ε_y^{res} des éprouvettes semble évoluer linéairement en fonction du nombre de cycles et atteint une valeur moyenne de $\varepsilon_y^{res} = 3.10^{-3}$ au bout de 5.10^4 cycles.

La meilleure connaissance du comportement en fatigue du tissu de verre / époxy utilisé, en particulier pour les drapages fortement orientés $[0]_2$, $[90]_2$ et désorientés $[\pm 45]_2$ a été profitable pour mettre au point un dispositif d'essai de fatigue qui se rapproche des conditions réelles de sollicitation des revêtements de pale.

2.2 ADOPTION D'UNE EPROUVETTE STRUCTURALE

Conformément au principe issu de la pyramide des essais, il a semblé judicieux d'effectuer des essais de traction ondulée sur des éprouvettes rectangulaires minces (un à trois plis) entaillées favorisant la propagation de coupure avant de valider les observations et la modélisation sur une structure réelle de pale soumise au chargement complexe réel. Compte tenu des niveaux et des types d'efforts s'exerçant sur une pale, les coupures de revêtements sont principalement sollicitées en mode d'ouverture (mode I) ce qui tend à justifier les essais de traction ondulée. Différentes orientations d'entailles ont été testées mais ce paramètre s'est révélé sans influence. Cette constatation a également été faite par [Woo07]. Parmi les modes d'obtention de l'entaille initiatrice de coupure (découpe avant ou après polymérisation, découpe au fil diamant ou au cutter), la découpe après polymérisation au fil diamant calibré s'est révélée la plus efficace. Un rapport de longueur d'entaille sur la largeur d'éprouvette de $a/w = 0,1$ a été choisi. L'entaille d'environ 3 mm de longueur est réalisée au fil diamant de diamètre $\varnothing 0,17$ mm pour amorcer la propagation de coupure. L'utilisation d'une éprouvette présentant une entaille sévère privilégie la validité des résultats de propagation de coupure, le temps d'initiation de coupure n'étant pas représentatif de ce qui pourrait intervenir en service.

D'autre part, les revêtements de pales sont dimensionnés pour assurer un certain niveau de rigidité de torsion du profil. La rigidité d'effort normal est principalement assurée par le longeron et l'arêtier. Ainsi, les plis de tissus utilisés pour le revêtement de pales sont astreints à suivre les déformations imposées par ces éléments. Enfin, l'étude du comportement en fatigue des revêtements à base de plis tissés, en particulier ceux dont les fibres sont désorientées par rapport à l'axe de la sollicitation, a révélé que des déformations permanentes peuvent apparaître. Ces considérations ont été prises en compte pour élaborer une éprouvette intégrant une bande de matière de raideur importante (semblable au longeron) par rapport au revêtement afin de se rapprocher du mode de sollicitation en vol et de réduire la probabilité d'apparition de déformations inélastiques globales durant les essais de fatigue. La géométrie de cette « éprouvette structurale » retenue est résumée en Figure 2-29. La raideur de la partie renforcée correspond environ au $\frac{2}{3}$ de la raideur totale de l'éprouvette. Le renfort est composé de deux à quatre plis de nappes unidirectionnelles de fibres de carbone 914/T300 répartis

symétriquement par rapport au plan médian de l'éprouvette. La fibre de carbone est connue pour sa très bonne tenue sous des sollicitations de fatigue. La courbe S-N contrainte de rupture en fatigue en fonction du nombre de cycles de ce matériau est réputée très peu inclinée comme l'a souligné [Song98]. Des essais de fatigue menés au laboratoire sur des éprouvettes de fibres de carbone à cinq plis à 0° en déformation imposée à des niveaux de déformation $\varepsilon_y = 6.10^{-3}$ ont révélé l'absence de déformation inélastique et l'absence de variation du module sens fibres en fatigue ; les essais de caractérisation en statique ont permis de déterminer la valeur du module d'élasticité qui est égale à 130 GPa. Aucune rupture en fatigue des stratifiés carbone/époxy $[0]_5$ n'a été observée à ces niveaux de déformation.

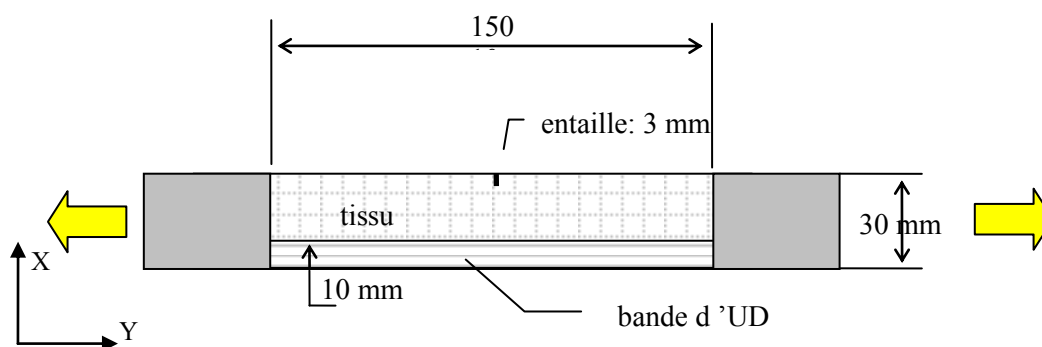


Figure 2-29 : Caractéristiques de l'éprouvette de propagation en fatigue

2.3 DESCRIPTION DU DISPOSITIF EXPERIMENTAL

Pour se rapprocher du mode de sollicitation des revêtements de pales, les essais de fatigue sont menés en déformation imposée en utilisant une machine hydraulique asservie sur la mesure fournie par un extensomètre fixé sur la bande d'unidirectionnels de carbone.

La relative transparence du couple {fibres de verre – résine époxy} a permis d'observer optiquement selon le schéma de principe de la Figure 2-30, la propagation d'une zone de blanchiment de résine lors des essais de traction ondulée sur les drapages retenus. Des clichés à intervalles réguliers sont sauvegardés. Les clichés obtenus à l'aide de la caméra CCD permettent de déterminer la taille de la zone de blanchiment de résine et la longueur de coupure. L'ensemble des clichés présentés dans ce rapport ont été pris à déformation maximale par synchronisation de la caméra avec le cycle de fatigue. Un thermocouple est placé sur l'éprouvette 15 mm en-dessous de l'entaille. L'éprouvette est maintenue à température ambiante à l'aide d'un ventilateur. Aucune élévation de température n'a été enregistrée au cours des essais de fatigue. L'ensemble du dispositif est contrôlé et synchronisé à l'aide de programmes développés sous Labview©.

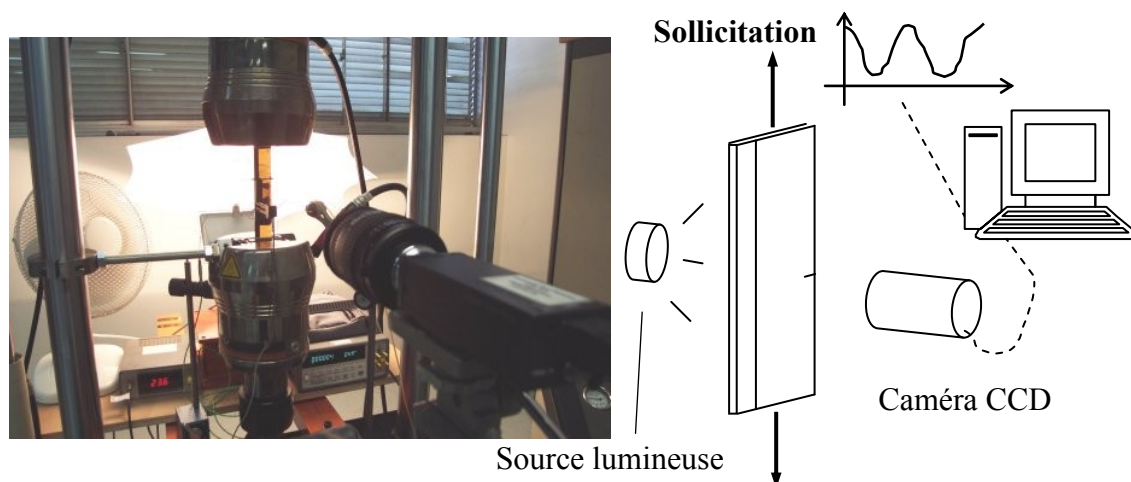


Figure 2-30 : Principe du dispositif d'essai de fatigue sur stratifiés entaillés

Conformément aux déformations de vol supposées, un cycle de fatigue en déformation imposée en sinus a été retenu; la déformation maximale du cycle vaut $\epsilon_{\max} = 3.10^{-3}$ et la déformation minimale vaut quant à elle $\epsilon_{\min} = 1.10^{-3}$. Le rapport de la déformation longitudinale minimale sur la déformation longitudinale maximale $R_e = \epsilon_{\min} / \epsilon_{\max}$ est donc égal à 0,33. La fréquence de sollicitation est de 20 Hz (Figure 2-31). Cette fréquence de sollicitation correspondrait à une vitesse de rotation de rotor de $N = 1200$ trs/min.

Il est intéressant de noter que ce niveau maximal de déformation est recommandé par [Garteur04] en conception de structures composites sollicitées en fatigue et est souvent associée à la limite asymptotique des courbes S-N. De plus, ce niveau de déformation est également préconisé pour prévenir l'éventualité d'une rupture prématurée de la structure composite suite à un impact basse énergie.

Enfin, il correspond à la zone de comportement élastique linéaire de l'ensemble des drapages étudiés.

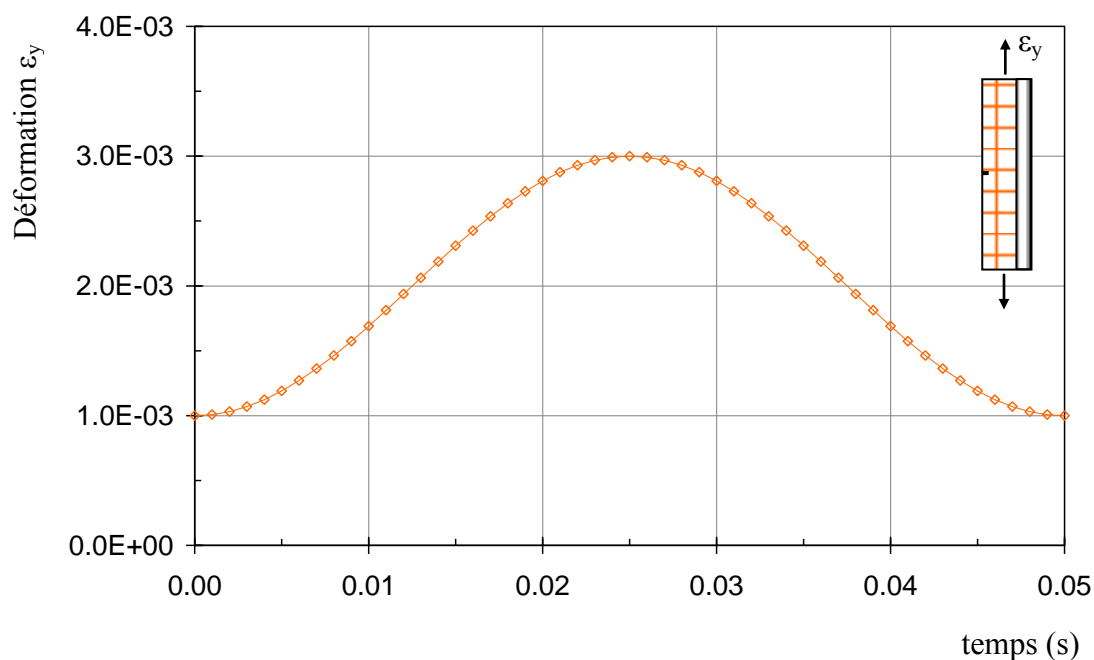


Figure 2-31 : Cycle de fatigue élémentaire en déformation imposée

Trois drapages ont été retenus conjointement pour la compréhension des phénomènes de propagation de coupures dans les revêtements minces. Il s'agit des drapages :

- $[0/90]_2$:

Ce drapage permettra d'évaluer l'influence du comportement en fatigue des fibres en présence d'une concentration de contraintes et sur la propagation de coupure. Il a également été retenu afin de limiter les phénomènes non-linéaires.

- $[\pm 45]_2$:

Utilisé avec une bande d'unidirectionnels, ce drapage correspond à l'empilement habituellement utilisé industriellement pour le revêtement des pales. C'est principalement la résine qui est sollicitée dans ce type de drapage, aussi ces éprouvettes présenteront des phénomènes non-linéaires importants (Figure 2-6).

- $[\pm 45; 0; \pm 45]$:

Ce drapage a été retenu pour limiter la dégradation de la résine en fatigue tout en assurant le transfert d'effort en pointe d'entaille. Cet empilement symétrique évite les déplacements hors-plan d'un drapage $[0; \pm 45]$ et permet de se rapprocher des drapages de revêtements de pales.

La suite du document présentera donc les résultats d'essais de fatigue obtenus sur ces trois drapages. La zone de blanchiment de résine sera analysée microscopiquement. D'autre part, l'évolution de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles fournira des indications importantes. Enfin, l'évolution de la vitesse de propagation de la coupure sera quantifiée et identifiée par une loi de propagation.

Pour le premier drapage (i.e. $[0/90]_2$), il a été noté des variations notables de comportements lorsque les éprouvettes testées présentaient soit leurs mèches de chaîne orientées dans la direction de la sollicitation soit leurs mèches de trame orientées dans la direction de la sollicitation. Les fils de trame ondulent plus que les fils de chaîne compte tenu de la fabrication des tissus. Aussi, des éprouvettes présentant des plis à 0° par rapport à la sollicitation ont été fabriquées de manière à présenter leurs fils de chaîne ou leurs fils de trame dans la direction de la sollicitation. Ceci permettra d'évaluer l'influence de l'ondulation sur la tenue en fatigue des stratifiés minces à base de tissus.

La première partie des résultats qui suivent concernent les drapages orthotropes $[0]_2$ dont les mèches de chaîne sont dites "travaillantes". Puis, la propagation de coupure dans des drapages $[90]_2$ dont les mèches de trame sont sollicitées par l'effort de traction est étudiée. Enfin, les résultats concernant les drapages $[\pm 45]_2$ et $[\pm 45; 0; \pm 45]$ seront détaillés.

2.4 EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE FORTEMENT ORIENTE $[0/90]_2$

Les analyses du comportement en statique et en fatigue des stratifiés fortement orientés à base de plis de tissus de verre ont révélé des différences entre les directions chaîne et trame du tissu alors que celui-ci est équilibré. Des différences en propagation de coupure subsistent également entre ces deux directions du tissu étudié. Toutefois, un même phénomène existe dans les deux cas : macroscopiquement il est observé la propagation d'une zone de blanchiment de résine dont l'origine se situe au niveau de l'entaille. L'analyse microscopique de ce défaut est détaillée dans le paragraphe suivant.

2.4.1 Caractérisation microscopique de la coupure

Les expérimentations ont donc permis d'observer à l'aide d'une caméra CCD, la propagation d'une zone de dommages. Les dommages se caractérisent par un blanchiment de résine visible à l'œil nu (Figure 2-32). Cette zone a été analysée par des observations post-mortem au microscope optique et a permis d'établir la présence d'une coupure jusqu'à l'extrémité de la zone de blanchiment de résine (Figure 2-32). Le terme

coupure est utilisé pour désigner une fissure dans l'épaisseur du stratifié et qui inclut la rupture tant du renfort que de la matrice. Il est à noter en particulier que la coupure survient préférentiellement dans les zones d'ondulation des mèches de tissu; ces observations sont en accord avec les conclusions de [Pandita01] qui synthétisent la nature des dommages propre aux stratifiés à base de tissus et leur chronologie d'apparition. Ils notent en effet, que des fissures matricielles surviennent préférentiellement dans les mèches transversales et assez rapidement dans la vie du tissu. Puis ces fissures coalescent et atteignent les mèches longitudinales, formant ainsi des délaminages locaux entre les mèches transversales et les mèches longitudinales. Enfin, la rupture de fibres longitudinales intervient.

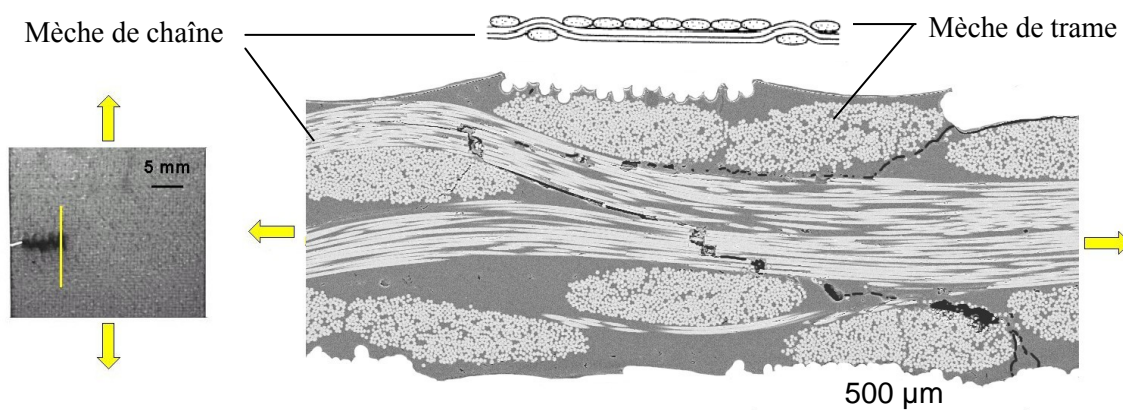


Figure 2-32 : Coupure et rupture de mèches de fibres à l'extrémité de la zone de blanchiment de résine dans le stratifié $[0]_2$

2.4.2 Comparaison de résultats de corrélation d'images et de suivi du blanchiment de résine

Afin de confirmer la présence de ruptures de fibres en pointe de la zone de blanchiment de résine, un suivi par corrélation d'images a été développé. La comparaison des résultats obtenus par analyse d'images par corrélation grâce au logiciel Correli ([Périé02]) avec le suivi optique de l'évolution de la zone de blanchiment est exposée en Figure 2-33. Les deux clichés ont été obtenus au même instant à l'aide de deux caméras placées symétriquement par rapport à l'éprouvette chargée. La zone de blanchiment de résine est observée grâce à un temps d'exposition plus long sur une des caméras. Les échelles des deux clichés sont identiques. Il est possible de constater que la longueur de coupure déterminée grâce au blanchiment de résine et celle déterminée par corrélation d'images ont des valeurs identiques. Il est utile de préciser que le tracé des lignes d'iso-déplacement obtenu par corrélation d'images s'effectue sur l'image de référence, autrement dit sur le cliché de l'éprouvette non chargée : c'est pour cette raison qu'une différence au niveau de l'ouverture entre les lèvres de l'entaille est observée entre les deux clichés.

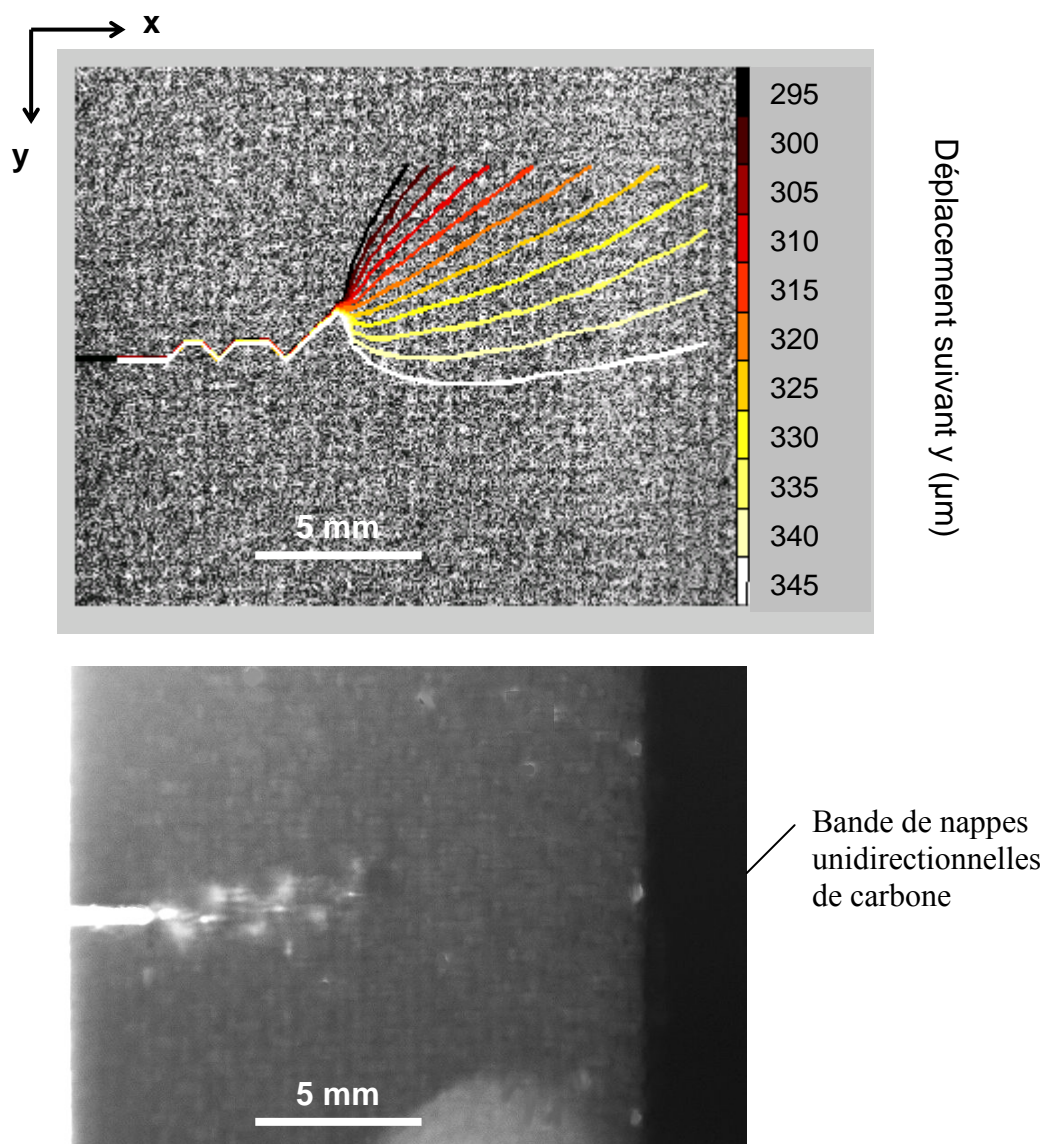


Figure 2-33 : Comparaison de la zone de blanchiment de résine avec les résultats obtenus par corrélation d'images

2.4.3 Suivi par Emission Acoustique de la propagation de coupure en fatigue

L'évolution de la zone de blanchiment de résine a également été suivie par un dispositif de contrôle non-destructif par émission acoustique grâce aux équipes de EADS IW. Cette technique de contrôle est adaptée à la détermination de la position de défaut ce qui n'est pas notre objectif. Néanmoins le niveau acoustique généré par les différents

endommagements est détectable avec ce dispositif. Associée à un essai de fatigue, l'émission acoustique a permis de confirmer la présence d'une coupure.

Deux capteurs PAC R50 (\varnothing 19 mm, 100-700 kHz) ont été placés aux extrémités de la partie utile de l'éprouvette pour réaliser la localisation d'évènements acoustiques. La distance inter-capteurs est donc de 120 mm et chacun d'entre eux est placé symétriquement par rapport à l'entaille initiale. Seuls les évènements dont l'amplitude du signal acoustique est supérieure à 25 dB et dont la différence d'interception entre les deux capteurs est inférieure ou égale à 10 μ sec. ont été retenus. Ce dernier filtre temporel permet de sauvegarder seulement les évènements situés à moins de 20 mm de l'entaille.

La Figure 2-34 présente le nombre de coups cumulés en fonction du temps. Il est observé que l'activité acoustique débute avec le départ de la zone de blanchiment de résine. Un saut particulièrement conséquent en termes de coups est enregistré lorsque la zone de blanchiment de résine mesure 1 mm de longueur. Les coups cumulés passent en effet de 20 à 1000 en très peu de temps. Cela doit correspondre à la rupture de mèches de fibres longitudinales et donc à la création de la coupure. Le cumul des coups d'émission acoustique évoluent ensuite de manière similaire à l'évolution de la longueur de coupure.

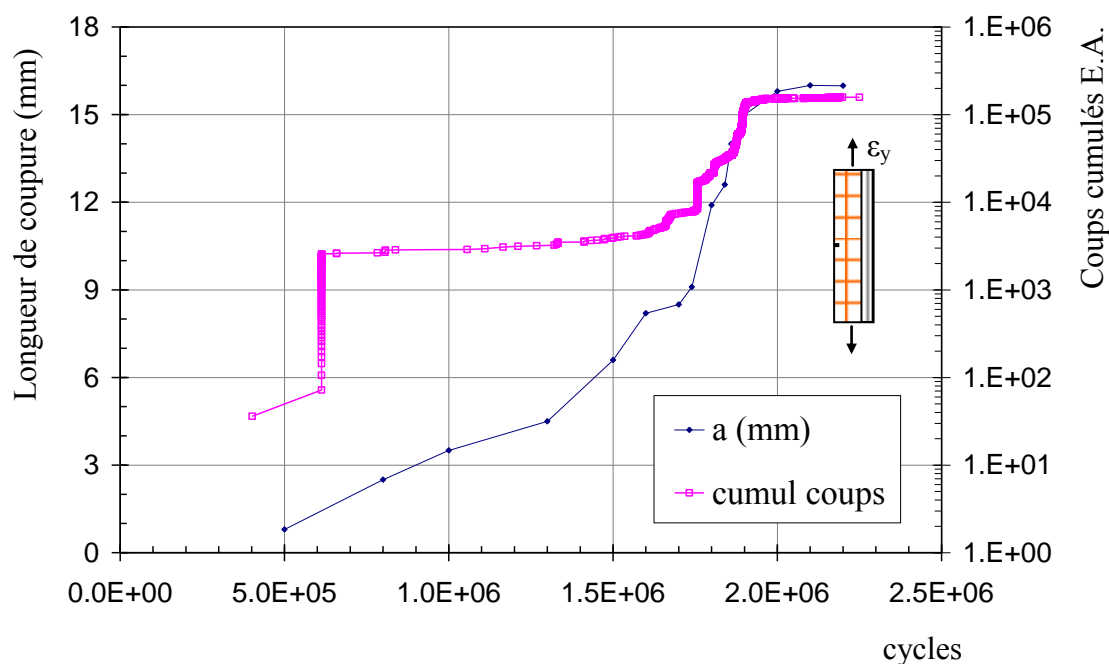


Figure 2-34 : Evolution conjointe de la longueur de coupure et des coups cumulés d'émission acoustique en fatigue dans le stratifié $[0]_2$

L'amplitude des signaux acoustiques enregistrés supérieure à 50 dB est présentée en fonction du temps sur la Figure 2-36. Il est possible de constater que les premiers événements ont des amplitudes de 55 dB environ. Puis, à partir de $1,8 \cdot 10^6$ cycles, l'amplitude des signaux varie de 50 dB à 90 dB. [Benzeggagh95] associe l'amplitude des événements acoustiques à des endommagements dans les stratifiés verre / époxy (Figure 2-35). Même si ce classement est délicat à réaliser selon d'autres auteurs, il donne des indications quant au niveau d'amplitude associé aux ruptures de fibres. Il peut être retenu l'intervalle [85 dB-95 dB] pour la rupture de fibres. Ces niveaux d'amplitude semblent trop élevés par rapport à nos mesures pour caractériser la rupture de fibres, qui fut avéré par les observations microscopiques des paragraphes précédents.

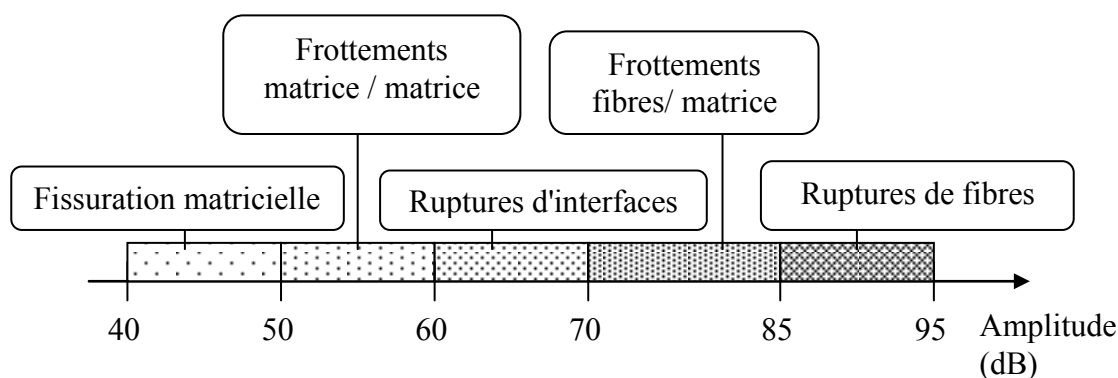


Figure 2-35 : Signature acoustique des endommagements sur verre/époxy d'après [Benzeggagh95]

Pour nuancer ce constat, il est possible d'ajouter qu'il existe une atténuation notable de l'amplitude des signaux dans les tissus composites. De plus, il est reconnu que la fibre de verre a une forte tendance à atténuer l'amplitude des signaux acoustiques.

Les travaux de [Woo07] peuvent également éclairer l'analyse des signaux d'émission acoustique. Lors d'essais statiques sur des éprouvettes (SEN : Single Edge Notched) composites à base de tissus de fibres de verre et de résine époxy, les ruptures de fibres en pointe d'entaille ont été associées au pic de taux d'événements acoustiques dont l'amplitude est comprise entre 70 et 100 dB et ce, quelle que soit la séquence de drapage.

Toujours selon la classification avancée par [Benzeggagh95] en Figure 2-35, l'évolution de l'amplitude des événements acoustiques (Figure 2-36) semble indiquer l'importance des dommages matriciels (pic d'événements vers 50-60 dB) par rapport à la rupture des fibres (nombre d'événements limités entre 80 dB et 90 dB). Néanmoins, alors que la coupure est avérée optiquement, aucun événement dont l'amplitude est supérieure ou égale à 80 dB n'a été détecté entre $5 \cdot 10^5$ cycles et $1,7 \cdot 10^6$ cycles.

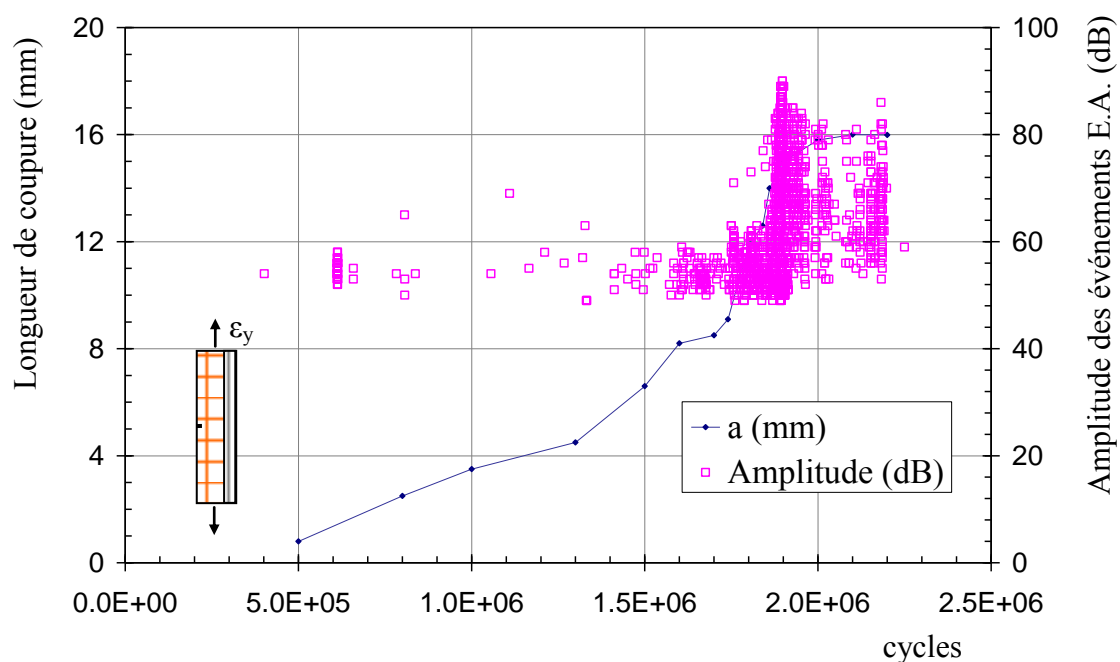


Figure 2-36 : Evolution conjointe de la longueur de coupure et de l'amplitude des événements d'émission acoustique en fatigue dans le stratifié $[0]_2$

L'ensemble de ces constatations expérimentales a permis de certifier la présence de coupure tout le long de la zone de blanchiment de résine dans les drapages $[0/90]_2$ à base de tissus de verre. L'analyse de l'évolution de la longueur de coupure en fatigue est menée dans les paragraphes suivants ; des profils d'évolution de vitesse de propagation ont ainsi pu être déterminés.

2.4.4 Direction chaîne des plis de tissus orientée dans l'axe de sollicitation

2.4.4.1 Evolution de la longueur de coupure en fatigue

Compte tenu de la longueur de l'entaille réalisée au fil diamant et de la géométrie des éprouvettes (Figure 2-29), la coupure évolue dans la plage de longueur 0-17 mm.

Qualitativement, les évolutions de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles pour plusieurs éprouvettes (Figure 2-37) sont les mêmes :

- Une première phase est identifiable lorsque la coupure a une longueur inférieure à 2 mm : elle se caractérise par une évolution relativement lente de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles.

- La deuxième phase se caractérise par contre par une accélération de la variation de la longueur de coupure au cours du temps. Entre 2 et 14 mm, la longueur de coupure évolue rapidement avec le nombre de cycles.
- La dernière phase de ralentissement de la croissance de coupure marque l'influence de la bande de nappes unidirectionnelles de fibres de carbone permettant le cyclage en déformation imposée du tissu de verre.

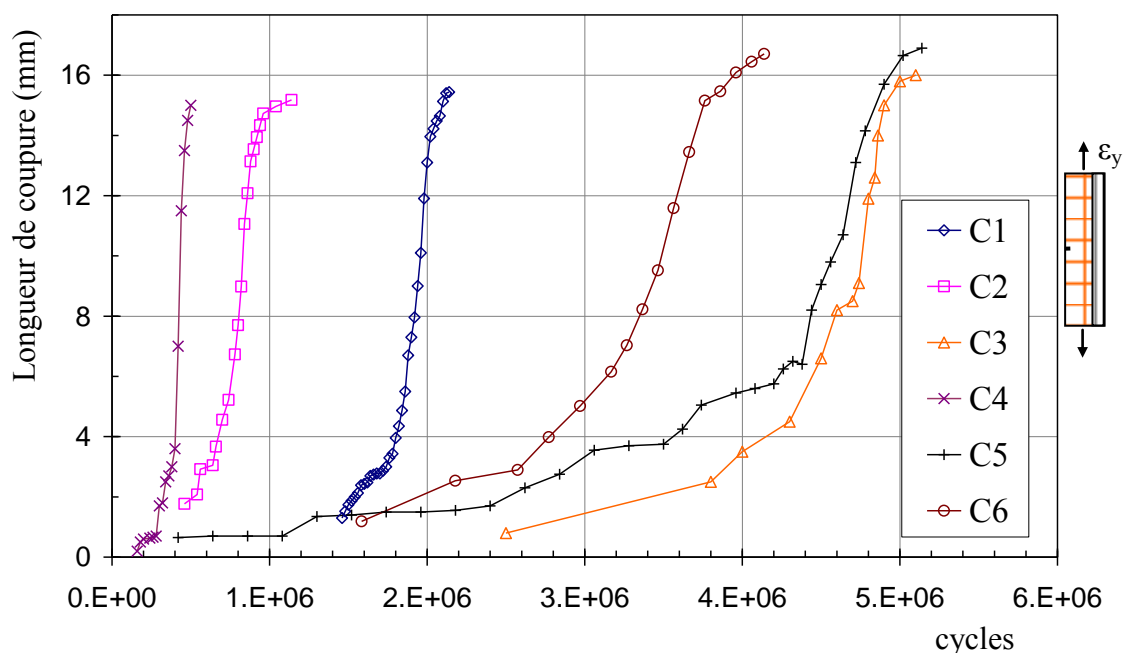


Figure 2-37 : Evolution de la longueur de coupure a en fatigue pour les revêtements à mèches de chaîne travaillantes $[0]_2$

Ces résultats mettent en valeur une large dispersion des résultats expérimentaux entre chaque éprouvette. Le nombre de cycles de propagation complète est cinq fois plus important entre l'éprouvette qui a propagé la plus lentement et l'éprouvette qui a présenté la propagation la plus rapide. Il est aussi possible de noter que la longueur finale de coupure varie d'une éprouvette à l'autre. Cela est dû à la différence de longueur initiale d'entaille. Il semble judicieux de faire remarquer que les éprouvettes présentant des longueurs d'entaille les plus longues ont propagé les plus rapidement. Ces dispersions dans les résultats expérimentaux peuvent s'expliquer par la position du fond d'entaille par rapport au motif élémentaire des deux plis de tissus. Du fait de la présence de deux plis, du procédé de fabrication et de la faible largeur des mèches, il n'a pas été possible de placer le fond d'entaille dans la même configuration par rapport au motif de tissage pour chaque éprouvette.

2.4.4.2 Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure

En lissant par morceaux l'évolution de la longueur de coupure en fatigue pour chaque éprouvette, il est possible d'accéder à l'évolution de la vitesse de propagation de coupure en fonction de la longueur de coupure (Figure 2-38). Les trois phases précédemment identifiées sont facilement reconnaissables. L'influence de la bande d'unidirectionnels de carbone de l'éprouvette de propagation commence lorsque la coupure a une longueur égale à environ 12 mm et tend à ralentir la propagation. Ce phénomène s'explique par le fait que la déformation longitudinale de cette bande de renfort est limitée par l'extensomètre sur lequel se base l'asservissement. L'évolution de la vitesse de propagation est semblable pour toutes les éprouvettes. Toutefois, des écarts importants sont relevés en particulier pour les valeurs maximales atteintes. En effet, l'éprouvette la plus rapide a atteint une vitesse maximale de propagation de 2.10^{-4} mm/cycle alors que l'éprouvette qui a propagé la plus lentement a présenté une vitesse de propagation maximale dix fois plus faible. D'autre part, il est à noter la diminution caractéristique de la vitesse de propagation lorsque la coupure mesure environ 2 mm. Ce phénomène typique est connu dans les matériaux métalliques [Pugno06] et est associé à la phase d'initiation de fissure longue et permet d'identifier la borne inférieure de la loi de propagation. Cette diminution particulière de la vitesse de propagation lorsque la coupure est de faible longueur a également été observée par [Pegoretti99] dans un composite de fibres de verre courtes dans une matrice polypropylène.

Malgré la dispersion importante constatée tant sur l'évolution de la longueur de coupure que sur la vitesse de propagation, les résultats expérimentaux permettent d'envisager qu'il existe une relation entre la durée d'initiation de la coupure et le niveau de vitesse de propagation atteint: le temps d'initiation de la coupure varie dans un rapport de 1 à 5 pour les éprouvettes testées. Il semble que l'initiation soit également influencée par la position du fond d'entaille par rapport aux mèches de fibres et par rapport au motif de tissage. Afin d'évaluer l'influence de la microstructure sur la coupure naissante, une analyse expérimentale de l'évolution initiale de la coupure a été menée et est détaillée dans le paragraphe suivant.

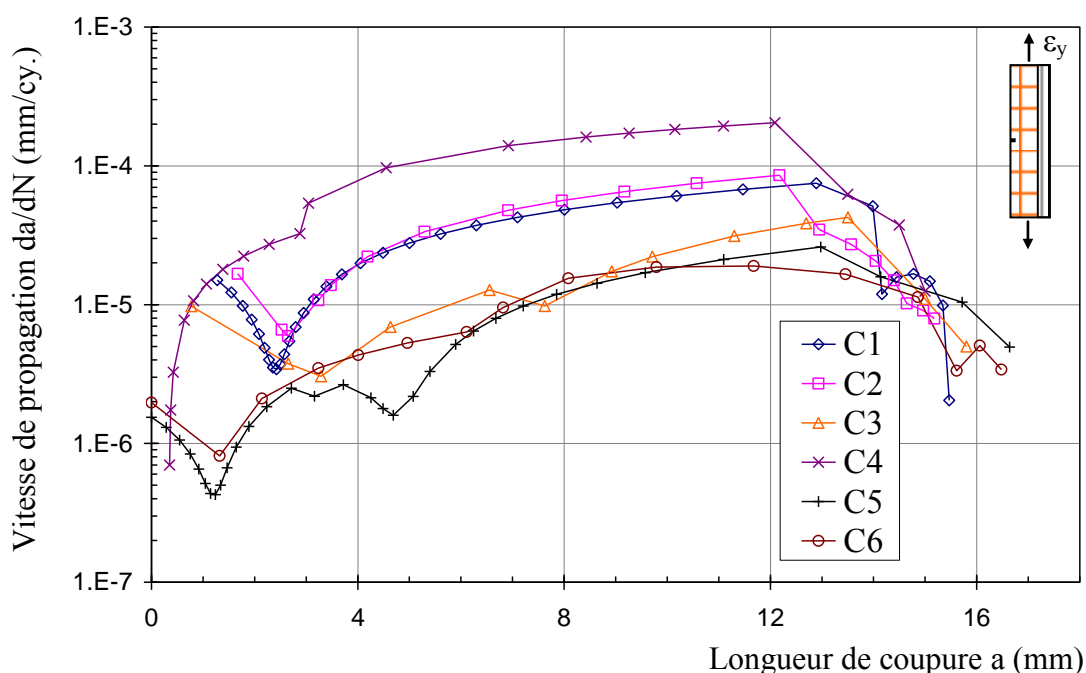


Figure 2-38 : Evolution de la vitesse de propagation de coupure en fatigue pour les revêtements à mèches de chaîne travaillantes [0]₂

2.4.4.3 Etude de la coupure naissante : influence de la microstructure

L'évolution de la coupure entre 0 et 2,5 mm de longueur a été menée en utilisant un dispositif de corrélation d'images. Les paramètres d'essai de propagation sont identiques à ceux décrits précédemment, à ceci près que les clichés se sont focalisés sur une zone de $7 \times 7 \text{ mm}^2$ en avant de l'extrémité d'entaille. L'essai de fatigue a été stoppé lorsque la coupure mesurait 2,5 mm (Figure 2-39). Il peut être souligné que la distance entre les deux lèvres de la coupure en pointe de celle-ci (Crack Tip Opening Displacement) est de l'ordre de $20 \mu\text{m}$ pour une déformation longitudinale globale de l'éprouvette de $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$.

L'évolution de la longueur de coupure naissante est saccadée. Jusqu'à une longueur de 0,7 mm de la coupure, l'évolution est constante en fatigue. 6.10^4 cycles ont été nécessaires pour atteindre cette longueur. Puis, la croissance de la coupure stagne et n'évolue que lentement jusqu'à une longueur de 1,2 mm. Le nombre de cycles est alors égal à $4,6.10^5$. Après 6.10^4 cycles supplémentaires, la coupure a avancé de 0,5 mm pour mesurer finalement 1,7 mm. Enfin, à partir de cet instant, la longueur de coupure évolue de façon plus rapide et plus régulière. Cette évolution peut être rapprochée de la taille des mèches du tissu de verre étudié. La dimension du grand axe des mèches de ce tissu est en effet égale à 0,5 mm. La microstructure a donc une influence marquée sur la propagation de coupure jusqu'à trois à cinq fois la taille de mèches de fibres. Ensuite, l'évolution de la coupure devient régulière.

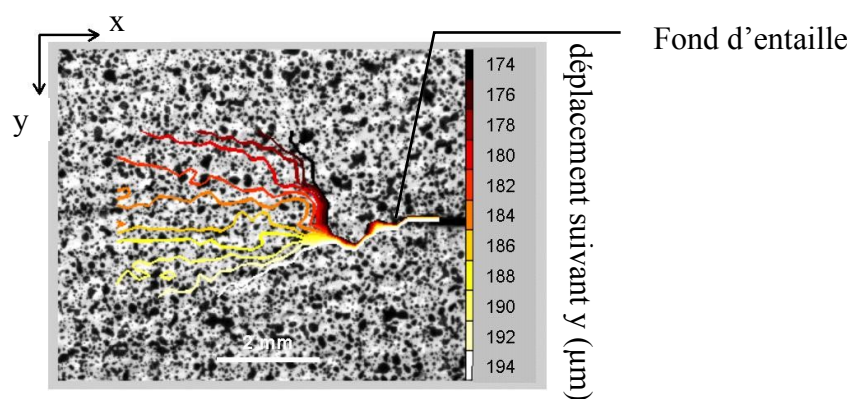
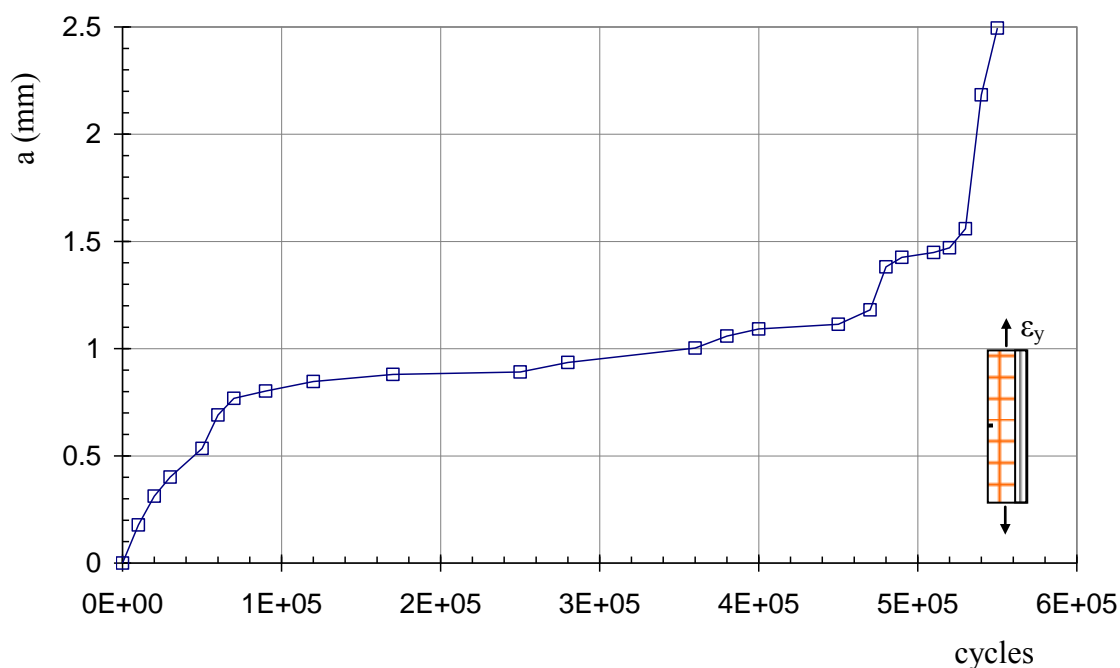


Figure 2-39 : Evolution de la longueur de coupure naissante obtenue par corrélation d'images pour le stratifié $[0]_2$

2.4.4.4 Analyse par corrélation d'images du champ de déformation

Des informations supplémentaires ont été obtenues en utilisant un système de corrélation d'images qui permet d'accéder au champ de déplacement d'une matrice de points issus de la discrétisation de l'image. Par post-traitement, il est possible d'en déduire le champ de déformation. Les déformations obtenues sont données à titre qualitatif, ce système de mesure n'étant pas trop adapté à la détermination d'un champ de déplacement perturbé au voisinage d'une coupure. En particulier, les déformations en un point de la grille sont calculées par régression linéaire sur n points voisins. Toutefois,

ces données numériques sont utiles pour appréhender le scénario d'endommagement et de rupture en pointe d'entaille puis en pointe de coupure.

Les champs de déformation longitudinale ϵ_y et de demi-distorsion angulaire ϵ_{xy} sont reproduits en Figure 2-40 et Figure 2-41 pour deux longueurs de coupure respectivement. En Figure 2-40, les déformations ϵ_y et ϵ_{xy} sont reproduites au premier cycle de fatigue. La coupure n'est pas initiée, seul le fond d'entaille présente un gradient de déformation. La déformation longitudinale ϵ_y est supérieure à 10^{-2} en pointe d'entaille. D'autre part, la déformation longitudinale ϵ_y correspond dans la zone courante à la déformation maximale imposée de $3 \cdot 10^{-3}$. Le calcul de la distorsion angulaire ϵ_{xy} permet de remarquer le transfert d'effort en pointe d'entaille.

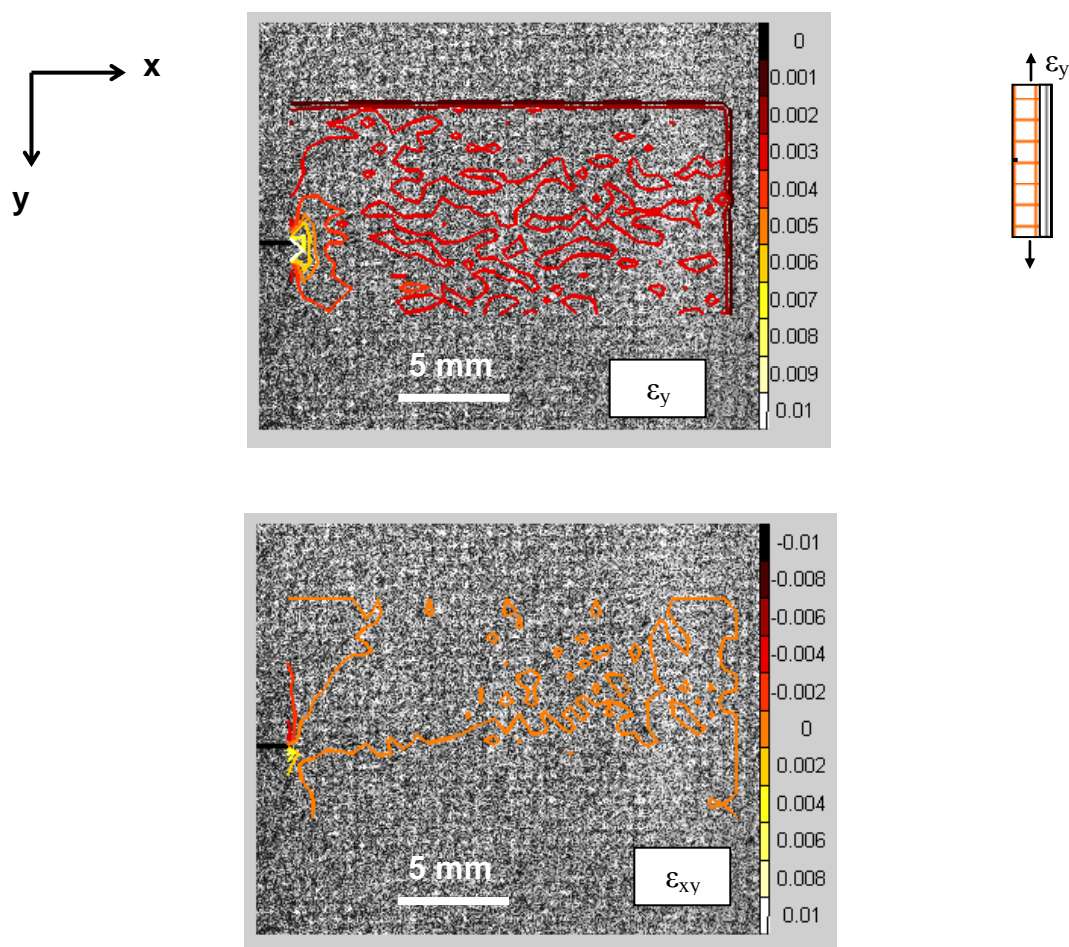


Figure 2-40: Champs de déformation de l'éprouvette $[0]_2$ repérée C4 à 1 cycle

En Figure 2-41, les déformations ϵ_y et ϵ_{xy} sont reproduites à $4,2 \cdot 10^5$ cycles. La coupure mesure alors 7,5 mm. L'examen de la carte de déformation longitudinale ϵ_y montre notamment que la déformation en pointe de coupure atteint une valeur importante, supérieure à $2 \cdot 10^{-2}$, valeur qui correspond à la déformation de rupture en statique dans la direction des fibres. La valeur de déformation globale maximale imposée par

l'extensomètre de $3 \cdot 10^{-3}$ à une certaine distance de la pointe de coupure est identifiable. De plus, la représentation de la distorsion angulaire ϵ_{xy} semble indiquer que le transfert d'effort au niveau de la pointe de coupure est plus étendu; cela peut s'expliquer par l'endommagement de la résine. Le transfert d'effort doit donc s'opérer sur une surface plus importante.

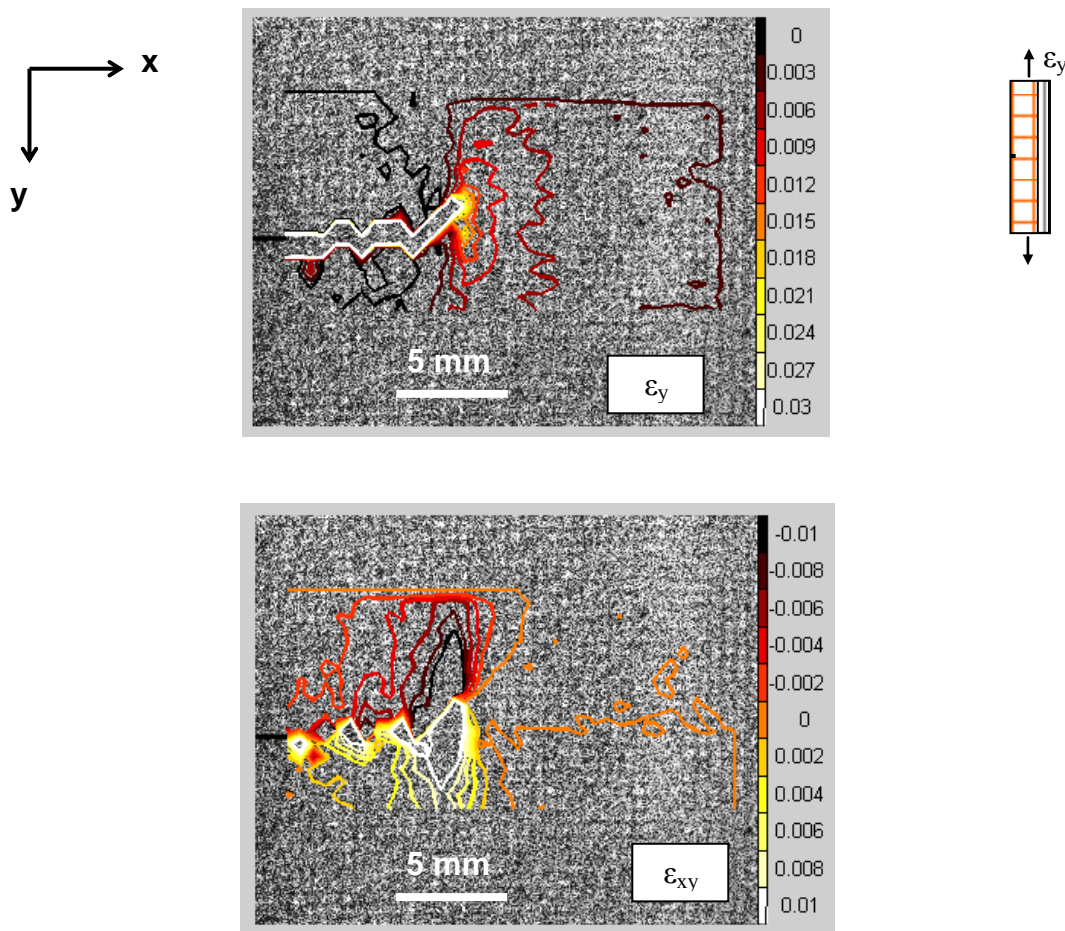


Figure 2-41 : Champs de déformation de l'éprouvette $[0]_2$ repérée C4 à $4,2 \cdot 10^5$ cycles

2.4.5 Direction trame des plis de tissus orientée dans l'axe de sollicitation

2.4.5.1 Evolution de la longueur de coupure en fatigue

Des essais de propagation en fatigue similaires ont été menés sur des stratifiés à deux plis de verre dont les mèches de trame ont été orientées dans l'axe de sollicitation.

L'évolution de la longueur de coupure en fatigue (Figure 2-42) suit une évolution qualitativement semblable à celle observée pour les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes et présente les trois phases énoncées précédemment. Les stratifiés $[0]_2$ aux

propagations extrêmes (la plus rapide et la plus lente) sont reproduites en gris à titre de comparaison. Les durées d'initiation de coupure sont deux à trois fois plus importantes par rapport à celles mesurées dans les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes. Ce phénomène est à rapprocher du fait que d'une part le module dans la direction trame s'endommage plus vite en comparaison de la direction chaîne (Figure 2-19) et que d'autre part des déformations permanentes doivent intervenir en pointe d'entaille à des niveaux de déformation plus faibles selon la direction trame comme le suggèrent les résultats des essais quasi-statiques de charge-décharge (Figure 2-9).

Il est également observé une dispersion importante d'une éprouvette à l'autre. Le nombre de cycles de propagation complète est presque dix fois plus grand pour l'éprouvette la plus lente par rapport à l'éprouvette la plus rapide. De même, la durée d'initiation de coupure varie d'un facteur dix entre les six éprouvettes.

Enfin, il est utile de souligner que plus la durée de l'essai est importante plus la seconde phase identifiée à une propagation stable est retardée.

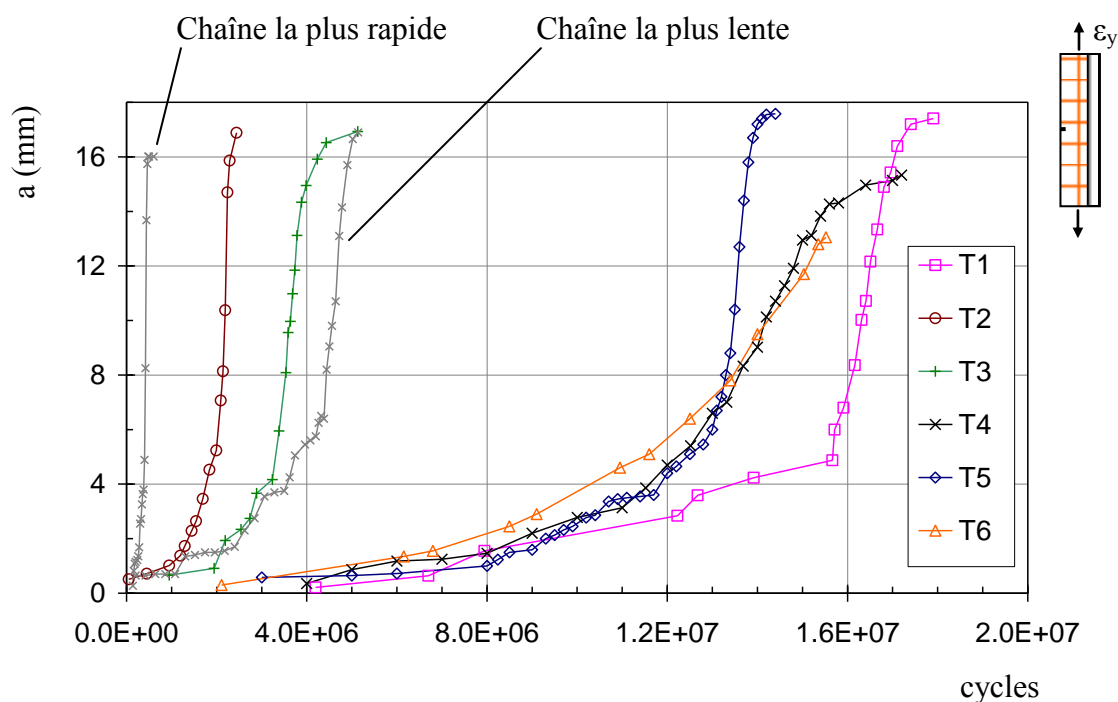


Figure 2-42 : Evolution de la longueur de coupure a en fatigue pour les revêtements à mèches de trame travaillantes $[90]_2$

2.4.5.2 Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure

L'évolution de la longueur de coupure en fatigue a été lissée par morceaux pour chaque éprouvette. L'évolution de la vitesse de propagation de coupure en fonction de la

longueur de coupure a ensuite été tracée pour chaque éprouvette (Figure 2-43). Les trois phases précédemment identifiées sont également identifiables. L'influence de la bande d'unidirectionnels de carbone de l'éprouvette de propagation intervient lorsque la coupure a une longueur égale à environ 12 mm et tend à ralentir la vitesse de propagation. L'évolution de la vitesse de propagation est semblable pour toutes les éprouvettes. Toutefois, des écarts importants en particulier pour les valeurs maximales existent. En effet, l'éprouvette la plus rapide a atteint une vitesse maximale de propagation de près de 1.10^{-4} mm/cycle alors que l'éprouvette qui a propagé la plus lentement a présenté une vitesse de propagation maximale plus de dix fois plus faible. De façon analogue à ce qui a été observé pour les vitesses de propagation dans les éprouvettes à mèches de chaîne travaillantes, il est possible de mettre en évidence la diminution caractéristique de la vitesse de propagation lorsque la coupure mesure environ 2 mm. Ainsi, il est possible d'affirmer que l'influence de la microstructure stoppe quand la longueur de coupure dépasse 2 mm tant dans les revêtements à mèches de trame travaillantes que dans ceux à mèches de chaîne travaillantes.

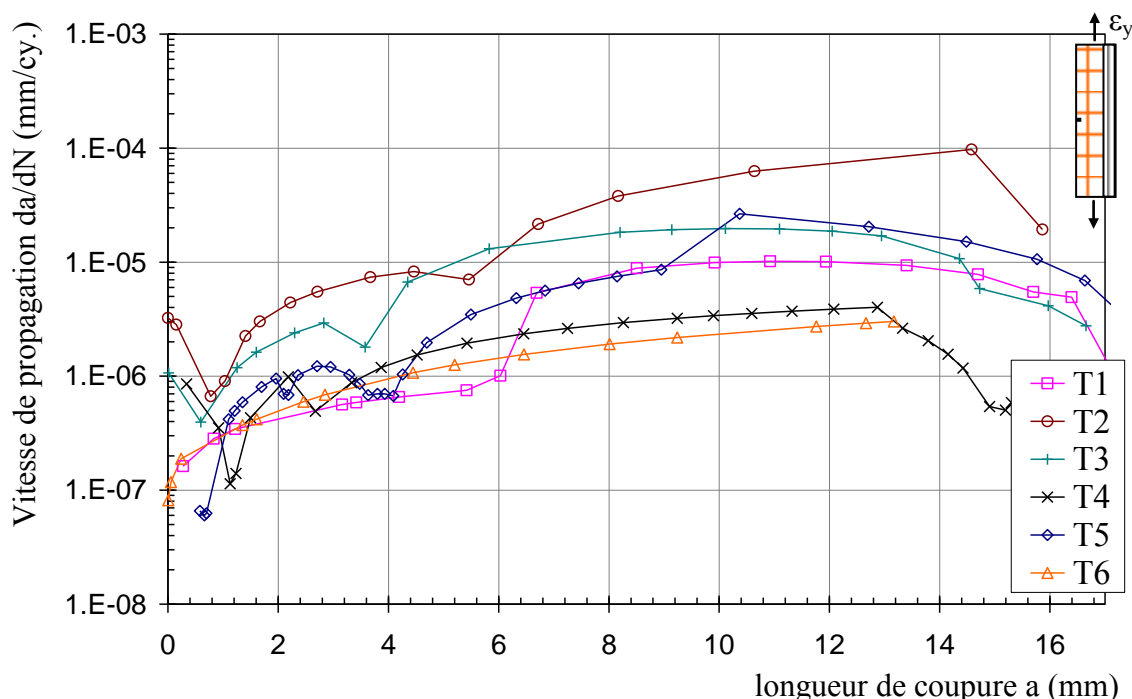


Figure 2-43 : Evolution de la vitesse de propagation de coupure en fatigue pour les revêtements à mèches de trame travaillantes [90]₂

2.4.6 Influence du changement de géométrie de l'éprouvette

Afin d'obtenir des résultats sur de plus grandes longueurs de coupures, la largeur de l'éprouvette de propagation mise au point (Figure 2-29) a été modifiée. Les modifications de géométrie sont synthétisées en Figure 2-44. Le renfort de nappes unidirectionnelles de fibres de carbone orientées selon l'axe longitudinal de l'éprouvette

est toujours présent et mesure 10 mm de largeur ; cette largeur n'a pas été modifiée. L'asservissement en déformation demeure inchangé et l'extensomètre reste placé sur la bande de fibres de carbone. Par contre la largeur de l'éprouvette est passée de 30 mm à 50 mm. La largeur utile de revêtement de tissus de fibres de verre est maintenant égale à 40 mm. La longueur de l'entaille initiale a également été augmentée et vaut 7 mm. Par rapport à l'éprouvette de propagation initialement retenue, le rapport de la longueur d'entaille sur la largeur d'éprouvette a/w a été augmenté ; il est raisonnable de penser que l'augmentation de ce rapport a/w va diminuer la durée d'initiation de la coupure.

Deux éprouvettes par direction (trame ou chaîne) du tissu ont été testées : la séquence d'empilement est identique et les revêtements à base de deux plis de tissus de verre ont été sollicités en fatigue. Les essais de propagation ont été stoppés lorsque la coupure mesurait au moins 10 mm afin de caractériser l'endommagement matriciel autour d'une coupure au moyen d'inspections par rayons-X.

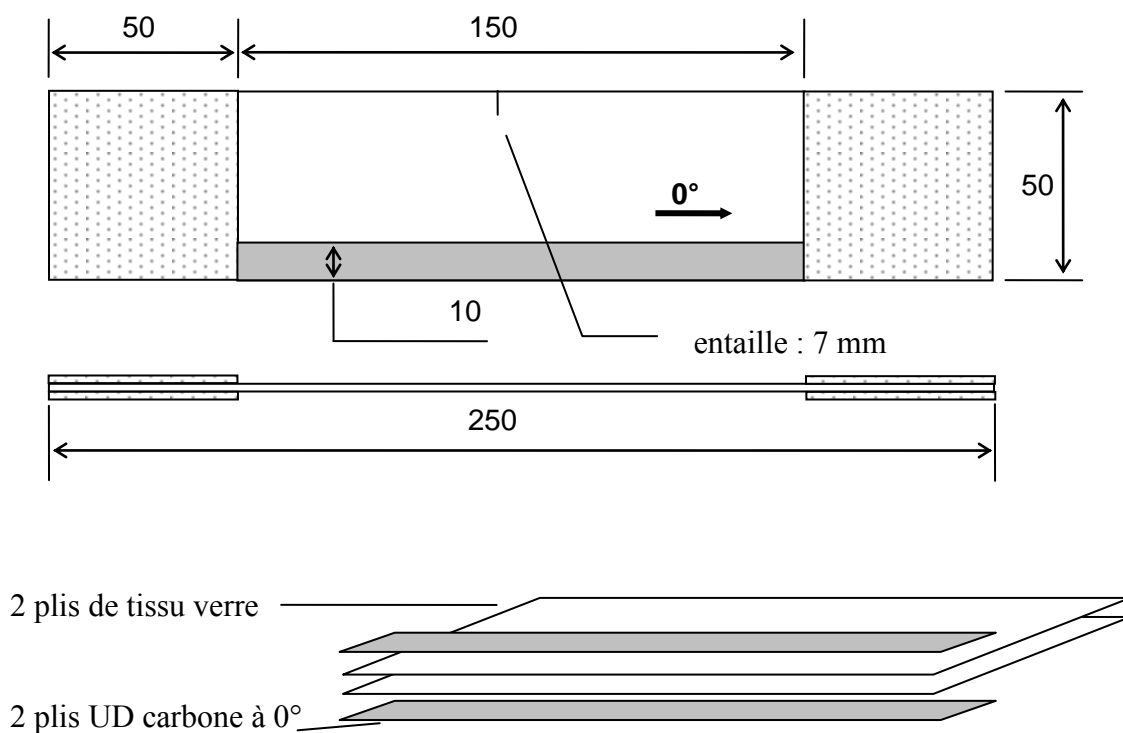


Figure 2-44 : Modification de la géométrie de l'éprouvette de propagation

L'évolution de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles est représentée en Figure 2-45 pour chaque éprouvette. Deux nouvelles constatations expérimentales importantes s'imposent. La première est que la différence de comportement entre la direction chaîne et la direction trame n'existe plus. En effet, les évolutions sont semblables et se superposent même pour deux éprouvettes chaîne et trame. La seconde remarque réside dans la durée de l'essai de propagation. Globalement, la durée de l'essai a été divisée par 10 par rapport à la géométrie précédente où la largeur des

échantillons était égale à 30 mm. Il est possible de remarquer également que la durée d'initiation de la coupure en pointe d'entaille est variable d'un échantillon à l'autre mais ne présente pas une dispersion aussi importante que pour les échantillons moins larges. En particulier, la durée d'initiation peut varier dans un rapport compris entre 3 et 4.

La décroissance typique de la vitesse de propagation en début de propagation est également identifiable (Figure 2-46). L'influence de la microstructure semble exister tant que la longueur de coupure n'est pas supérieure à 1,5 mm. Les courbes de vitesse de propagation indiquent également que la différence de comportement en propagation entre la direction chaîne et la direction trame n'existe plus. Les valeurs de vitesses de propagation atteintes à longueur d'entaille + coupure égale sont globalement plus élevées dans les échantillons de largeur w égale à 50 mm. Ce constat est particulièrement vrai dans les revêtements à mèches de trame travaillantes. A titre d'exemple, la valeur de la vitesse de propagation de coupure dans les revêtements à deux plis de tissus de verre orientés dans l'axe de la sollicitation s'établit à $da/dN = 5.10^{-4}$ mm/cycle pour une longueur de coupure de 15 mm.

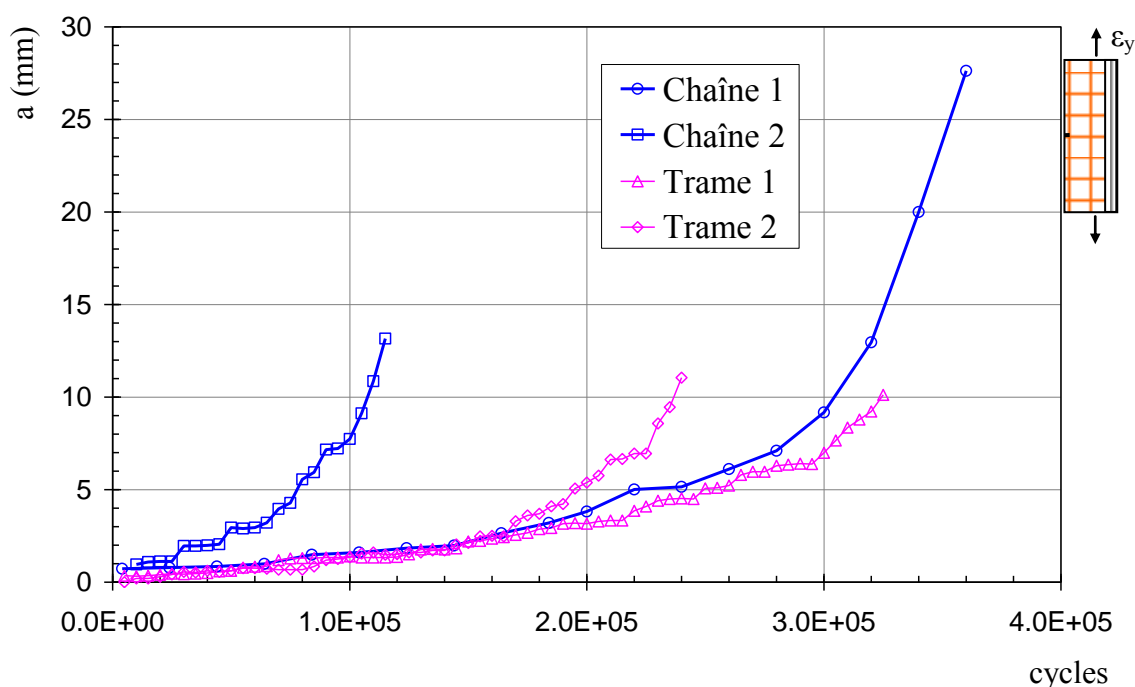


Figure 2-45 : Evolution de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles dans les revêtements chaîne et trame dont la géométrie d'éprouvette a été modifiée (largeur $w = 50$ mm)

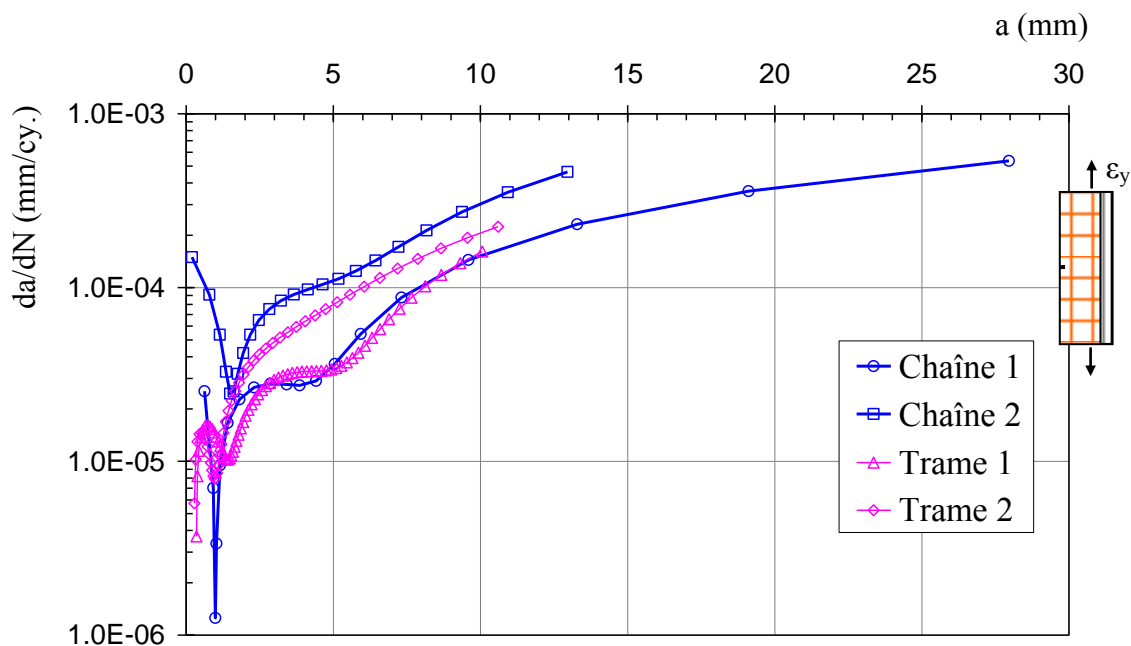


Figure 2-46 : Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans les revêtements chaîne et trame dont la géométrie d'éprouvette a été modifiée (largeur $w = 50\text{mm}$)

2.4.7 Analyse de la propagation de coupure par rapport au motif de tissage

Comme évoqué précédemment, le matériau utilisé est à armure satin de 8. Il existe donc des points de tissage entre les mèches de chaîne et les mèches de trame répartis selon un motif particulier rappelé en Figure 2-47. Sur cette représentation, chaque mèche est représentée par une droite médiane noire. Les points de tissages ou zones d'ondulation des mèches sont représentés par des cercles noirs. Il est possible de remarquer qu'une mèche de trame flotte sur sept mèches de chaîne et vice versa. Les points de tissage se succèdent donc toutes les huit mèches ; le décalage horizontal est de trois mèches sur la droite et de cinq sur la gauche. Le motif élémentaire qui se répète correspond donc à huit mèches de chaîne sur huit mèches de trame. La mèche élémentaire mesurant 0,5 mm de largeur pour le matériau étudié (Figure 2-2), le motif élémentaire correspond à une surface de $4 \times 4 \text{mm}^2$. Il est également utile de remarquer que pour chaque point de tissage, six points sont voisins dans un rayon correspondant à environ trois largeurs de mèches de fibres. Deux angles remarquables pour l'armure satin de 8 ont été repérés entre deux points de tissage voisins respectivement $18,4^\circ$ et 45° .

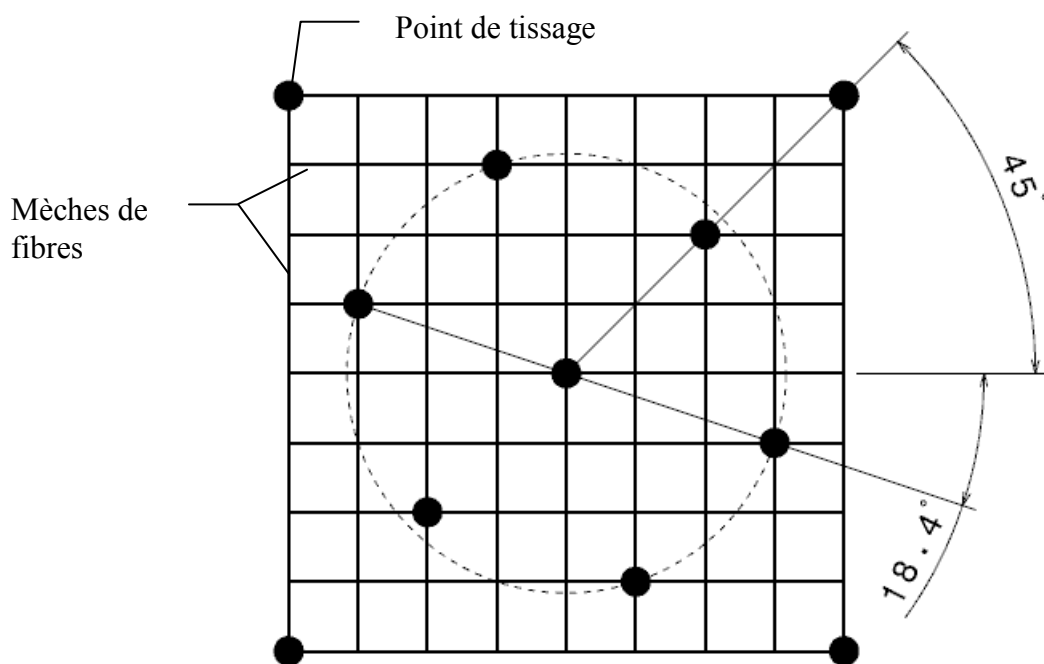


Figure 2-47 : Illustration du motif élémentaire d'une armure satin de 8 : angles remarquables entre zones d'ondulation

Etant donné que les dommages matriciels voire les ruptures de fibres tant en statique qu'en fatigue se localisent préférentiellement dans les zones d'ondulation des mèches des tissus selon [Pandita01], [Osada03] et [Fujii93] notamment, il a semblé utile d'analyser le trajet suivi par la coupure par rapport au motif de tissage.

La Figure 2-48 présente le cliché en charge d'une éprouvette de propagation à revêtement de tissus de verre à mèches de chaîne travaillantes. La bande de fibres unidirectionnelles de fibres de carbone sur laquelle est réalisé l'asservissement en déformation est repérable. Le cliché a été pris avec des conditions d'éclairage orientées dans le même sens que l'objectif. Dès lors, la coupure est aisément identifiable et correspond macroscopiquement au blanchiment de résine. De toutes les éprouvettes précédemment testées en propagation, seule celle dont le cliché est repris en Figure 2-48 a présenté une propagation non perpendiculaire à la sollicitation. Il est possible de noter que la coupure a propagé perpendiculairement à la sollicitation au niveau de l'entaille jusqu'à une longueur de 1 mm. Puis, la coupure a propagé à 45° par rapport à la direction de sollicitation jusqu'à environ la moitié de la largeur du stratifié de tissu de verre. C'est la face trame du tissu qui est observée en Figure 2-48 ; les mèches de trame sont donc apparentes et les mèches de chaîne orientées dans la direction de sollicitation apparaissent ponctuellement au niveau des zones d'ondulation. Le motif élémentaire de l'armure satin de 8 est représenté à côté du cliché.

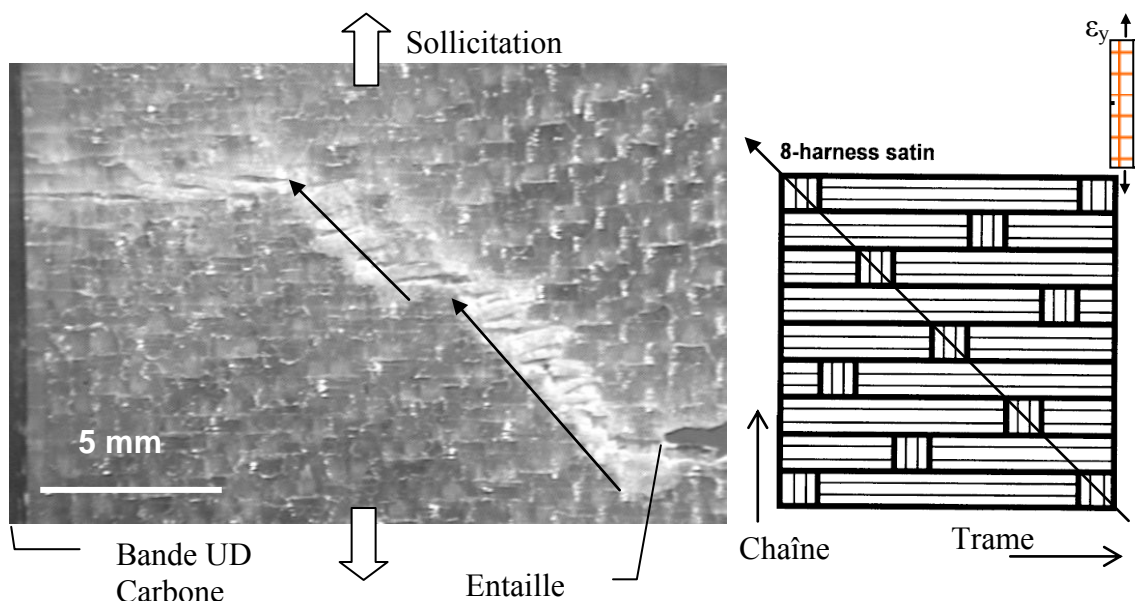


Figure 2-48 : Cliché en charge de la coupure évoluant dans une direction particulière dans un stratifié $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes

Il est notable que cette armure présente deux directions particulières des ondulations et en particulier une direction à 45° . Le cas particulier de propagation présenté en Figure 2-48 tend à montrer que les zones d'ondulation sont des lieux privilégiés de rupture des mèches de fibres de verre dans les tissus. L'armure du tissu a donc une influence sur la propagation de coupure.

Une généralisation de ces remarques issues du cas particulier précédent peut être menée au regard des résultats similaires observés dans le cliché d'une éprouvette en Figure 2-49 : il s'agit d'un revêtement à deux plis de tissus de verre dont les mèches de chaîne sont travaillantes. Le cliché a été pris quand l'éprouvette était soumise à une déformation globale de $\epsilon_y = 3.10^{-3}$. L'éprouvette de propagation est placée entre la source de lumière et la caméra CCD, la coupure apparaît donc en sombre sur le cliché. Sur le pli photographié a été représenté le schéma de l'armure satin de 8 théorique en considérant une largeur de mèche de 0,5 mm. Chaque trait représente la médiane des mèches de fibres. Les ronds noirs représentent les zones d'ondulation du tissu. Il apparaît clairement que le trajet de la coupure est influencé par la position des points de tissage qui sont par définition des zones de faiblesse. Sur cet exemple, la coupure présente les deux orientations préférentielles des points de tissages de l'armure satin de 8 du matériau utilisé à savoir $18,4^\circ$ et 45° (Figure 2-47). Il est également possible de remarquer que le blanchiment de résine autour de la coupure est borné verticalement par ces points de tissage.

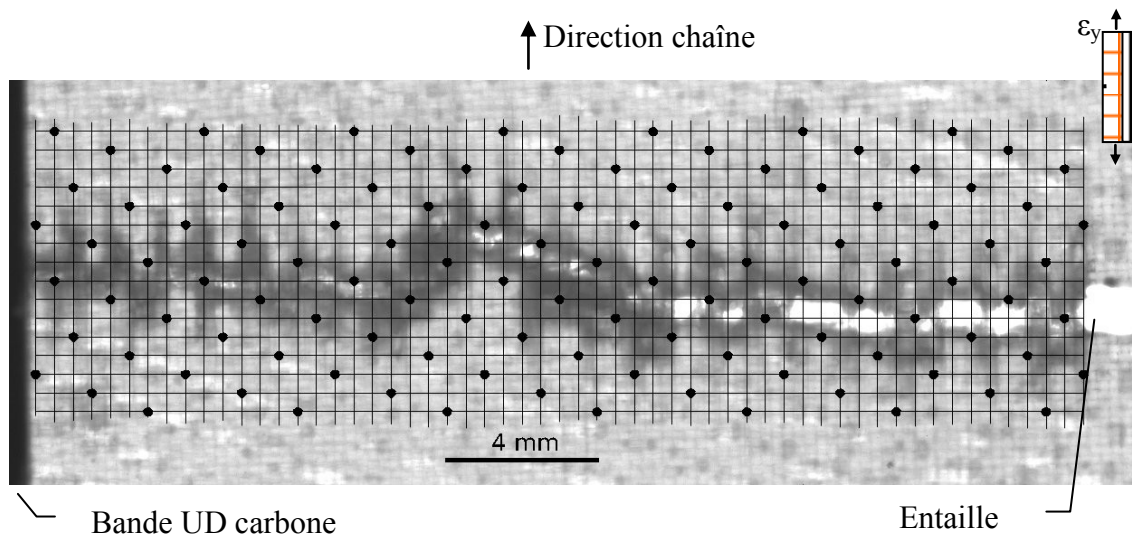


Figure 2-49 : Comparaison du parcours de la coupure par rapport au motif de tissage dans un stratifié $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes : éprouvette sollicitée à une déformation globale de $\varepsilon = 3.10^{-3}$

La comparaison du parcours de la coupure par rapport au motif de tissage a également été menée sur des éprouvettes dont la direction de propagation de coupure était relativement constante et perpendiculaire à la sollicitation. En particulier, la Figure 2-50 a été retenue : il s'agit d'une coupure dans un stratifié $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes. Le constat précédent est confirmé. Les points de tissage sont des lieux privilégiés de passage de la coupure. Un trajet de coupure privilégié est observé et représenté en lignes pointillées sur le cliché. Cette constatation expérimentale permet d'envisager que le gradient de contraintes en pointe de coupure s'étend entre deux et trois largeurs de mèches de distance dans la direction de la sollicitation et correspond à la largeur d'une mèche de fibres dans la direction perpendiculaire à la sollicitation.

Il apparaît également sur le cliché de la Figure 2-50, une densité importante de fissures matricielles dans l'interstice entre les mèches de fibres orientées perpendiculairement à la direction de la sollicitation. Il est possible de remarquer que ces fissures constituent un halo en avant et autour de la coupure. Ces dommages plus denses autour de la coupure que dans la zone courante du revêtement de tissu de verre s'étendent dans une bande de largeur égale à 8mm environ autour de la coupure et 4mm en avant de la pointe de coupure.

Enfin, à partir de l'examen du front de coupure, il semble réaliste d'affirmer qu'une mèche de fibres se rompt toujours entièrement. Ces observations expérimentales sont en accord avec les travaux de [Schulte87] qui a également observé qu'une mèche de fibres de tissu tend à rompre complètement en fatigue et ne peut présenter simultanément des

fibres intactes et des fibres rompues. La propagation de coupure est donc également influencée par la taille des mèches de fibres comme l'a également observé [Mandell75].

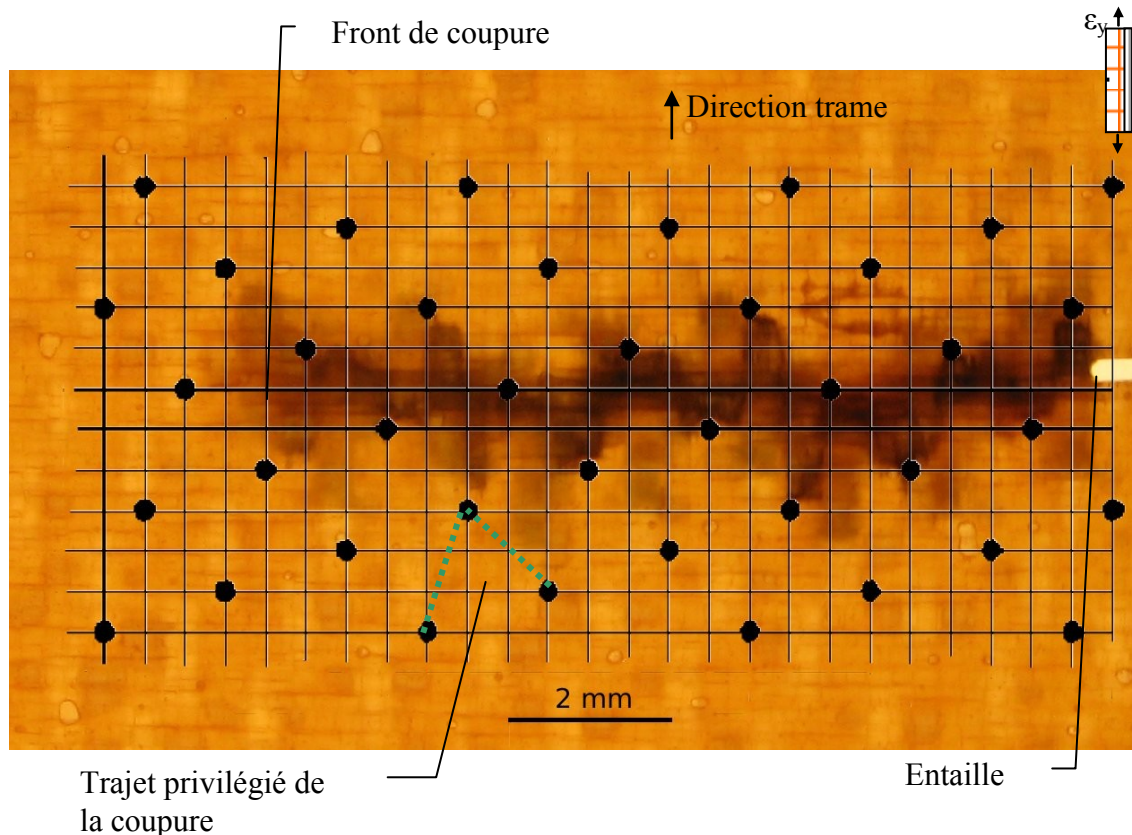


Figure 2-50 : Comparaison du parcours de la coupure par rapport au motif de tissage dans un stratifié $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes : éprouvette au repos

2.4.8 Synthèse : comparaison des comportements direction chaîne et trame

Les modifications de la largeur de revêtement de tissu de verre et de la longueur initiale de l'entaille de l'éprouvette de propagation ont permis d'obtenir des vitesses de propagation de coupure plus importantes dans les stratifiés fortement orientés. La Figure 2-51 répertorie tous les essais de propagation dans les revêtements à mèches de chaîne ou de trame travaillantes de largeur $w = 50\text{mm}$ ainsi que les essais les plus rapides et les plus lents pour les éprouvettes de largeur $w = 30\text{mm}$. La vitesse de propagation est représentée en fonction de la longueur de coupure. La décroissance de vitesse de propagation lorsque la coupure mesure entre 1 et 2 mm est présente sur toutes les éprouvettes quelle que soit leur géométrie. Ce phénomène est associé à l'initiation de la coupure et à l'influence de la microstructure lorsque la coupure est de faible longueur ([Pegoretti99]). Par contre, les valeurs de vitesses de propagation atteintes pour une même longueur de coupure ne sont pas semblables d'une géométrie à l'autre. Pour les

éprouvettes de largeur $w = 50\text{mm}$, la différence de comportement entre les directions chaîne et trame est gommée, alors qu'elle demeure marquée pour les éprouvettes de largeur $w = 30\text{mm}$. Pour cette dernière géométrie, les variations de vitesse de propagation entre l'éprouvette qui a propagé la plus rapidement et l'éprouvette la plus lente sont non-négligeables. Il demeure un facteur 10 en termes de vitesse de propagation atteinte entre les éprouvettes présentant les résultats extrêmes tant en direction chaîne qu'en direction trame.

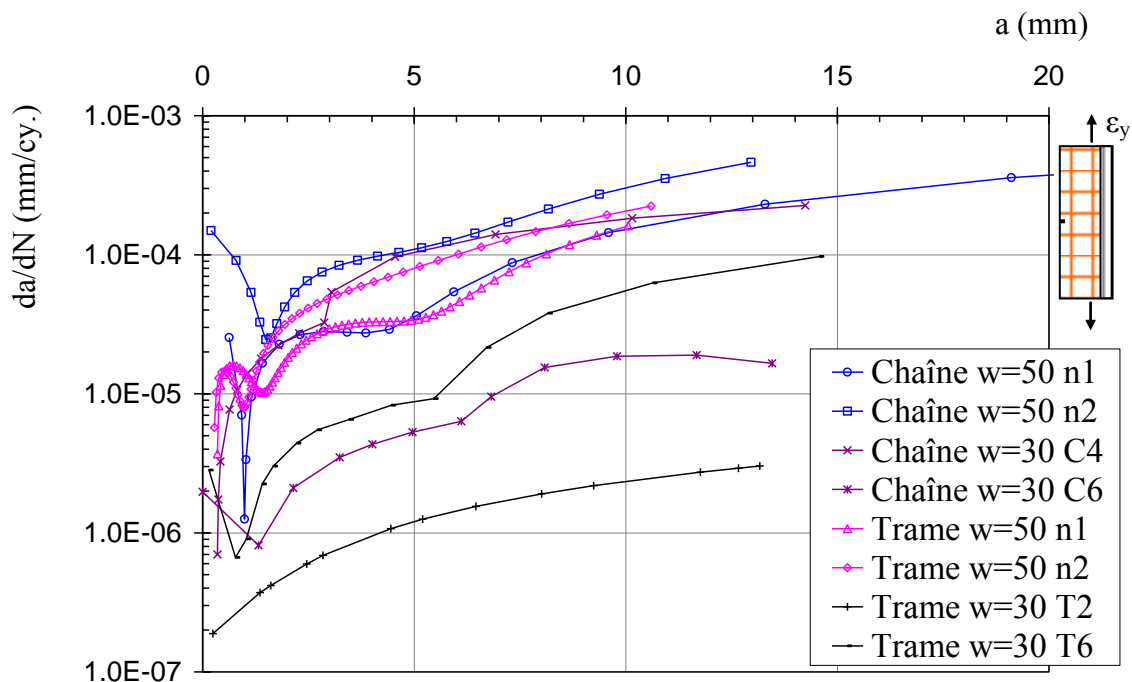


Figure 2-51 : Comparaison de l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure selon la largeur de l'éprouvette

Au vu de cette première comparaison des résultats entre les éprouvettes de largeur $w = 30\text{ mm}$ et $w = 50\text{ mm}$, il a semblé intéressant de comparer ces résultats en tenant compte de la longueur initiale de l'entaille. La Figure 2-52 représente l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur additionnée de l'entaille et de la coupure.

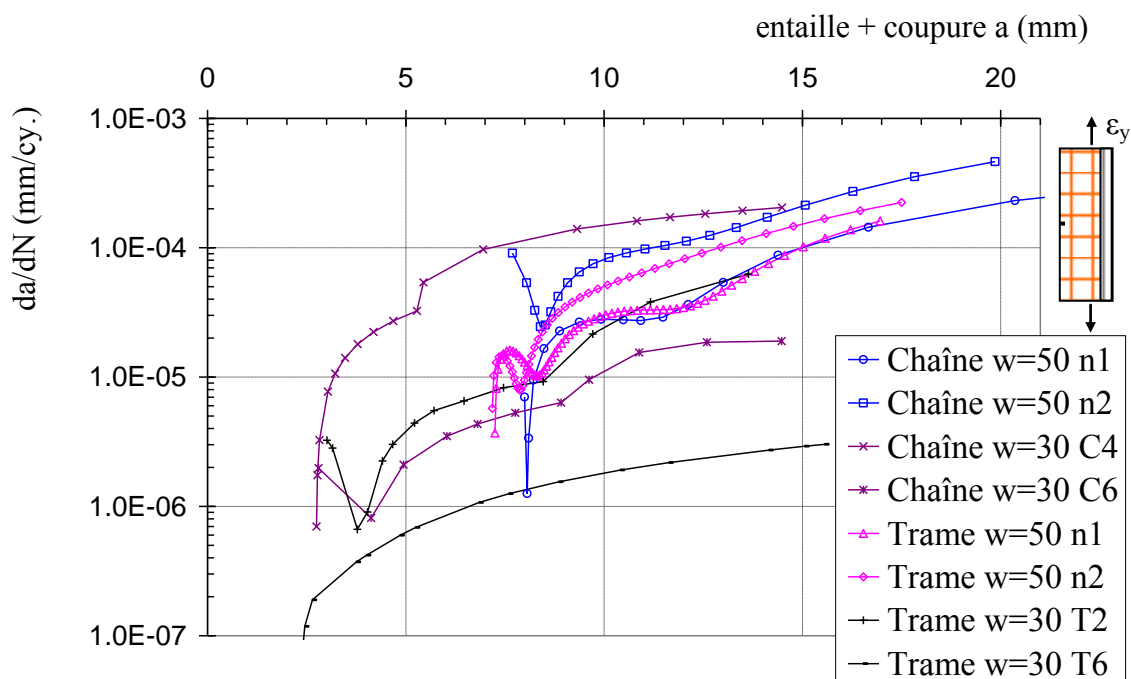


Figure 2-52 : Comparaison de la vitesse de propagation selon les largeurs d'éprouvettes en intégrant la longueur de l'entaille initiale

Les éprouvettes de largeur $w = 50\text{mm}$ présentant une longueur d'entaille moyenne de 7mm alors qu'elle ne mesure que 3mm de longueur pour les éprouvettes de largeur $w = 30\text{mm}$, les courbes de vitesses de propagation des éprouvettes de largeur $w = 50\text{mm}$ ont été décalées horizontalement vers la droite. En occultant la décroissance de vitesse de propagation due à l'influence de la microstructure dans les éprouvettes de largeur $w = 50\text{mm}$, il est possible de remarquer que les résultats d'essais présentent la même tendance quelle que soit la largeur de l'éprouvette. Il est utile de préciser que ce constat est exact pour les éprouvettes de largeur $w = 30\text{mm}$ dont la durée d'initiation a été la plus courte, ou autrement dit, pour celles qui ont propagé les plus rapidement. Par contre, il est important de remarquer que les éprouvettes tant de direction chaîne que de direction trame, dont la durée d'initiation a été importante (éprouvettes C6 et T6) présentent des niveaux de vitesse de propagation faibles par rapport aux autres éprouvettes et ne s'inscrivent pas dans la tendance esquissée précédemment. La durée d'initiation de coupure semble donc être un paramètre influent sur le niveau de vitesse de propagation atteignable dans les revêtements minces de tissus de verre particulièrement si ce sont les mèches de trame qui sont orientées dans l'axe de la sollicitation de traction.

Le Tableau 2-3 synthétise le nombre de cycles d'initiation de la coupure pour chaque éprouvette. Cette durée a été associée à la fin de la décroissance typique de la vitesse de propagation observée sur chacune des éprouvettes.

Tableau 2-3 : Nombre de cycles d'initiation des différents essais de propagation dans les revêtements à mèches de chaîne ou trame travaillantes

Eprouvettes Chaîne largeur 30mm	Longueur d'entaille (mm)	Cycles d'initiation	Longueur de coupure correspondante (mm)	Vitesse de propagation maximale observée au cours de l'essai (mm/cy.)
C1	2,2	$1,6 \cdot 10^6$	2,4	$7,5 \cdot 10^{-5}$
C2	2,3	$5,5 \cdot 10^5$	2,6	$8,6 \cdot 10^{-5}$
C3	1,5	$3,8 \cdot 10^6$	3,2	$4,2 \cdot 10^{-5}$
C4	2,4	$2,0 \cdot 10^5$	0,4	$2 \cdot 10^{-4}$
C5	2,9	$1,3 \cdot 10^6$	1,3	$2,6 \cdot 10^{-5}$
C6	2,9	$1,9 \cdot 10^6$	1,3	$2 \cdot 10^{-5}$

Eprouvettes Trame largeur 30mm	Longueur d'entaille (mm)	Cycles d'initiation	Longueur de coupure correspondante (mm)	Vitesse de propagation maximale observée au cours de l'essai (mm/cy.)
T1	2,5	$7 \cdot 10^6$	4,9	$1 \cdot 10^{-5}$
T2	2,9	$6 \cdot 10^5$	0,8	$9,7 \cdot 10^{-5}$
T3	2,9	$1 \cdot 10^6$	0,6	$2 \cdot 10^{-5}$
T4	2,8	$11 \cdot 10^6$	1,1	$4 \cdot 10^{-6}$
T5	2,7	$12 \cdot 10^6$	4,1	$2,6 \cdot 10^{-5}$
T6	2,5	?	?	$3 \cdot 10^{-6}$

Eprouvettes largeur 50mm	Longueur d'entaille (mm)	Cycles d'initiation	Longueur de coupure correspondante (mm)	Vitesse de propagation maximale observée au cours de l'essai (mm/cy.)
Trame 1	6,9	$1,25 \cdot 10^5$	1,5	$1,6 \cdot 10^{-4}$
Trame 2	6,9	$8,7 \cdot 10^4$	1,0	$2,1 \cdot 10^{-4}$
Chaîne 1	7,1	$6,4 \cdot 10^4$	0,9	$1,6 \cdot 10^{-4}$
Chaîne 2	6,9	$2,6 \cdot 10^4$	1,5	$3,1 \cdot 10^{-4}$

2.5 EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIE DESORIENTE $[\pm 45]_2$

Théoriquement, les revêtements de pales sont composés de plis de tissus orientés à $\pm 45^\circ$ par rapport à la dimension longitudinale de la pale afin d'assurer la rigidité de torsion du profil (Figure 2-53). Pour se rapprocher du comportement réel de ce type de revêtement, des essais de fatigue à déformation imposée ont été menés sur des éprouvettes dites structurales (Figure 2-29) qui présentent sur un des côtés une bande de fibres de carbone

unidirectionnelles faisant office de longeron, le reste étant composé de deux plis de tissus de verre orientés à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction longitudinale de l'éprouvette.

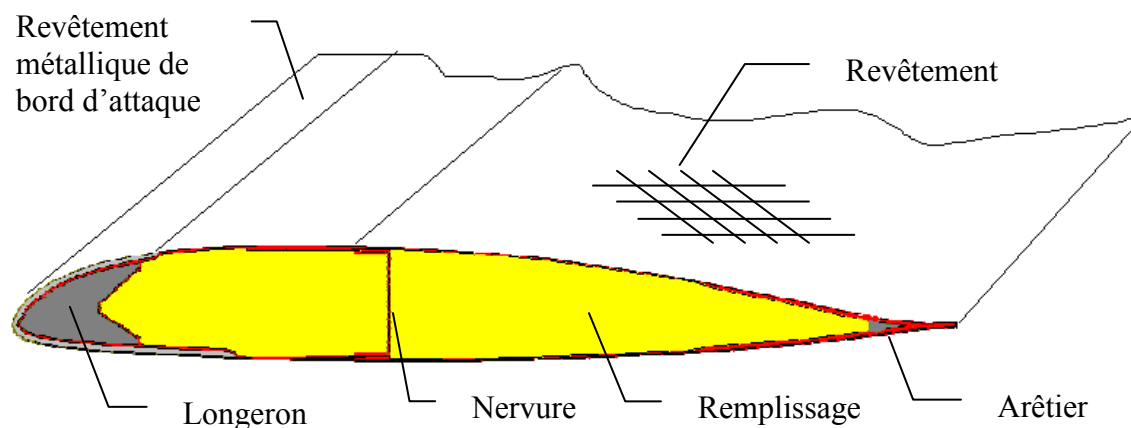


Figure 2-53 : Section de partie courante d'une pale d'hélicoptère

Macroscopiquement, la propagation d'une zone de blanchiment de résine dont l'origine se situait au niveau de l'entaille a été observée dans certaines configurations d'essais. Celles-ci sont détaillées dans les paragraphes suivants.

2.5.1 Résultats d'essais aux déformations de vol

Les premiers essais de fatigue, censés amener la propagation d'une coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$, ont été menés à déformation imposée à des niveaux correspondant aux déformations de la zone courante de ces structures, conformément aux données du § 2.3. La déformation longitudinale maximale du cycle de fatigue est en particulier, égale à $\varepsilon_y = 3 \cdot 10^{-3}$.

2.5.1.1 Première campagne d'essais de propagation

Deux éprouvettes ont été testées suivant ce protocole. Il est utile de rappeler que la section de l'éprouvette à base de tissus de verre présente une entaille de 3 mm de longueur, réalisée au fil diamant de diamètre $\varnothing 0,17$ mm et perpendiculaire à la direction de sollicitation.

La première éprouvette a été fatiguée pendant 12 millions de cycles sans qu'aucune coupure ou dommage optique n'ait pu être observé. La Figure 2-54 présente le cliché de l'éprouvette chargée à ce nombre de cycles. Un dommage en forme de V très localisé en pointe d'entaille est aisément identifiable ; il suit la direction des fibres des tissus. Il

s'agit vraisemblablement de ruptures d'interface fibre-matrice (Figure 1-8) qui ont tendance à gommer la sur-contrainte due à l'entaille. La zone de dommages mesure moins de 1 mm de longueur.

Le revêtement $[\pm 45]_2$ présente de fines lignes noires régulièrement espacées qui correspondent à une partie d'une jauge de suivi de propagation utilisée en début de campagne d'essais. Ce dispositif de suivi de coupure n'a pas donné satisfaction car la calibration de la rupture des fils de la grille correspond au niveau de déformation associé aux matériaux métalliques, plus rigides que le matériau étudié.

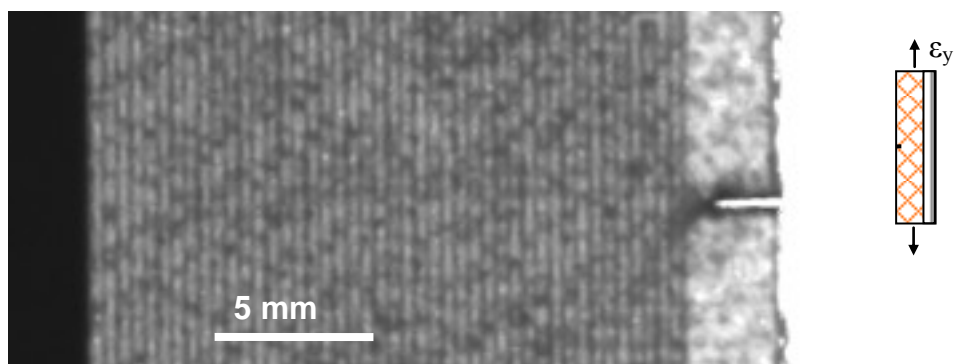


Figure 2-54 : Dommage très localisé dans une éprouvette $[\pm 45]_2$ au bout de 12 millions de cycles

Quant à la seconde éprouvette testée en déformation imposée aux déformations de vol, elle a totalisée $20 \cdot 10^6$ cycles. Contrairement à la première, l'initiation d'une coupure a été forcée. En effet, les premiers 10^6 cycles ont été menés à une déformation maximale de $\epsilon_y = 6 \cdot 10^{-3}$ et ont permis d'initier la coupure jusqu'à une longueur de 6 mm. Puis le reste de l'essai a été mené aux déformations de vol. Néanmoins, la coupure n'a plus évolué. La Figure 2-55 présente le dernier cliché de l'éprouvette chargée à $20 \cdot 10^6$ cycles. Les dommages matriciels sont parallèles aux fibres et s'étendent autour de la coupure jusqu'à une distance de 5 mm dans la direction des fibres. La grille de la jauge de propagation est également identifiable sur ce cliché.

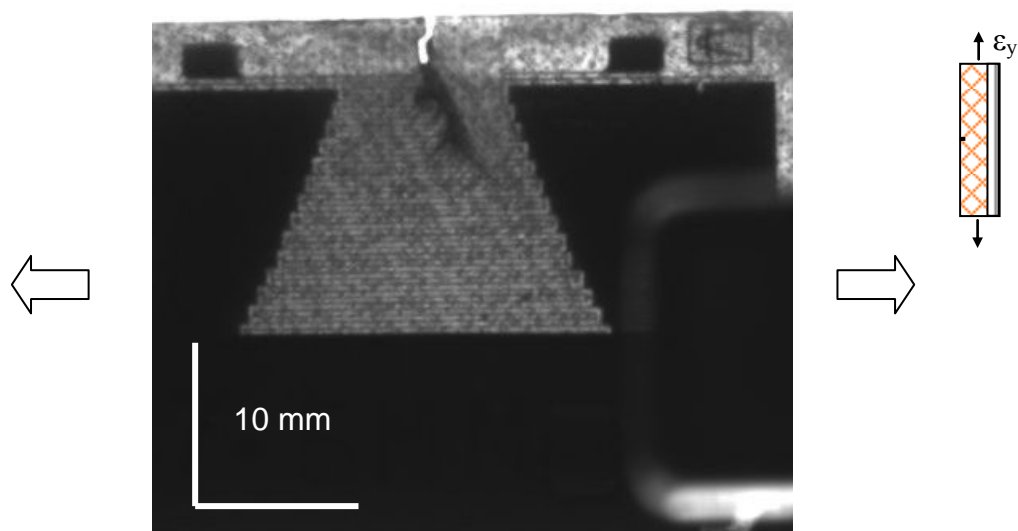


Figure 2-55 : Zone de dommages étendue dans le stratifié verre $[\pm 45]_2$ renforcé sollicité aux déformations de vol jusqu'à $20 \cdot 10^6$ cycles

D'autre part, la courbe de la raideur de l'éprouvette en fonction du temps montre qu'elle n'évolue pas et reste constante aux variations de température près liées au cycle thermique d'une journée solaire.

Avant de réaliser des découpes dans la zone de blanchiment de résine de l'éprouvette afin de caractériser de façon post-mortem la nature des dommages observés, une analyse par corrélation d'images avec projection de peinture sur cette seconde éprouvette cyclée à 20 millions de cycles a été réalisée. Les résultats de ces analyses décrivent le champ de déplacement projeté suivant l'axe y (Figure 2-56) ainsi que le champ de déformations linéiques relatives dans les axes des plis (Figure 2-57).

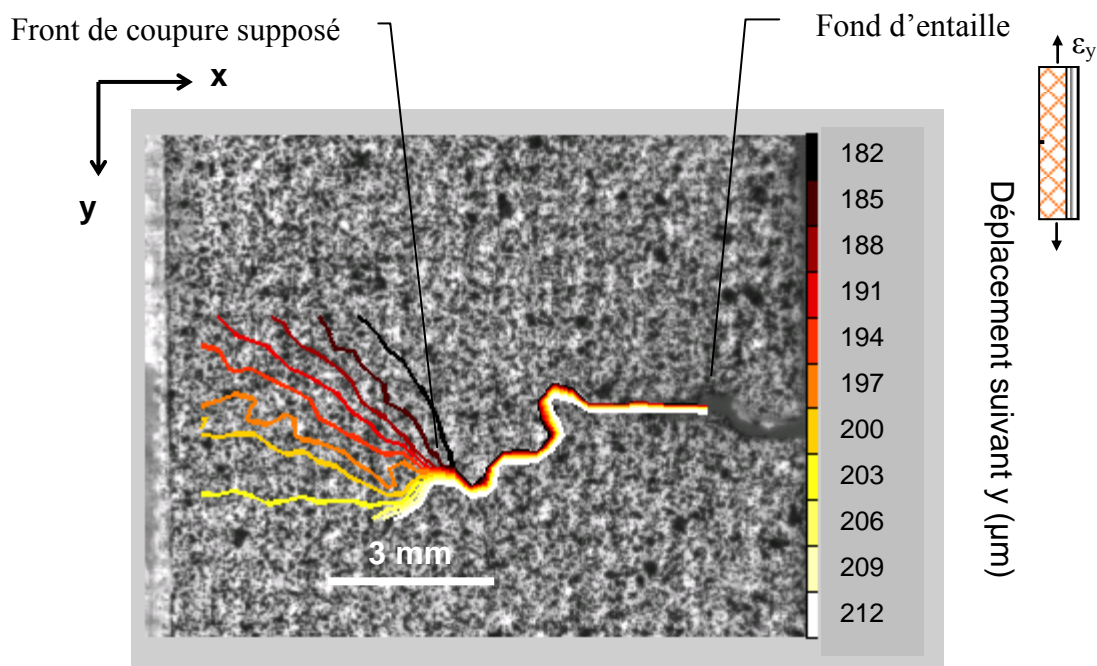


Figure 2-56 : Champ de déplacement déterminé par analyse d'images dans l'éprouvette $[\pm 45]_2$ fissurée et fatiguée à $20 \cdot 10^6$ cycles

Le champ de déplacement ainsi obtenu semble fortement attester la présence d'une coupure dans l'épaisseur du stratifié. En supposant que la distance entre les lèvres de la coupure est de l'ordre de $10 \mu\text{m}$, la longueur projetée suivant x de la longueur de coupure est égale à 5,5 mm. Compte tenu que la longueur projetée de la zone de blanchiment de résine mesure 6 mm, il est possible de supposer que des dommages matriciels interviennent en avant du front de coupure sur une distance de 0,5 mm.

Les déformations calculées (Figure 2-57) certifient également la rupture de fibres dans la zone de blanchiment observée optiquement. Il apparaît que les discontinuités des déformations sont liées aux dimensions des mèches et à l'armure du tissu, les décochements horizontaux étant aisément reconnaissables.

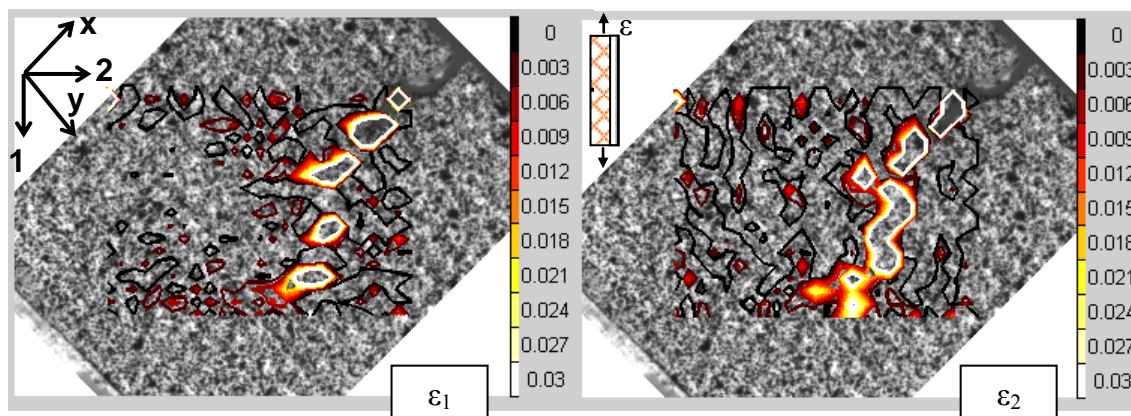


Figure 2-57 : Champ de déformations dans les axes des plis de l'éprouvette $[\pm 45]_2$ fissurée et fatiguée à $20 \cdot 10^6$ cycles

Ces premiers résultats ont conduit à modifier la géométrie de l'éprouvette.

2.5.1.2 Changement de géométrie de l'éprouvette

La largeur de l'éprouvette a été portée de 30 mm à 50 mm tout en conservant une bande de fibres de carbone de largeur 10 mm (Figure 2-29). La longueur utile de propagation de coupure dans le revêtement tissé est donc égale à 40 mm. Afin d'observer une propagation, il a été décidé d'allonger l'entaille initiale.

Une première éprouvette a été entaillée au fil diamant de diamètre $\varnothing 0,17$ mm sur une longueur de 7 mm. Une zone de dommages est apparue, a propagé très lentement pour atteindre une longueur de 3 mm après $6 \cdot 10^6$ cycles, puis l'essai a été arrêté.

Une seconde éprouvette a été entaillée plus largement sur une longueur de 15 mm. Une propagation a été observée selon une vitesse de propagation relativement constante dont la valeur moyenne était $da/dN = 7 \cdot 10^{-6}$ mm/cycle (Figure 2-58). L'éprouvette fortement entaillée présentait au cours de l'essai des déplacements hors-plan. Il est possible que la coupure évoluait en mode III. Après 10^6 cycles, la coupure mesurait 8 mm, l'essai a été stoppé.

Les courbes de vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure permettent d'identifier la décroissance initiale typique de la vitesse de propagation associée à l'influence de la microstructure et à la formation en front de coupure d'une zone de dommages ([Pegoretti99]).

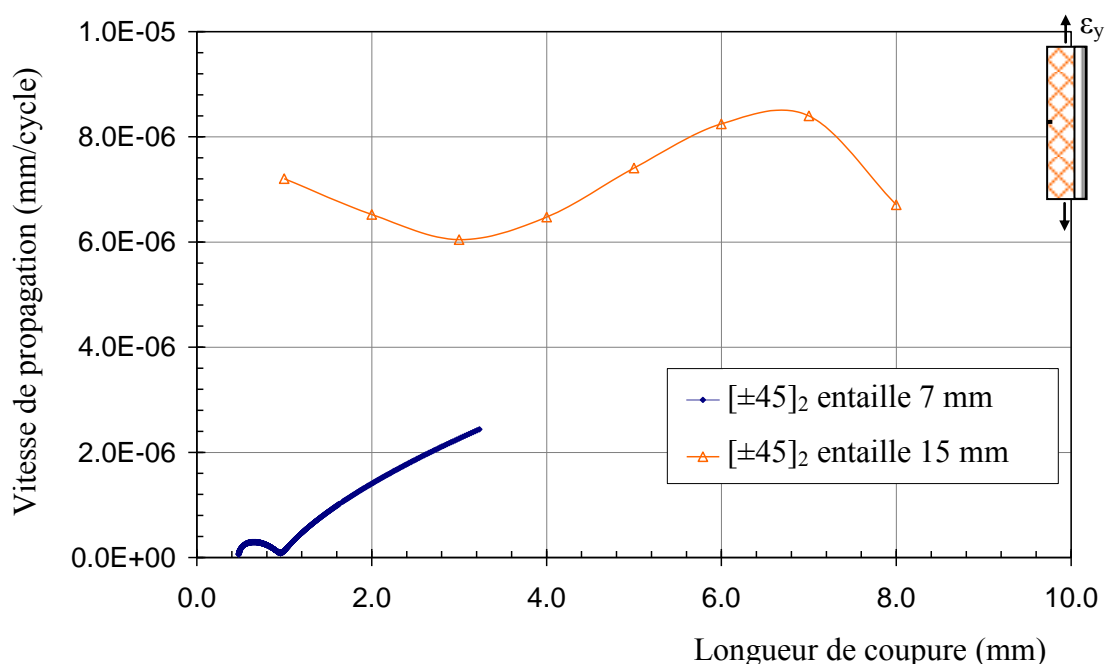


Figure 2-58 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans deux éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant des entailles de longueurs différentes

L'accumulation de dommages matriciels propres aux stratifiés tissés $[\pm 45]_2$ tend vraisemblablement à limiter le transfert d'efforts en pointe de coupure. La propagation se fait alors très lentement.

Des modifications ont été dès lors apportées à l'éprouvette de propagation afin d'améliorer l'initiation et la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45]_2$ à base de tissu de fibres de verre et de résine époxy tout en maintenant l'asservissement en déformation imposée au niveaux précédemment définis (§2.3).

2.5.1.3 Caractérisation microscopique de la coupure

Des coupes ont été effectuées à différentes abscisses dans la zone de dommages précédemment observée. Pour éviter le remplissage des fissures lors du polissage, les éprouvettes ont été placées dans un moule puis une résine colorée et très fluide a polymérisé dans toutes les aspérités dont l'ordre de grandeur est le diamètre d'une fibre (environ 10 μm).

La présence d'une macro-fissure dans l'épaisseur du stratifié est constatée (Figure 2-59). La coupe a été réalisée au 2/3 de la longueur de la zone de dommages. Le cheminement de cette coupure est chaotique ; celle-ci naît probablement en surface

voire dans les mèches de fibres près de la surface. Il est également notable que la coupure contourne une mèche d'un des plis de tissus. Il n'est pas avéré que des fibres soient rompues. Aussi des coupes perpendiculaires aux fibres seront réalisées sur des éprouvettes fatiguées présentant une zone de dommages optique.

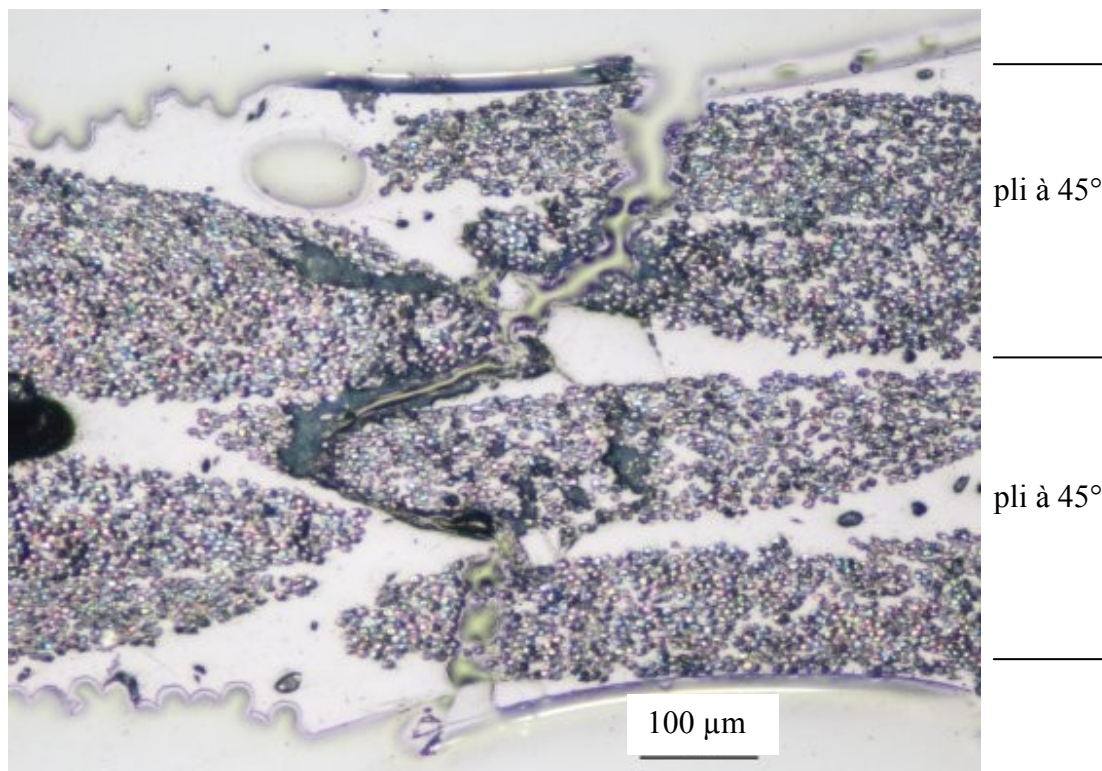


Figure 2-59 : Coupure dans un revêtement de verre $[\pm 45]_2$ renforcé

Les coupes perpendiculaires aux fibres réalisées dans le stratifié $[\pm 45]_2$ fatigué à 20 millions de cycles et présentant une zone de blanchiment conséquente de 6 mm de longueur montrent qu'il y a effectivement rupture des mèches de fibres orientées à 45° par rapport à l'effort de traction cyclique (Figure 2-60). Ces ruptures de mèches interviennent préférentiellement dans les zones d'ondulation du tissu.

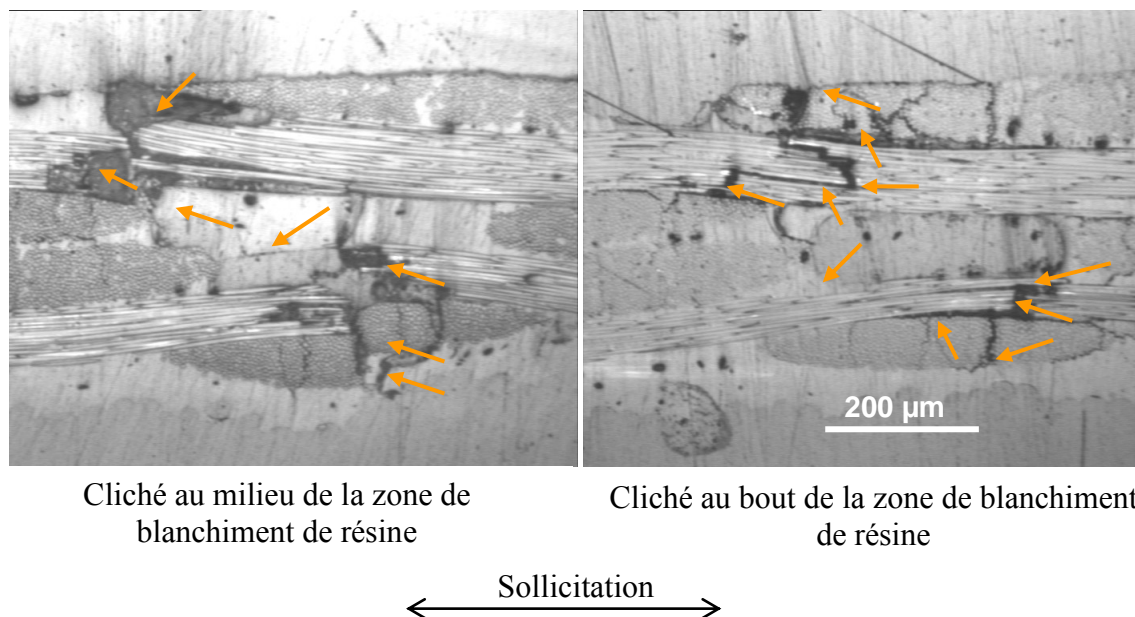


Figure 2-60 : Clichés au microscope des coupes orthogonales aux fibres de la zone de dommages dans le stratifié $[\pm 45]_2$ renforcé et fatigué

2.5.1.4 Analyse de la propagation de coupure par rapport au motif de tissage

L'analyse du chemin suivi par la coupure dans le revêtement $[\pm 45]_2$ confirme l'influence des caractéristiques du tissu sur la propagation (Figure 2-61). Les observations ont été menées sur un revêtement présentant une coupure de fatigue de 3 mm de longueur. Le fond d'entaille est aisément identifiable. Sachant qu'un tissu possède deux faces propres, une seule surface dont la direction des fibres est précisée, est représentée. Toutefois, les analyses décrites pour cette face sont valables pour l'autre. Tout comme [Woo07] l'a également remarqué, la coupure se propage perpendiculairement aux mèches de fibres. Sa direction locale varie donc alternativement entre $\pm 45^\circ$. Globalement, la direction de coupure est perpendiculaire à la sollicitation de traction. De plus, il est notable que la coupure est directement influencée par la largeur des mèches de fibres. Les mèches semblent rompent entièrement.

D'autre part, le trajet de coupure semble évoluer entre les zones d'ondulation des mèches du tissu les plus proches. A cette fin, l'armure du tissu satin de 8 a été reproduite (Figure 2-61). Le trajet supposé de la coupure a été reportée sur le schéma théorique de cette armure. Très probablement donc, la coupure tend à rejoindre les zones d'ondulation les plus proches. Cela est concevable, étant donné que différents auteurs ont montré que ces zones constituent des endroits préférentiels d'endommagement matriciel et de rupture de fibres (Figure 1-6).

Enfin, il est intéressant de noter que des dommages matriciels enveloppent le chemin de coupure. Ces dommages matriciels consistent notamment en de longues et fines bandes

parallèles aux fibres. Il semble adéquat de les associer à la dégradation de la résine dans l'interstice qui existe entre deux mèches consécutives. Compte tenu de la face observée, seules les bandes parallèles aux fibres les plus proches de la surface sont visibles. Elles forment un halo autour de la coupure qui s'étend sur une longueur suivant la direction des fibres de 2 à 3 mm de part et d'autre. Le dommage en V en front de coupure est visible.

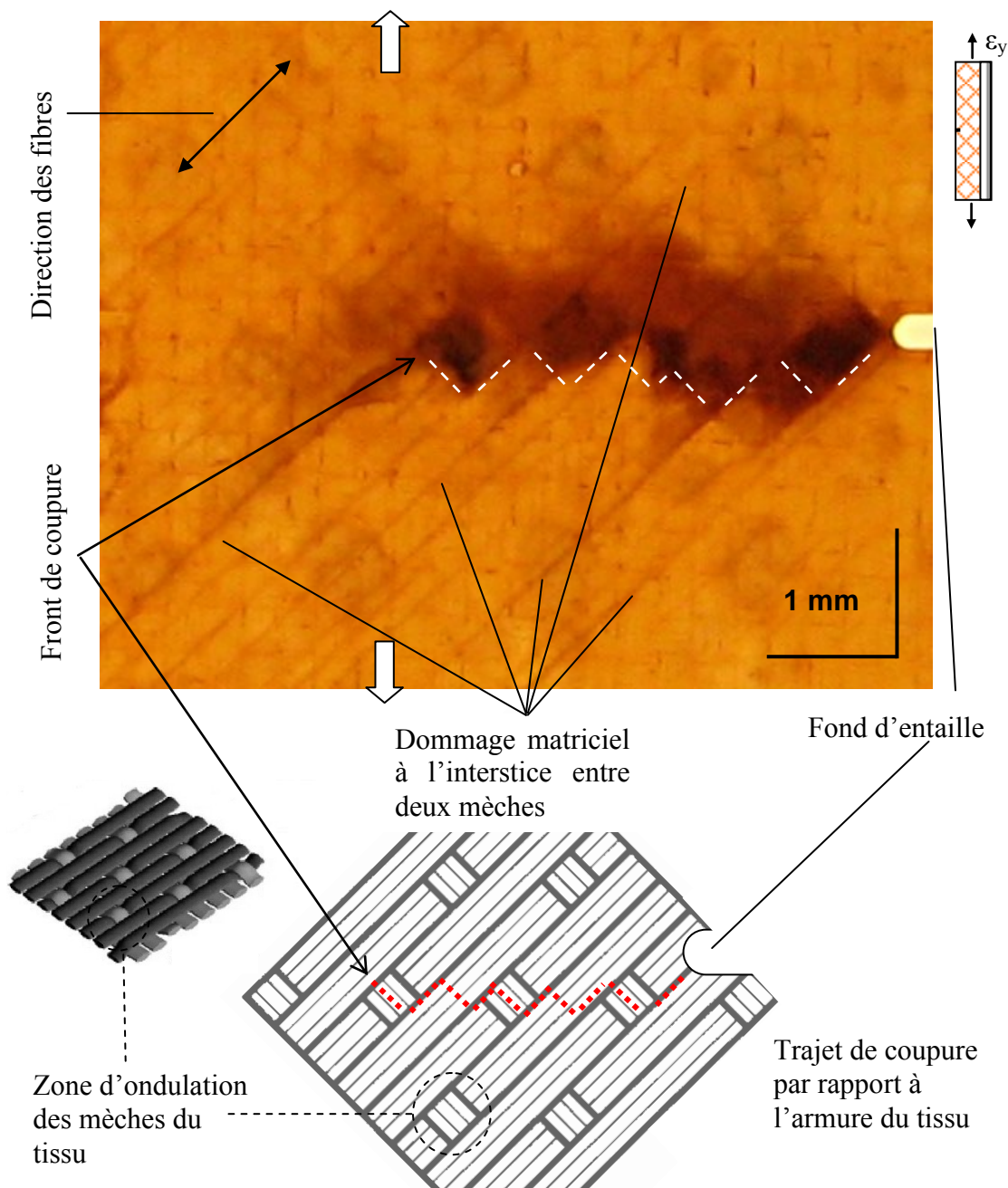


Figure 2-61 : Analyse de l'évolution d'une coupure dans un stratifié $[\pm 45]_2$ par rapport à l'armure du tissu

2.5.2 Paramètres d'essais modifiés pour observer une propagation

2.5.2.1 Intégration d'un arêtier

Afin de se rapprocher du mode de sollicitation des revêtements de pales, l'influence de l'arêtier (Figure 2-53) a été prise en compte dans la modification des éprouvettes de propagation présentant des plis de tissus orientés selon la séquence de drapage $[\pm 45]_2$. L'arêtier, placé en bord de fuite d'une section de pale, a notamment pour fonction de fermer le caisson de torsion du profil, de reprendre une partie de l'effort centrifuge et de conférer une rigidité de flexion de trainée à la structure. Il présente généralement des fibres orientées selon l'axe longitudinal de la pale tout comme le longeron placé au bord d'attaque. Dès lors, cette partie de la structure draine une partie de l'effort de traction au niveau du front de coupure, au moins pour un certain intervalle de longueur de coupure.

Or, la géométrie d'éprouvette initialement retenue (Figure 2-29), présentait un bord manquant de raideur longitudinale. La majorité de la sollicitation était reprise par les fibres UD carbone placées sur l'autre bord et faisant office de longeron.

Afin de remédier à cette absence et dans le but d'observer une propagation de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45]_2$, l'éprouvette dite « structurale » a été modifiée en conséquence (Figure 2-62). Une bande de deux plis de fibres unidirectionnelles de carbone a été placée lors du drapage sur le bord vierge du stratifié. Après polymérisation, une entaille, dont la taille correspond à la largeur de la bande faisant office d'arêtier, a été réalisée au fil diamant.

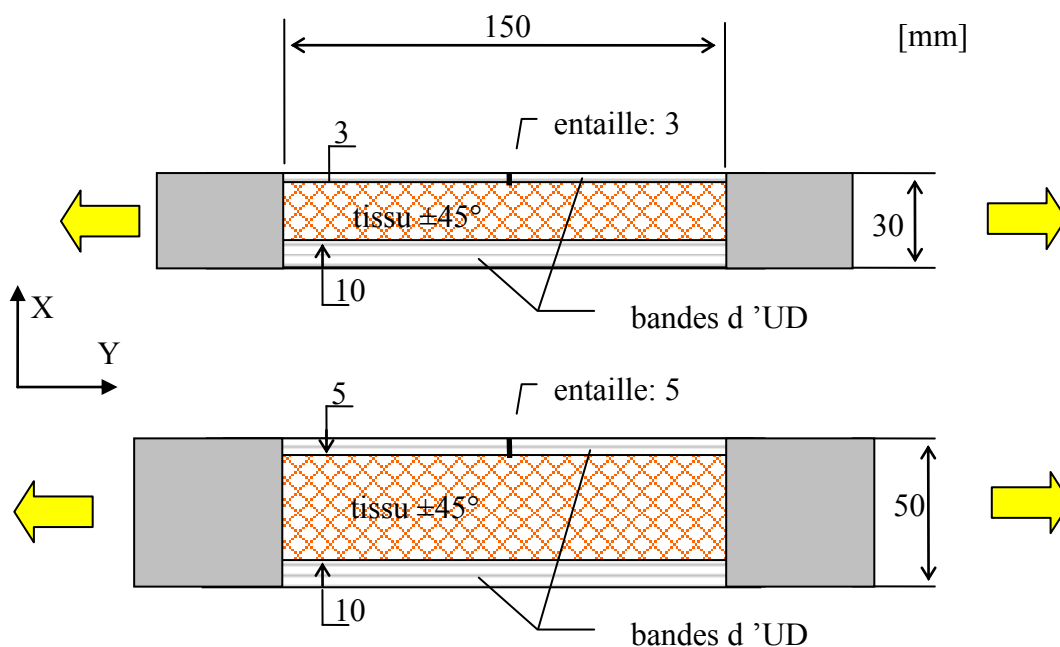


Figure 2-62 : Modifications apportées à l'éprouvette de propagation dans le but d'observer une propagation de coupure en fatigue dans les stratifiés $[\pm 45]_2$

a) Résultats d'essais sur des éprouvettes de largeur 30 mm

Deux éprouvettes de largeur 30 mm ont été testées en fatigue. Des résultats très similaires ont été enregistrés (Figure 2-63). La durée de chaque essai correspondait à environ 10^7 cycles. Le renfort UD carbone rajouté au niveau de l'entaille annule la durée d'initiation de la coupure. La vitesse de propagation initiale de la coupure est voisine de $da/dN = 6.10^{-6}$ mm/cycle. Puis, la propagation ralentit à mesure que la coupure croît. La vitesse de propagation se stabilise aux alentours de 2.10^{-6} mm/cycle. Lorsque la coupure mesure 10 mm, la propagation amorce un ralentissement. La coupure cesse de progresser lorsque la coupure mesure 15 mm. Le front de coupure est alors situé à une distance de 2 mm du longeron UD carbone.

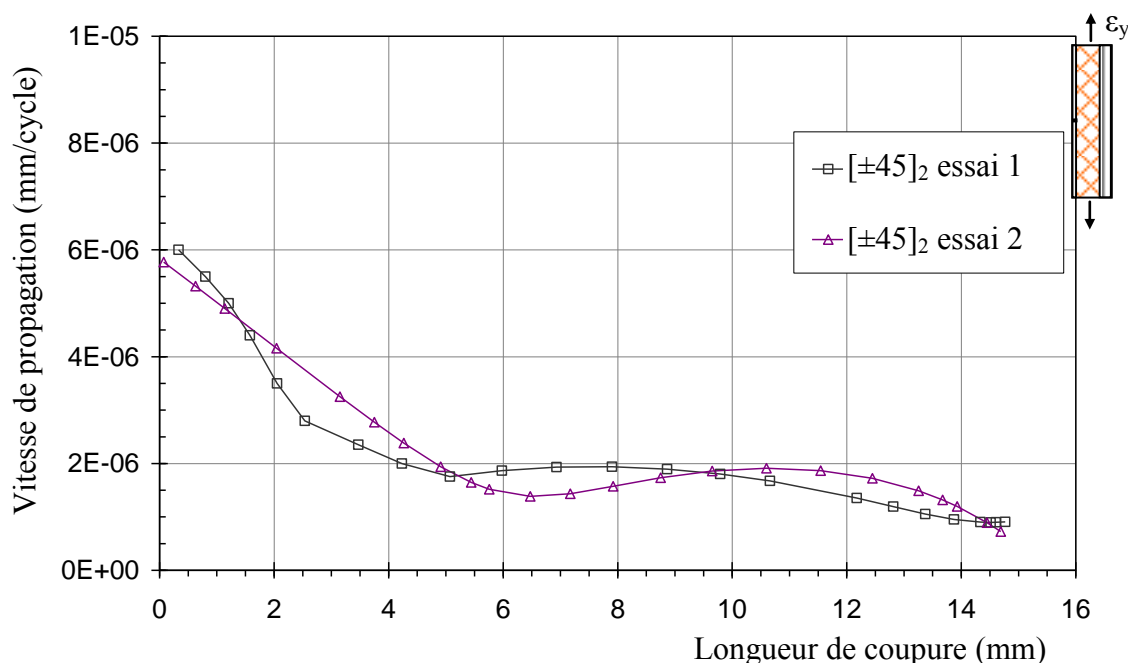


Figure 2-63 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans deux éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 30 mm présentant un arêtier

b) Résultats d'essais sur des éprouvettes de largeur 50 mm

Des résultats qualitativement semblables sont observés dans les éprouvettes de largeur 50 mm et présentant un arêtier de 5 mm de largeur. Comme précédemment, l'initiation de coupure est immédiate (Figure 2-64). Puis la croissance de la coupure tend à ralentir

petit à petit. Les essais présentent des résultats très similaires. Les essais de fatigue ont une durée correspondant à 5.10^6 cycles.

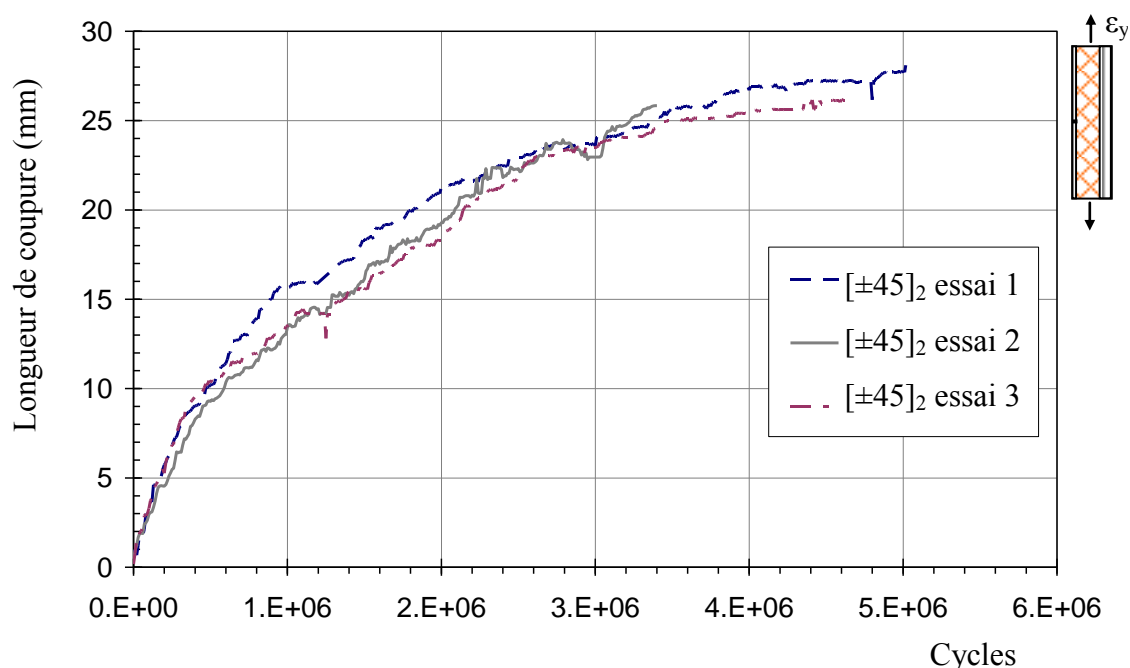


Figure 2-64 : Evolution mesurée de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant un arêtier

L'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure est déduite pour chaque essai (Figure 2-65). La vitesse de propagation initiale de la coupure est cinq fois plus élevée que dans le cas des éprouvettes de largeur 30 mm et est égale à 3.10^{-5} mm/cycle. Toutefois, les allures des courbes dans les deux géométries d'éprouvettes sont qualitativement similaires. La vitesse de propagation tend à diminuer, puis à se stabiliser lorsque la coupure mesure entre 10 et 20 mm. Enfin, la coupure tend à s'arrêter lorsque la coupure atteint une longueur de 25 mm, soit à une distance de 10 mm de la bande UD carbone faisant office de longeron.

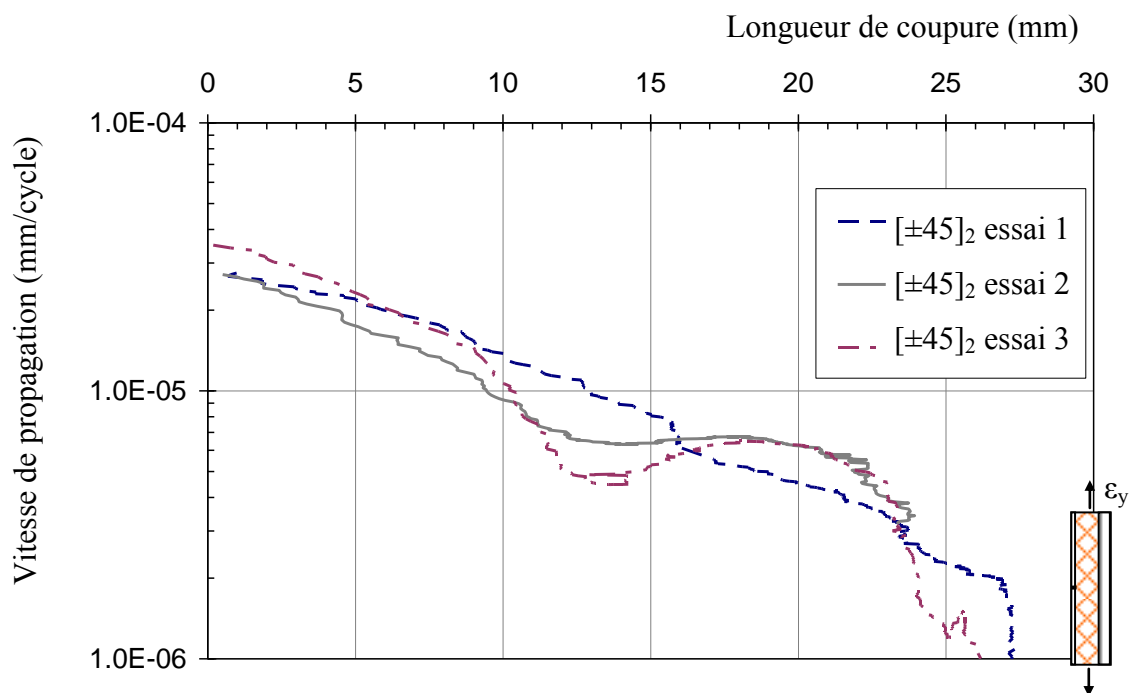


Figure 2-65 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure dans les éprouvettes $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant un arêtier

Il est vraisemblable que des déformations inélastiques apparaissent en fatigue dans le revêtement $[\pm 45]_2$ conformément à ce qui a été rapporté par différents auteurs et plus particulièrement en pointe de coupure. Or, les essais de propagation en fatigue sont asservis en déformation (§ 2.3). La concentration de contraintes en front de coupure se réduit en conséquence. Il semble donc qu'il existe un seuil en dessous duquel la propagation ne peut avoir lieu, comme en témoigne les essais de fatigue sur les éprouvettes ne présentant pas de renfort UD associé à l'arêtier d'une pale.

2.6 EXPLOITATION DES ESSAIS SUR LE STRATIFIÉ QUASI-ISOTROPE $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$

Compte tenu des résultats précédents concernant les drapages $[0/90]_2$ et $[\pm 45]_2$, le pli de tissu du stratifié $[\pm 45; 0; \pm 45]$ présentant des fibres dans la direction longitudinale de l'éprouvette a été orienté selon son sens chaîne. D'autre part, du fait que la direction chaîne est la direction de déroulement des rouleaux de pré-imprégnés, il semble que c'est la direction préférentielle d'orientation des plis de tissus à $0/90^\circ$ lors de la fabrication de structures.

La propagation de coupure en fatigue dans ces revêtements a été constatée sans avoir recours à des modifications des caractéristiques de l'éprouvette initialement développée (Figure 2-29). La largeur de l'éprouvette est donc égale à 30 mm.

2.6.1 Caractérisation microscopique de la coupure

Une analyse microscopique post-mortem d'une éprouvette ayant propagé a été menée. Pour cela, l'éprouvette a été noyée dans de la résine d'enrobage fluorescente avant polissage. La Figure 2-66 présente le cliché de la coupure en fin d'essai. Il est possible de constater que la coupure semble évoluée en mode mixte dans sa première moitié : la direction de la coupure n'est en effet pas perpendiculaire à l'effort de traction. La direction de propagation ne suit pas l'une des orientations des trois plis formant le stratifié. Si cette direction est reliée aux observations résumées en Figure 2-48, il semble que l'orientation de la coupure dans sa première moitié corresponde à la direction de passage des mèches de chaîne sur les mèches de trame du pli à 0°. Cela semble indiquer, comme d'autres auteurs l'ont observé dans d'autres types de tissus, que la coupure tend à se diriger selon les zones d'ondulation des mèches travaillantes les plus proches.

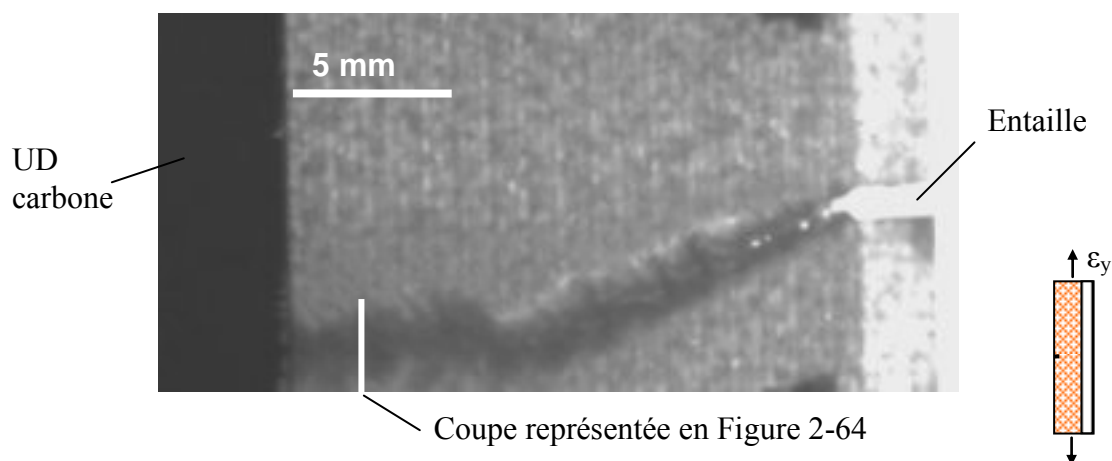


Figure 2-66 : Coupure en fin d'essai pour le stratifié de tissus de verre [$\pm 45; 0; \pm 45$]

La Figure 2-67 montre que la coupure est effective à une distance de 2 mm de la bande UD de carbone. Il est possible de noter en particulier, la rupture des mèches de fibres orientées dans l'axe de traction. De plus, les plis à 45° placés de part et d'autre du pli à 0° sont fissurés dans l'épaisseur. Le cheminement de la coupure est plus sinueux dans les plis à 45°. Il est aussi possible de constater le très bon alignement des mèches de chaîne travaillantes (Figure 2-67).

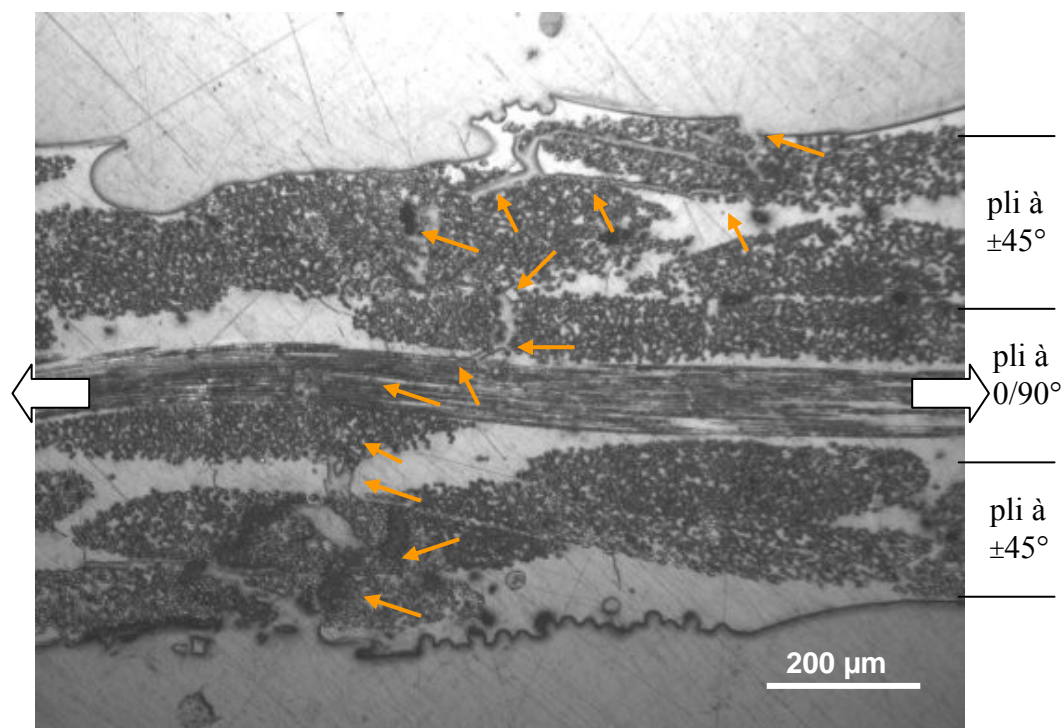


Figure 2-67 : Cliché microscopique de la coupure dans le stratifié de tissus de verre $[\pm 45; 0/90; \pm 45]$ à 2 mm de distance de la bande d'UD carbone

2.6.2 Résultats d'essais de propagation de coupure en fatigue

Les résultats de propagation dans les revêtements $[0]_2$ ont montré une dispersion importante. La durée d'initiation de la coupure en fond d'entaille semble avoir une influence sur le niveau de vitesse maximum atteint.

Or, dans les revêtements $[\pm 45; 0; \pm 45]$, les dispersions entre essais sont relativement faibles. L'évolution de la longueur de coupure dans le temps est présentée en Figure 2-68 pour différents essais. Cette évolution est analogue aux drapages $[0]_2$ et $[90]_2$; elle présente trois stades :

- Lorsque la coupure a une longueur inférieure à 4 mm, elle se caractérise par une évolution relativement lente en fonction du nombre de cycles.
- Le deuxième stade se caractérise par contre par une accélération de la variation de la longueur de coupure au cours du temps.
- Le dernier stade marque la fin de progression de la coupure, ce qui est dû à la présence de la bande de nappes unidirectionnelles de fibres de carbone qui fait office de longeron et permet le cyclage en déformation imposée du tissu de verre.

Il faut néanmoins remarquer que le premier stade est très long comparativement aux éprouvettes $[0]_2$. Sa durée varie entre 15.10^6 et 25.10^6 cycles. A la fin de la première phase, la coupure mesure environ 4 mm. Le stratifié est complètement coupé au bout de plus de 16 millions de cycles pour l'essai le plus rapide.

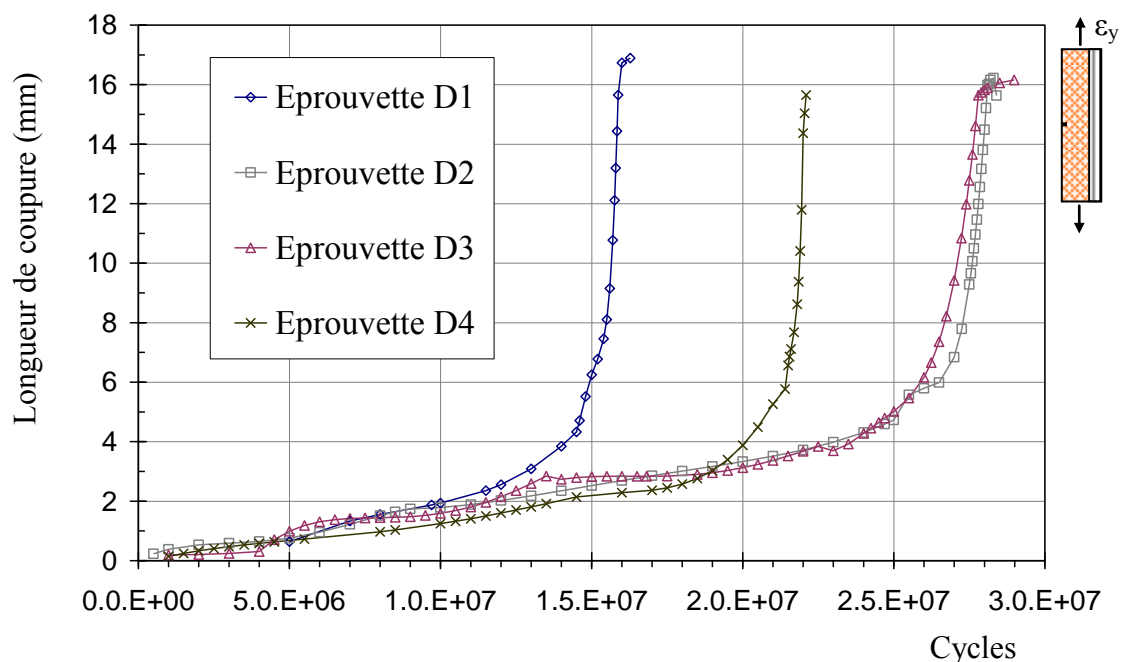


Figure 2-68 : Evolution mesurée de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 50 mm présentant un arêtier

L'examen des résultats expérimentaux semble indiquer que les plis à $\pm 45^\circ$ retardent l'initiation de la coupure ou en tout cas ralentissent la propagation de coupure au début de sa croissance. Ils ont également pour effet d'uniformiser les résultats d'un essai à l'autre. [Marissen06] a évoqué le même type d'influence des plis à $\pm 45^\circ$ dans un stratifié quasi-isotrope entaillé.

L'écart entre les vitesses de propagation d'un essai à l'autre est également atténué comparativement aux essais de propagation dans les revêtements $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes. La vitesse de propagation maximale enregistrée est voisine de 4.10^{-5} mm/cycle et est 3 à 4 fois plus importante que la vitesse de propagation extrême plus faible (Figure 2-69). Comparativement aux résultats enregistrés pour les revêtements $[0]_2$ (Tableau 2-3), les niveaux de vitesse de propagation les plus élevés obtenus dans les revêtements $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$ quasi-isotropes correspondent aux niveaux les plus faibles enregistrés dans les revêtements $[0]_2$. De plus, il est possible de noter que les essais qui ont duré le « moins » longtemps présentent les vitesses de propagation les plus élevées (Figure 2-69). Il semble, en outre, qu'il y a une relation entre la durée de déclenchement de la phase 2 de la propagation et le niveau maximum de vitesse de

propagation. Il est possible d'associer par paire les éprouvettes D1 et D4 et D2 et D3 respectivement.

Ces comparaisons tendraient à montrer que la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements quasi-isotrope revient à une propagation dans les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes dont la durée d'initiation est longue. Les plis à $\pm 45^\circ$ ont donc tendance à ralentir l'initiation et l'avancée de coupure jusqu'à une certaine longueur. Puis, passé ce laps de temps, la propagation de coupure en fatigue dans les stratifiés quasi-isotropes s'apparente à celle constatée dans les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes.

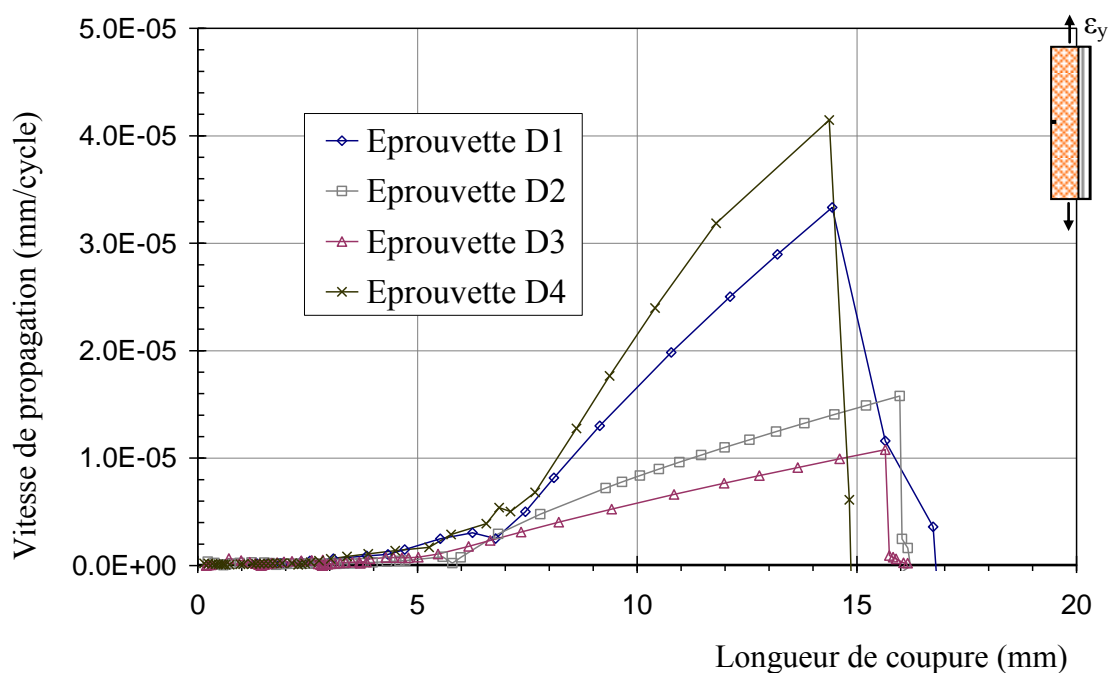


Figure 2-69 : Evolution mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$

2.7 MODELISATION DE LA PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE A PARTIR DE LA MECANIQUE LINEAIRE DE LA RUPTURE

Les essais expérimentaux présentés précédemment ont permis de déterminer l'évolution de la vitesse de propagation en fatigue en fonction de la longueur de coupure.

La détermination du champ de contraintes en pointe de coupure semble délicate du fait de l'hétérogénéité du matériau et du comportement endommageable en fatigue de la matrice.

Ainsi, à l'instar de [Pegoretti99], [Shindo06] une modélisation basée sur la mécanique linéaire de la rupture employant la notion de taux de restitution d'énergie élastique est mise au point, dans un premier temps, afin d'essayer de tracer des lois de propagation de type Paris.

$$\frac{da}{dN} = C.(\Delta G_I)^m \quad (33)$$

avec : da/dN : vitesse de propagation de coupure (mm/cy.) ;

ΔG_I ; variation de taux de restitution d'énergie élastique - mode I (kJ/m²);

C, m : coefficients de Paris.

L'hypothèse de base consiste à considérer que le matériau a un comportement élastique linéaire fragile pur. C'est une hypothèse forte, mais les nombreux modèles régissant la propagation de fissure dans les matériaux métalliques ont été validés sous l'hypothèse que la zone plastique en pointe de fissure est suffisamment petite pour considérer le matériau élastique linéaire globalement; des petites corrections sont apportées par rapport à la longueur de fissure qui prennent en compte la zone plastifiée en pointe de fissure. Or, dans les drapages étudiés, il semble que la zone de dommages en avant du front de coupure soit suffisamment petite par rapport à la longueur de coupure.

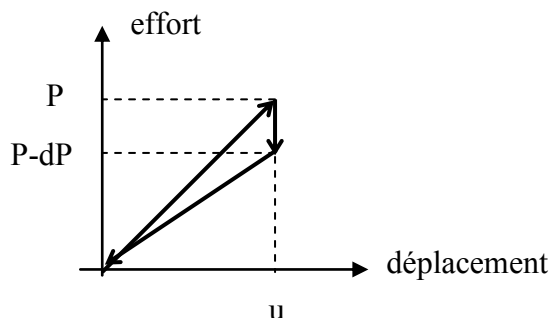
Cette modélisation est basée sur les travaux de Griffith qui indique qu'une fissure se propage si l'énergie totale emmagasinée U_e permet la création d'une nouvelle surface A .

Le taux de restitution d'énergie élastique apparaît alors comme l'énergie dissipée lors de l'avancée de fissure :

$$G = -\frac{dU_e}{dA} \quad (34)$$

A déplacement imposé, le taux de restitution d'énergie élastique a pour expression :

$$G = \frac{1}{2} \cdot \frac{u^2}{C^2} \cdot \frac{dC}{dA}$$



avec C : complaisance de la structure telle que $u = C.P$

Dans le cas d'une éprouvette d'épaisseur constante B , la surface fissurée vaut $dA = Bda$.

Le taux de restitution d'énergie critique G_c est calculé pour l'effort critique P_c de propagation de la fissure en statique.

L'anisotropie du matériau introduit des couplages dans les modes de propagation. Les conditions d'applicabilité de cette modélisation aux matériaux anisotropes qui autorisent le découplage des modes de rupture ont été rappelées par [Schmitt02] :

- l'orientation du défaut doit coïncider avec un axe de symétrie élastique,
- le défaut doit se propager dans son plan et sa direction initiale, donc selon un axe de symétrie élastique.

Dans les drapages étudiés, ces conditions sont réunies sauf dans le cas du drapage $[\pm 45]_2$ où il a été montré que la direction locale de coupure oscille entre les deux orientations des fibres. La coupure est supposée propager en mode I. Seul la détermination du taux de restitution élastique en mode I noté G_I est retenue.

Le calcul du taux de restitution d'énergie élastique peut être conduit numériquement par éléments finis. La méthode employée combine la technique de fermeture virtuelle de fissure (VCE : Virtual Crack Extension) pour la détermination de G_{totale} et la méthode MCC (Modified Crack Closure) pour l'obtention de la partition des modes G_I/G_{totale} , G_{II}/G_{totale} et $G_{III}/G_{\text{totale}}$. Il s'agit de calculer la variation d'énergie potentielle pour un déplacement du front de fissure infinitésimal Δa appelé "perturbation" selon le principe décrit par [Ribicky78] (Figure 1-30). Cette méthode est implantée dans le code de calcul SAMCEF pour le calcul statique linéaire élastique (ASEF).

Compte tenu de la détermination expérimentale de la relation $da/dN = f(a)$, il suffit de déterminer la relation $G_I = f(a)$ pour tracer la loi qui lit la vitesse de propagation da/dN au taux de restitution d'énergie élastique G_I .

2.7.1 Description du modèle numérique

L'éprouvette structurale a été modélisée en utilisant des éléments de membranes composites. Le modèle comporte 10 000 nœuds. Une étude de convergence du calcul du taux de restitution d'énergie élastique a été menée en faisant varier la valeur de la perturbation et la finesse du maillage en pointe de coupure. On a retenu une taille de maille de $0,125 \times 0,125 \text{ mm}^2$ dans la zone de coupure et une perturbation égale à 0,1% de la taille de l'élément en front de fissure (Figure 2-70). La modélisation retenue ne permet d'accéder qu'aux taux G_I et G_{II} , ce dernier étant toujours nul du fait que la coupure se propage numériquement de façon perpendiculaire à l'effort de traction. Le maillage s'inspire des travaux de [Coats98] et exploite la symétrie du problème. La

valeur de l'effort de traction prédit révèle une bonne adéquation avec les données expérimentales.

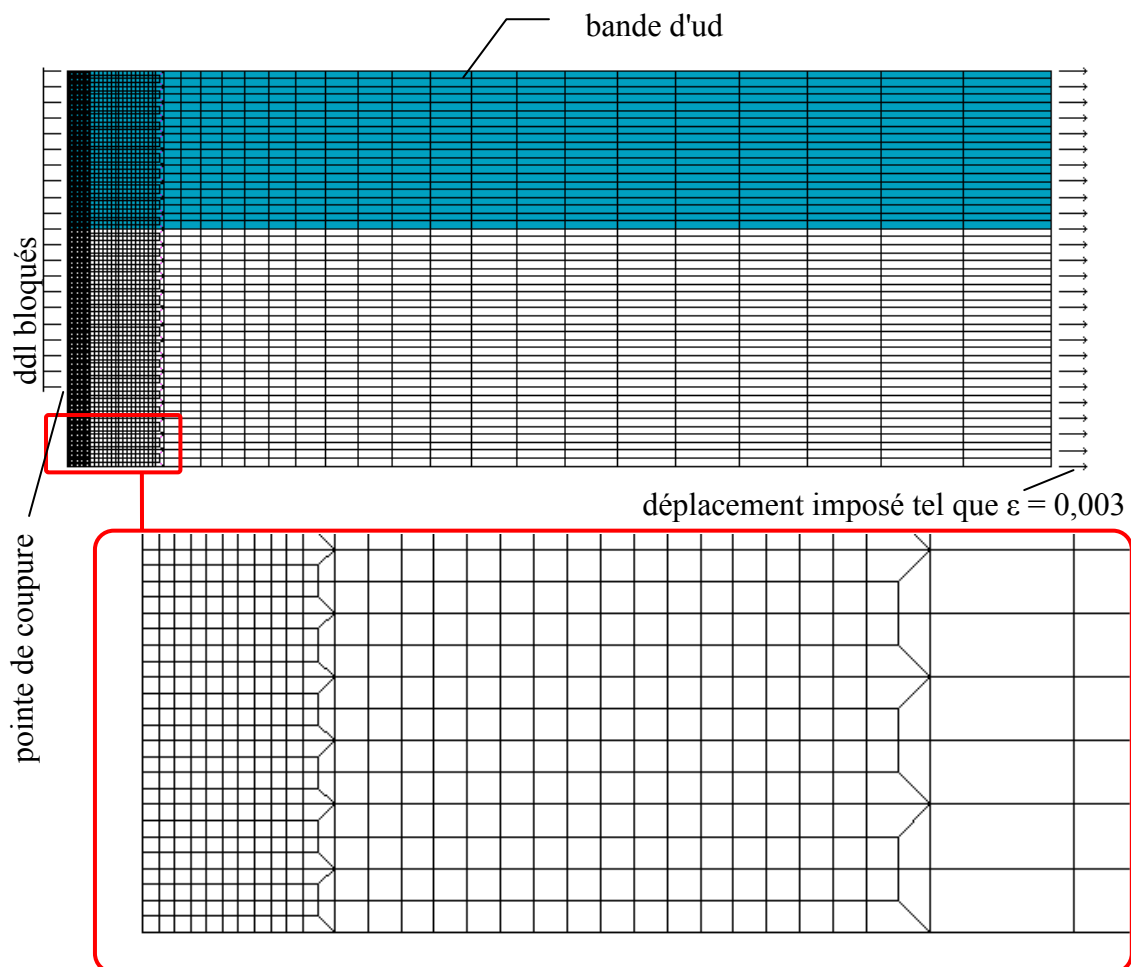


Figure 2-70 : Description du modèle éléments finis 2D utilisé pour le calcul du taux de restitution d'énergie élastique en mode I

2.7.2 Loi de propagation dans le stratifié orienté [0]₂

Pour identifier une loi de propagation de type "Paris", les résultats expérimentaux correspondants à des longueurs de coupure appartenant à la phase d'évolution régulière de la coupure sont retenus. Cette loi ne modélise donc pas la phase d'initiation de la coupure ainsi que le ralentissement de la vitesse de propagation dû au renfort carbone. L'évolution de la vitesse de propagation a alors été mis en relation avec la variation du taux de restitution d'énergie élastique $\Delta G_I = G_{I_{max}} - G_{I_{min}}$ (Figure 2-71). Cette quantité a été déterminée à l'aide du modèle éléments finis détaillé au paragraphe précédent en prenant en compte la perte de module en fatigue du tissu utilisé. Cet endommagement est déterminé de la façon suivante :

à partir de la première montée en charge de l'éprouvette structurale, le module initial E_0 du tissu est calculé. Ensuite, la valeur minimale de la vitesse de propagation associée à la fin de la phase d'influence de la microstructure du tissu (Figure 2-38) permet de déterminer la durée de l'endommagement et donc le module endommagé E_N au travers des relations (31) et (32).

Le fait de prendre en compte cette diminution de module du tissu sollicité en fatigue permet de décaler les courbes vers des valeurs de ΔG_I plus petites. Les éprouvettes ayant initié le plus rapidement et donc présentant les vitesses de propagation les plus importantes, sont placées vers les valeurs les plus importantes de ΔG_I . Des régressions linéaires ont été menées sur chaque essai. Il est possible de remarquer que le coefficient m de la relation de Paris semble correspondre à une valeur de $m = 2$ dans le cas de tous les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes. Par contre, le coefficient C semble être fonction du temps d'initiation de coupure malgré la prise en compte du temps d'initiation sur le calcul de G_I .

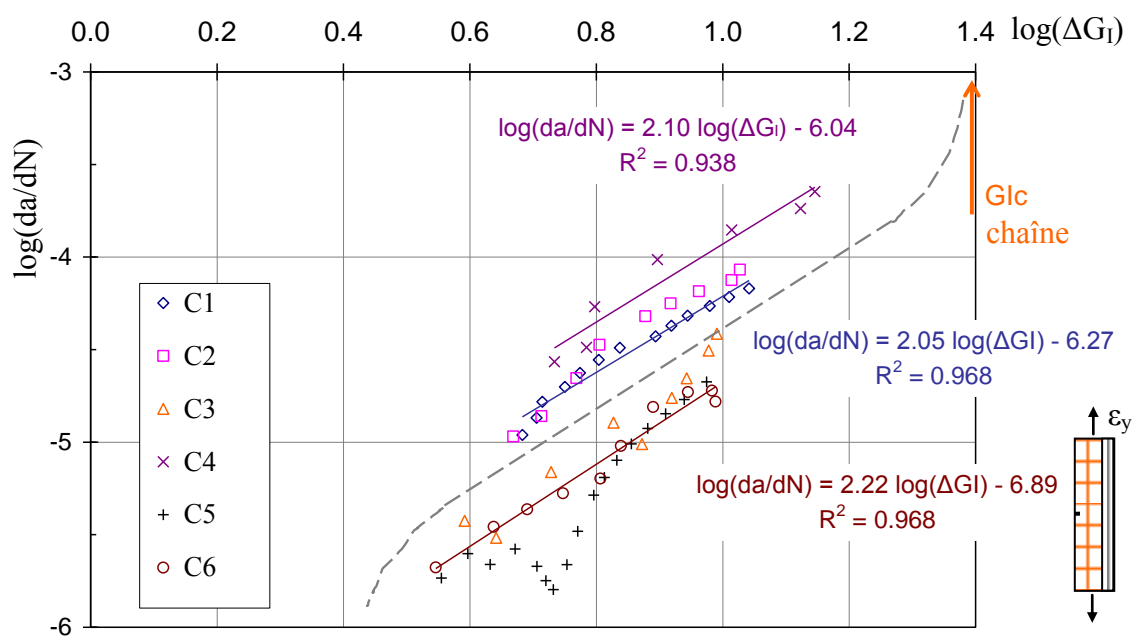


Figure 2-71 : Identification d'une loi de propagation de type Paris pour le stratifié de tissu de verre $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes

La valeur du taux de restitution d'énergie critique G_{1c} a été reporté dans le diagramme de propagation (Figure 2-71) afin d'essayer de borner le domaine de validité de la loi de propagation précédemment identifiée.

La procédure de détermination du taux de restitution d'énergie critique G_{1c} dans le stratifié à deux plis de tissus de verre $[0]_2$ et $[90]_2$ dont les mèches de chaîne sont

travaillantes s'inspire des essais de détermination de K_{IC} menés sur les éprouvettes CT dans les matériaux métalliques. Les éprouvettes ne présentent pas de renfort d'unidirectionnels de fibres de carbone et sont entaillées au fil diamant de diamètre \emptyset 0,17 mm sur une longueur de 3 mm. L'éprouvette est ensuite cyclée en fatigue en déformation imposée à une fréquence de 20Hz. Pour limiter la durée de l'essai, les niveaux de déformation retenus sont les suivants :

$$\varepsilon_{MAX} = 4.10^{-3}$$

$$\varepsilon_{MIN} = 1.10^{-3}$$

La croissance de la coupure est ensuite contrôlée en continu à l'aide d'un objectif macro et l'essai est interrompu lorsque la coupure mesure environ 3 mm. Le nombre de cycles nécessaire à l'obtention de cette taille de coupure est de $1,2.10^5 \pm 3.10^4$ cycles.

L'essai de détermination de $G_{critique}$ est ensuite mené à une vitesse déplacement de $V = 1$ mm/min jusqu'à rupture. La longueur totale de la coupure et de l'entaille a été mesurée préalablement expérimentalement à une précision de $\pm 0,1$ mm. Trois essais de détermination de G_{Ic} ont été menés sur ce drapage. Les courbes effort-déformation sont linéaires.

Le calcul de $G_{critique}$ est ensuite réalisé sur la base du modèle éléments finis décrit précédemment en considérant la longueur totale entaille + coupure et en s'assurant de la justesse de la raideur théorique par rapport à la raideur mesurée expérimentalement. La variable d'ajustement étant le module d'élasticité des éléments surfaciques.

Les résultats sont synthétisés dans le tableau suivant. Ils soulignent que le coefficient critique G_{Ic} est plus grand dans les revêtements $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes.

Tableau 2-4 : Détermination du taux de restitution d'énergie critique dans les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$

Eprouvette $[0]_2$	longueur entaille + coupure (mm)	Effort de rupture (N)	G_{Ic} (kJ/m ²)
1	5,50	2263	22,7
2	6,00	2177	24,9
3	6,10	2209	26,7
Moyenne :			24,7

Eprouvette $[90]_2$	longueur entaille + coupure (mm)	Effort de rupture (N)	G_{Ic} (kJ/m ²)
1	5,50	1833	19,8
2	6,40	1693	16,7
Moyenne :			18,2

Dans le cas des revêtements $[90]_2$ à mèches de trame sollicitées, la description de la propagation à partir d'une loi de type Paris prenant en compte la dégradation du module du tissu en fatigue est raisonnablement correcte compte tenu des valeurs des coefficients de corrélation R^2 (Figure 2-72). La valeur moyenne du coefficient m de la loi de Paris semble identique à celle des stratifiés $[0]_2$ et est voisine de $m = 2$. Par contre, les valeurs du coefficient C sont plus faibles. Les résultats de propagation des stratifiés chaîne $[0]_2$ le plus rapide et le plus lent sont reproduits. Il est alors possible de remarquer que le coefficient C de l'éprouvette chaîne $[0]_2$ la plus lente est égale au coefficient C de l'éprouvette trame $[90]_2$ la plus rapide.

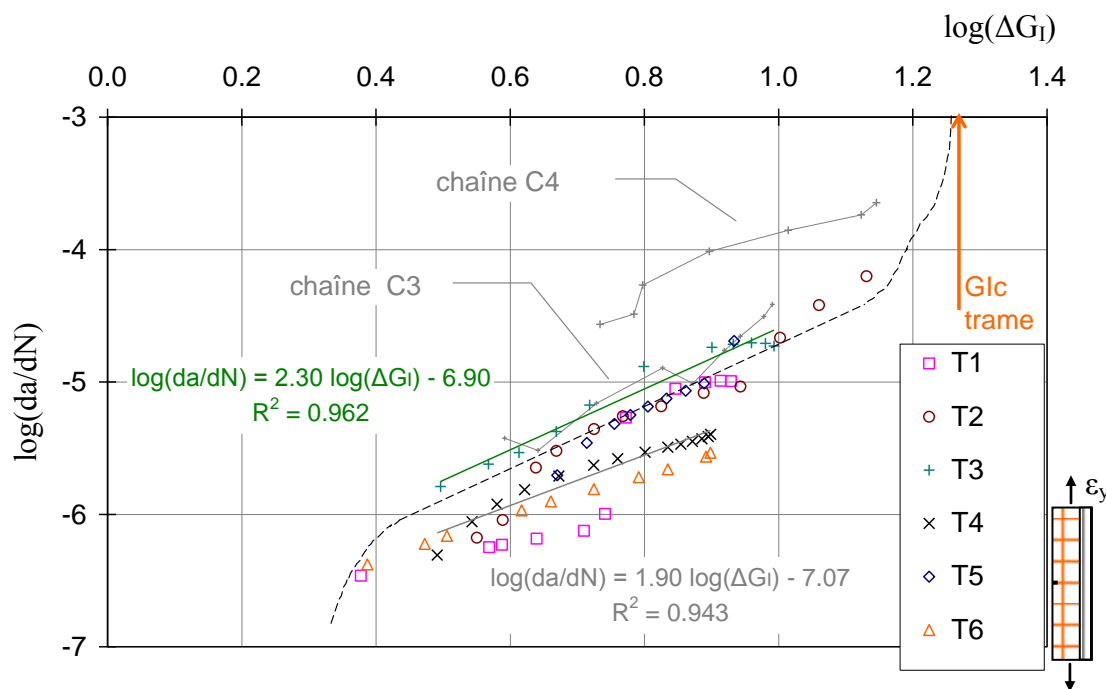


Figure 2-72 : Identification d'une loi de propagation de type Paris pour le stratifié de tissu de verre $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes

L'exposant m de la loi de Paris semble être indépendant de la direction de fibres (chaîne ou trame) du tissu étudié, alors que le coefficient C varie dans une large plage dans les deux directions du tissu. Il est possible qu'une relation existe entre ce coefficient C et la durée d'initiation de coupure. Il est en effet notable que l'ordonnée à l'origine des lois tracées dans le cas des deux stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$ est d'autant plus faible que les vitesses de propagation sont basses.

En procédant à des régressions linéaires telles que l'exposant m de la relation de Paris soit imposé égal à 2, il est possible de déterminer la valeur C correspondante pour chaque éprouvette. Cette valeur obtenue est ensuite mise en relation avec la durée d'initiation de chaque éprouvette (Figure 2-73). Cette durée est associée à la décroissance typique de la vitesse de propagation lorsque la coupure est de faible longueur (Tableau 2-3). Une tendance semble se dégager quel que soit le type de mèches sollicité. La variation de la valeur du coefficient C est importante jusqu'à une

durée d'initiation de $N_{init} = 4.10^6$ cycles. Puis la valeur de C semble atteindre une valeur asymptotique pour les durées d'initiation supérieures.

Comme la direction chaîne du tissu présente une diminution du module en fatigue moins prononcée que dans la direction trame (Figure 2-19) et que ces mèches sont plus rectilignes (Figure 2-18), la durée d'initiation dans cette direction est plus faible. D'autre part, quand la durée d'initiation dans les deux stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$ est similaire, les coefficients C associés sont du même ordre de grandeur. Il est également possible de noter que les stratifiés à mèches de trame sollicités présentent globalement des durées d'initiation de coupure plus longues. La dégradation locale en fond d'entaille semble donc jouer un rôle important.

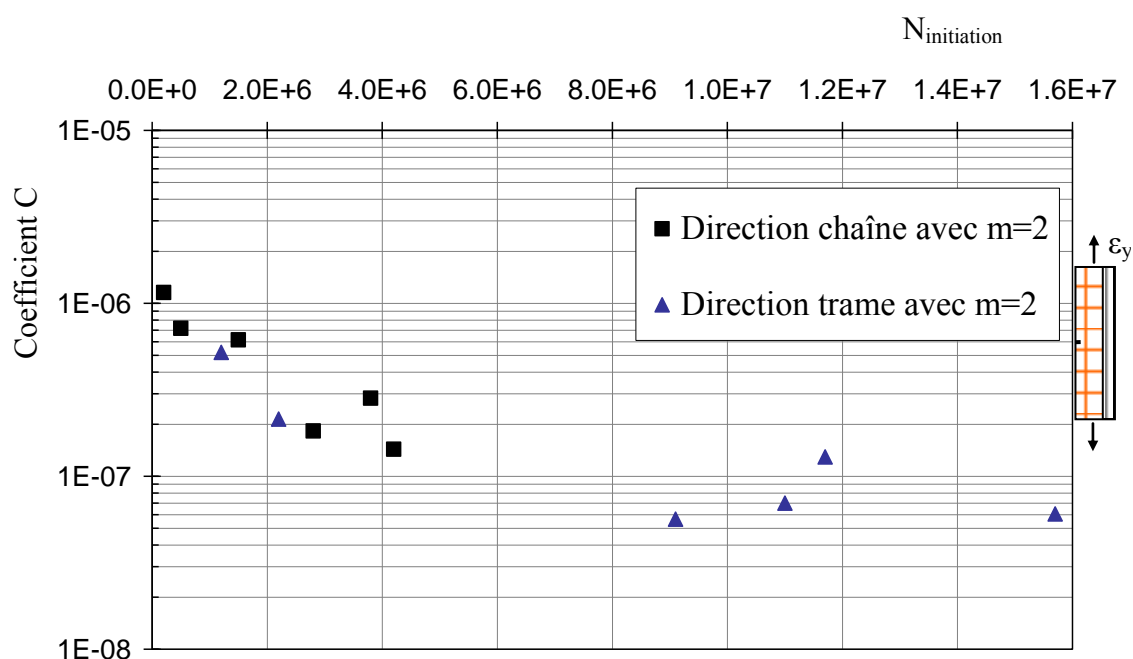


Figure 2-73 : Evolution du coefficient C de la loi de propagation de type Paris pour les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$

L'approche proposée semble en adéquation correcte avec les résultats expérimentaux dans les éprouvettes de largeur 30 mm, même si la physique des phénomènes locaux autour de la coupure n'est pas décrite.

Une autre géométrie d'éprouvette (largeur 50 mm) présentant des revêtements identiques a été développée et a permis d'obtenir des propagations de coupure avec une durée d'initiation très faible (§2.4.6). Le calcul des taux de restitution d'énergie élastique G_I a donc été mené pour ces éprouvettes en ne prenant pas en compte la dégradation du module du tissu en fatigue dès lors que l'initiation était rapide.

La juxtaposition des lois de propagation des éprouvettes de largeur 30 mm et de largeur 50 mm montre que les lois de propagation d'une géométrie à l'autre ne sont pas en accord (Figure 2-74). En particulier, l'exposant m de la loi de propagation pour les

éprouvettes de largeur 50 mm est près de deux fois plus grand que les éprouvettes de largeur 30 mm.

La description de la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements à base de tissus $[0]_2$ et $[90]_2$ à partir de la mécanique linéaire de la rupture ne semble pas appropriée. Comme l'a évoqué [Marissen06], l'application de la mécanique de la rupture est rendue difficile dans le cas de plaques composites fortement orientées, certaines propriétés mécaniques étant principalement fonction des caractéristiques de la résine et des dommages matriciels étendus intervenant en pointe d'entaille.

Afin de décrire plus correctement la propagation de coupure dans ce type de stratifié, il semble nécessaire de prendre en compte plus finement les dégradations des caractéristiques mécaniques en fatigue des constituants du matériau composite étudié. Cela permettrait d'appréhender l'état de sollicitation local en front de coupure.

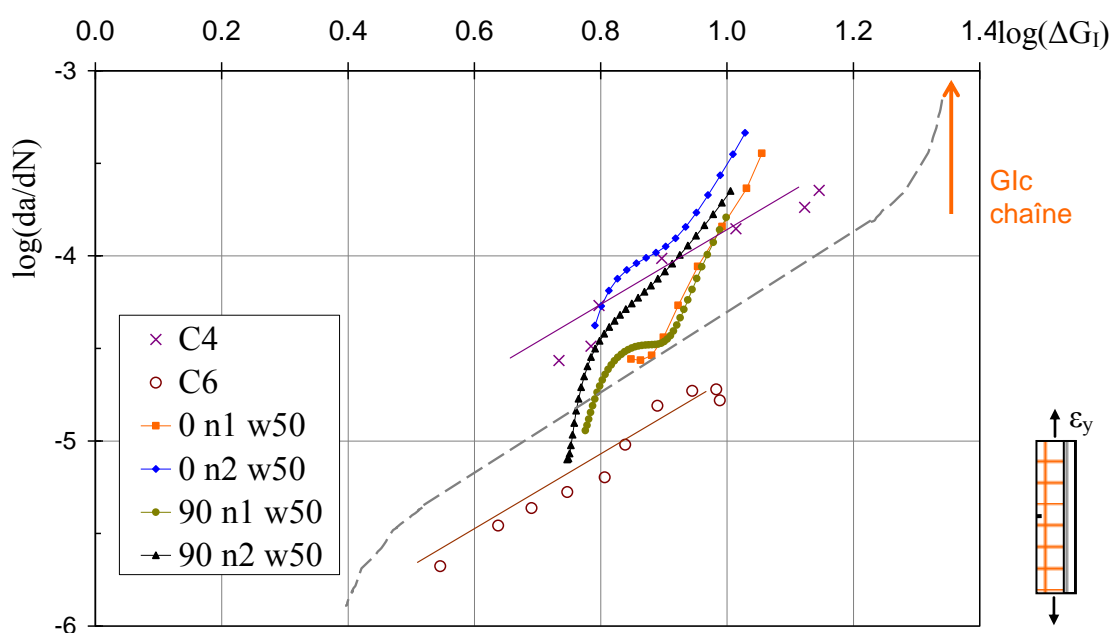


Figure 2-74 : Comparaison des lois de propagation des stratifiés chaîne et trame obtenues pour des largeurs d'éprouvettes différentes

2.7.3 Loi de propagation dans le stratifié désorienté $[\pm 45]_2$

L'utilisation de la mécanique linéaire de la rupture au travers d'une loi de propagation de type Paris dans les revêtements $[\pm 45]_2$ ne semble également pas être adaptée à la description de la propagation de coupure dans ces revêtements (Figure 2-75). D'une part, les essais ont révélé que la propagation de coupure dans ces stratifiés semble être le siège de forts phénomènes non-linéaires, particulièrement en pointe d'entaille voire de

coupure. D'autre part, parce que les courbes de vitesse de propagation en fonction de la variation du taux de restitution d'énergie élastique semblent indiquer que la vitesse de propagation dans ces revêtements est constante à partir d'un certain seuil de G_I et est nulle en-dessous de ce seuil. Quelle que soit la largeur d'éprouvettes présentant une bande d'UD faisant office d'arête, les courbes sont néanmoins similaires, à ceci près que la valeur constante de vitesse de propagation est différente. Le seuil de déclenchement de propagation semble identique et égal à $\Delta G_I = 8 \text{ kJ/m}^2$ soit $\log(\Delta G_I) = 0,9$.

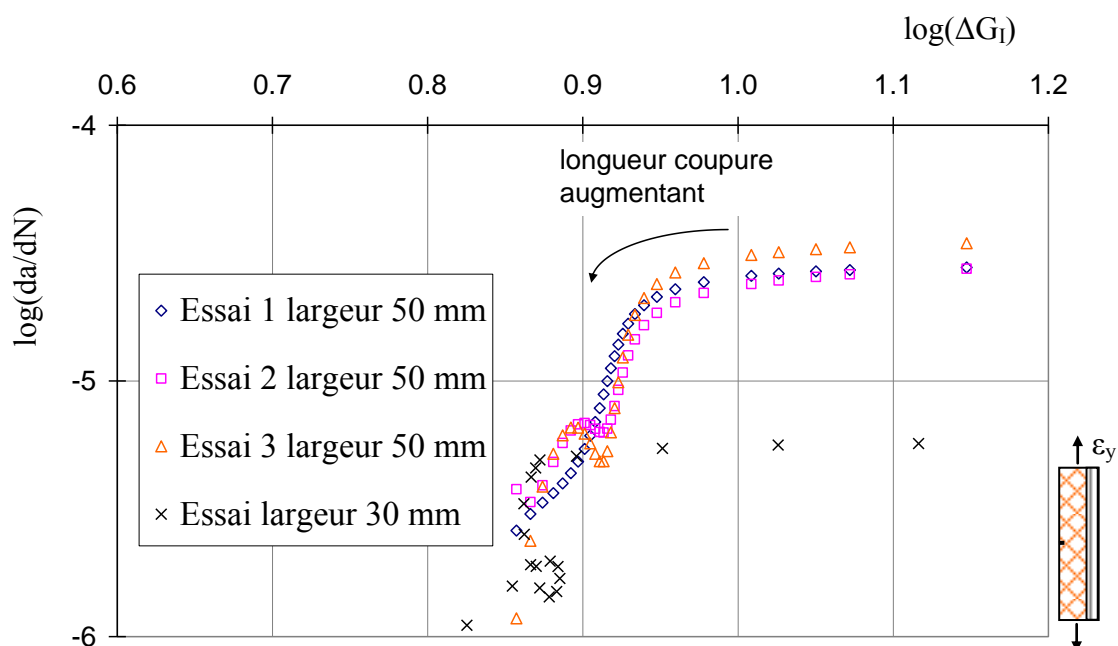


Figure 2-75 : Vitesses de propagation et taux de restitution d'énergie élastique dans les revêtements $[\pm 45]_2$

2.7.4 Loi de propagation dans le stratifié quasi-isotrope $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$

L'application des résultats de la mécanique linéaire de la rupture semble la plus appropriée dans le cas de drapages quasi-isotropes ([Marissen06]). La détermination de la variation du taux de restitution d'énergie élastique ΔG_I a été menée à l'aide du modèle éléments finis décrit précédemment (Figure 2-70), les caractéristiques mécaniques des éléments surfaciques correspondant alors aux rigidités apparentes du drapage $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$ déterminées par la théorie classique des plaques stratifiées.

Les courbes de propagation sont en bon accord d'une éprouvette à l'autre (Figure 2-76).

Il est possible d'identifier les mêmes coefficients de la loi de propagation (équation (33)) pour toutes les éprouvettes :

$$m = 3,57$$

$$\log(C) = -7.61 \text{ soit } C = 2,45 \cdot 10^{-8}$$

avec : da/dN : vitesse de propagation de coupure (mm/cy.) ;

ΔG_I : variation de taux de restitution d'énergie élastique (kJ/m²) ;

C, m : coefficients de Paris.

Il semble délicat de relier les coefficients de la loi de propagation identifiés dans les revêtements $[0]_2$ à mèches de chaînes travaillantes à ceux déterminés dans les revêtements $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$. La présence des plis à $\pm 45^\circ$ tendant à ralentir la propagation (§2.6.2), la valeur du coefficient C semble correspondre à la valeur asymptotique de ce même coefficient dans les revêtements $[0]_2$ pour des durées d'initiation importantes (Figure 2-73). Toutefois, la valeur de l'exposant m de la loi de propagation dans les stratifiés quasi-isotropes est également modifiée par rapport à la valeur identifiée de ce même exposant dans les revêtements à $[0]_2$ ($m = 2$).

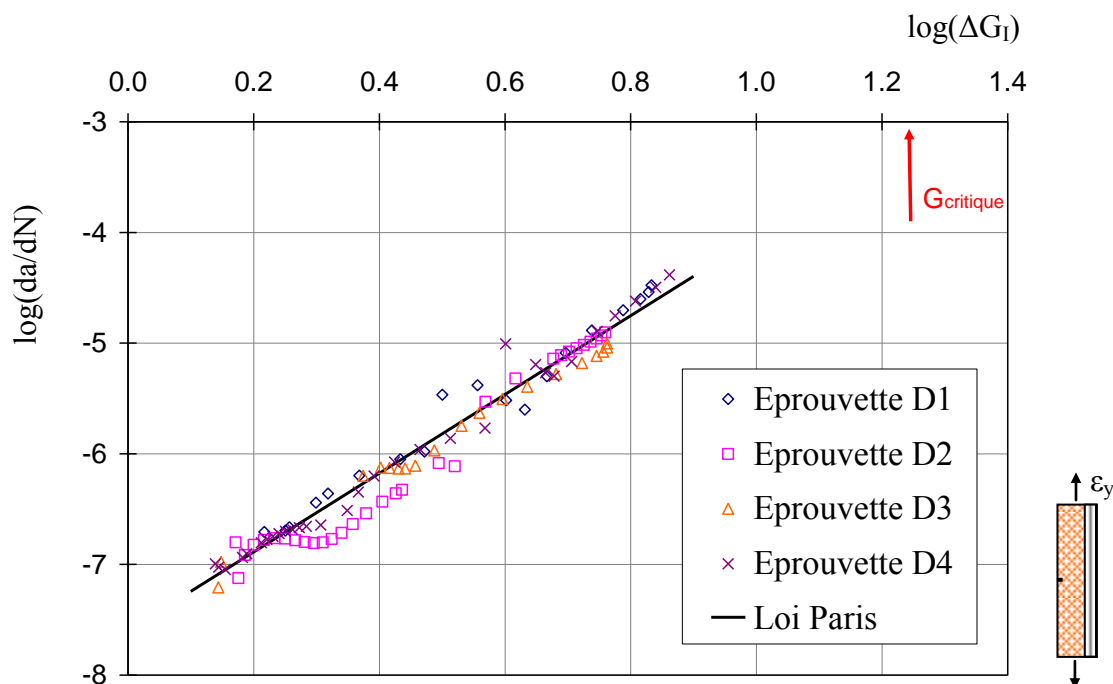


Figure 2-76 : Identification d'une loi de propagation de type Paris pour le stratifié $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$

Afin de borner le domaine de validité d'une telle loi de propagation et afin de prédire une longueur de coupure critique à partir de laquelle la vitesse de propagation deviendrait exponentielle, des essais de détermination de taux de restitution d'énergie critique ont été menés. La détermination du taux de restitution d'énergie critique G_{Ic} a été menée de façon analogue à ceux des stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$ et est résumé ci-dessous :

Tableau 2-5 : Détermination du taux de restitution d'énergie critique dans les stratifiés $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$

Eprouvette [$\pm 45 ; 0 ; \pm 45$]	Nombre de cycles nécessaires	longueur entaille + coupure (mm)	Effort de rupture (N)	G_{Ic} (kJ/m ²)
1	$1,3 \cdot 10^5$	5,65	2799	19,5
2	$1,18 \cdot 10^5$	6,00	2436	17,5
3	$1,45 \cdot 10^5$	5,30	2673	15,8
			Moyenne :	17,6

La valeur du taux de restitution d'énergie critique du stratifié $[\pm 45 ; 0 ; \pm 45]$ est inférieure à ceux des drapages $[0]_2$ et $[90]_2$.

En première intention, les résultats de la mécanique linéaire de la rupture ont été utilisés afin d'identifier des lois de propagation faisant intervenir la variation de taux de restitution d'énergie élastique. L'influence de la durée d'initiation de coupure sur le niveau de vitesse de propagation a pu être soulignée dans les revêtements dont les plis sont orientés dans la direction de sollicitation au travers de la variation du coefficient C de la loi de Paris. Toutefois, il semble que la description de l'avancée de coupure en mécanique de la rupture soit plus adaptée aux stratifiés quasi-isotropes ([Pegoretti99], [Marissen06]). En effet, l'identification de lois de propagation dans les drapages $[0]_2$ et $[\pm 45]_2$ n'est pas probante. La représentation du matériau étudié par un matériau homogène équivalent ne semble pas de prime abord, adaptée à la modélisation de la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements étudiés.

Ces résultats tendent à orienter la description des phénomènes vers la prise en compte des dommages typiques des tissus en découplant le comportement en fatigue de la résine et la tenue en fatigue des fibres de verre, puis à évaluer leur influence sur le transfert d'efforts autour du front de coupure.

2.8 SYNTHÈSE

Des campagnes d'essais ont été menées afin d'observer et de quantifier la propagation de coupure en fatigue dans trois types de revêtements qui peuvent se rencontrer dans les structures sandwich à peaux minces.

Le tissu de fibres de verre et de résine époxy a tout d'abord été caractérisé en traction sous des sollicitations de statique et de fatigue. Les résultats expérimentaux ont permis de mettre en évidence des différences de comportement tant en statique qu'en fatigue entre les directions chaîne et trame du tissu pourtant équilibré. En particulier, des dommages matriciels apparaissent en fatigue et tendent à diminuer le module apparent du matériau vers une valeur asymptotique.

Une éprouvette dite structurale a été développée afin de se rapprocher du mode de sollicitation en fatigue des revêtements minces de structures aéronautiques. Les essais ont permis de mettre en évidence qu'un blanchiment de résine visible à l'œil nu se propage dans les revêtements étudiés. Cette zone a été caractérisée microscopiquement et présente une fissure dans l'épaisseur du revêtement. La rupture des mèches de fibres dans cette zone a été mise en évidence. Différentes méthodes de contrôle non-destructif ont été utilisées (ultra-sons, rayons-X, émission acoustique) pour caractériser plus finement cette zone mais seuls les résultats d'émission acoustique ont fournis des résultats utiles. D'autres techniques ultrasonores utilisant la propagation d'ondes de Lamb semblent plus pertinentes ([Bois07]). Il a également été montré que le trajet de coupure est influencé par la taille des mèches de fibres du tissu ainsi que par le type d'armure du tissu, les zones d'ondulation des mèches constituant des lieux de passage préférentiels.

Les courbes de propagation présentent une décroissance typique lorsque la coupure ne mesure que quelques millimètres ; celle-ci est associée à l'influence de la microstructure sur la coupure naissante. Des dommages matriciels propres aux tissus ont été mis en évidence autour de la coupure et doivent influencer le transfert d'efforts en pointe de coupure.

Particulièrement dans les revêtements $[0]_2$ et $[90]_2$, l'initiation de coupure en pointe d'entaille a été un paramètre difficile à contrôler. Cette durée est la cause de dispersions expérimentales non négligeables dans les éprouvettes ne présentant qu'un faible rapport longueur d'entaille sur largeur d'éprouvette. Les essais de fatigue dans les revêtements à $\pm 45^\circ$ ont imposé une modification des caractéristiques de l'éprouvette de propagation. Des phénomènes non-linéaires importants semblent prendre le pas sur la propagation de la coupure dans ces revêtements. Enfin, les résultats dans le stratifié quasi-isotrope soulignent que les plis à $\pm 45^\circ$ atténuent fortement les dispersions d'une éprouvette à l'autre et ralentissent aussi l'avancée de coupure, au moins jusqu'à une certaine valeur de longueur de coupure, à partir de laquelle la propagation tend à rejoindre les résultats obtenus dans le stratifié $[0]_2$.

Enfin, la propagation de coupure en fatigue a été décrite sous forme de lois de Paris en utilisant les résultats de la mécanique linéaire élastique de la rupture. Toutefois, certains phénomènes en pointe de coupure ne sont pas pris en compte et ce choix de modélisation n'a pas permis de décrire les influences des dommages matriciels et de la résistance en fatigue des fibres sur la propagation.

Chapitre 3

CONTRIBUTION A LA MODELISATION DE LA PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE DANS LES REVETEMENTS COMPOSITES TISSES MINCES DE FIBRES DE VERRE ET RESINE EPOXY

3.1	PRINCIPE DE MODELISATION.....	162
3.1.1	Cas des essais de traction sur éprouvettes lisses $[0/90]_2$	163
3.1.2	Cas des stratifiés $[\pm 45]_2$	169
3.1.3	Aspects numériques du modèle éléments finis.....	171
3.2	IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE.....	178
3.2.1	Coefficients élastiques du modèle.....	179
3.2.2	Relation entre la raideur des ressorts et l'endommagement du matériau.....	180
3.2.3	Exploitation des essais de traction simple en statique sur le stratifié $[0/90]_2$	183
3.2.4	Exploitation des essais de traction simple en statique sur le stratifié $[\pm 45]_2$	187
3.2.5	Exploitation des essais de fatigue en traction sur le stratifié $[0/90]_2$	190
3.2.6	Loi unifiée de dégradation de la raideur des ressorts.....	196
3.2.7	Loi de rupture en fatigue des mèches de fibres de tissus de verre.....	200
3.3	PREVISION DES ESSAIS DE PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE.....	202
3.3.1	Calcul de la vitesse de propagation de coupure.....	202
3.3.2	Simulation pour les stratifiés $[0/90]_2$	203
3.3.3	Simulation pour les stratifiés $[\pm 45]_2$	229
3.4	SYNTHESE.....	241

3.1 PRINCIPE DE MODELISATION

Au travers des résultats d'essais, il est apparu que la propagation de coupure en fatigue dans un revêtement composite tissé mince est difficile à décrire précisément en modélisant le pli tissé par un matériau homogène équivalent. Elle dépend tant du comportement en fatigue de la résine que de la résistance en fatigue des mèches de fibres, ces deux phénomènes intervenant selon des échelles de temps et d'espace différentes. Le modèle éléments finis décrit ci-après autorise une telle décomposition. La prédiction de la propagation de coupure en fatigue dans ce type de matériau en est améliorée.

Le matériau étudié se présente sous forme de mèches de fibres de verre liées entre elles par tissage à intervalles réguliers et noyées dans une matrice therm durcissable. Les observations expérimentales ont mis en évidence que la propagation de coupure est largement influencée par l'hétérogénéité caractéristique de ce matériau. En effet, l'avancée de coupure est directement liée à la taille et à l'orientation de la mèche de fibres (Figure 2-61). Par exemple, les clichés de propagation de coupure en fatigue révèlent que la mèche de fibres en pointe de coupure rompt d'un seul coup. De plus, ces mêmes clichés montrent qu'une zone de dégradation de résine apparaît de part et d'autre des mèches en avant de la pointe de coupure (Figure 2-50) et que les fissures matricielles se localisent aussi aux points de tissage découplant ainsi les deux directions de renfort du tissu. Le comportement en fatigue de la résine joue de ce fait un rôle dans la décohésion entre deux mèches consécutives de même orientation ainsi qu'entre les deux directions de renfort du tissu.

Il apparaît ainsi que les principaux facteurs influençant la propagation de coupure sont la taille et la résistance en fatigue de la mèche de fibres ainsi que l'endommagement matriciel. Ces éléments ont également été reconnus par [Mandell75].

Dès lors, il est possible de considérer schématiquement le tissu composite comme la superposition de trois couches (Figure 3-1).

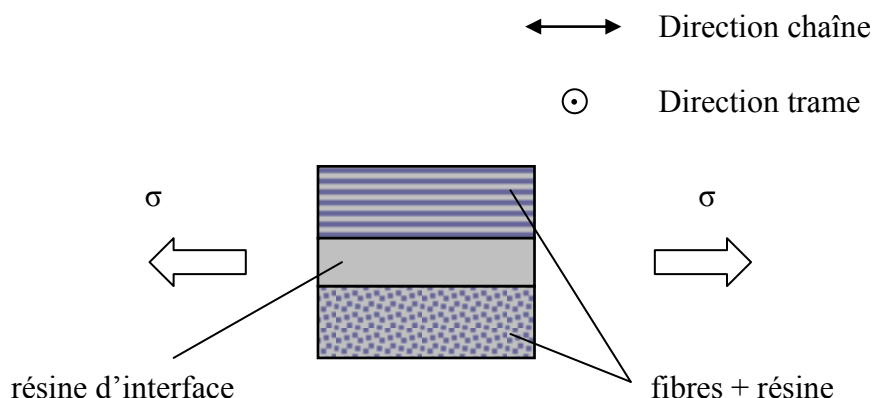


Figure 3-1 : Schématisation d'un pli de tissu composite

Les couches extrêmes correspondent aux couches de fibres noyées de résine et orientées perpendiculairement l'une par rapport à l'autre. La couche médiane correspond à la zone de résine qui assure la liaison entre les deux directions de renforts du tissu.

Néanmoins, quelle que soit la nature de la sollicitation, la résine s'endommage dans ces trois couches (Figure 1-4) et il s'avère difficile de différencier les emplacements de ces dommages. La modélisation proposée s'inspire de cette description par clivage tout en tenant compte du fait qu'il est ardu de définir dans quelle couche interviennent les fissures matricielles. La modélisation ne fera donc pas la différence entre ces trois fissurations matricielles. Elle s'inspire également des travaux de [Feng99] et [McLaughlin00].

Les comportements en statique et en fatigue d'éprouvettes non-entaillées apportent des informations complémentaires qui ont participé à l'orientation de la modélisation.

En résumé, les observations expérimentales ont amené à postuler les idées générales du modèle :

- une mèche de fibres ne peut rompre qu'entièrement ;
- la tenue en fatigue d'une mèche est directement liée à la tenue en fatigue des fibres ;
- la résine assure le transfert d'efforts entre les mèches de même orientation ainsi qu'entre les deux directions de renforts du tissu. Les fissures matricielles dégradent par conséquent ces deux liaisons.

3.1.1 Cas des essais de traction sur éprouvettes lisses [0/90]₂

Sous une sollicitation de traction statique dans la direction des fibres, le matériau étudié s'endommage et présente une inflexion typique de la courbe de comportement à partir d'un certain niveau de déformation longitudinale (Figure 1-7). Ce phénomène est attribué en partie à de la fissuration matricielle qui intervient à l'intérieur des mèches de fibres perpendiculaires à la sollicitation et plus généralement aux fissures qui se localisent dans les zones d'ondulation de l'armure du tissu (Figure 1-4) entre les deux directions de fibres. Ces endommagements caractéristiques des tissus interviennent également sous des sollicitations de traction alternée en fatigue. Il semble donc que, sous une sollicitation de traction, la dégradation de la matrice dans un tissu tant en statique qu'en fatigue ait tendance à désolidariser les deux directions de renforts.

Ensuite, devant la difficulté à définir le lieu où la résine s'endommage et compte tenu que les fissures matricielles ont tendance à se rejoindre et à passer au travers des couches identifiées en Figure 3-1, l'idée a germé de rassembler les résines de chacune des couches. Cela revient naturellement à isoler les fibres longitudinales dans une couche (Figure 3-2). Les fibres orientées transversalement par rapport à la sollicitation sont intégrées dans la couche de résine. Cela se justifie par le fait que lorsque la résine est multi-fissurée, les fibres transversales ne sont plus sollicitées et n'apportent donc plus aucune contribution dans la direction de sollicitation. La Figure 3-2 image la

modélisation en considérant les mèches de chaîne orientées dans la direction de sollicitation, mais le raisonnement est transposable à la direction trame du tissu.

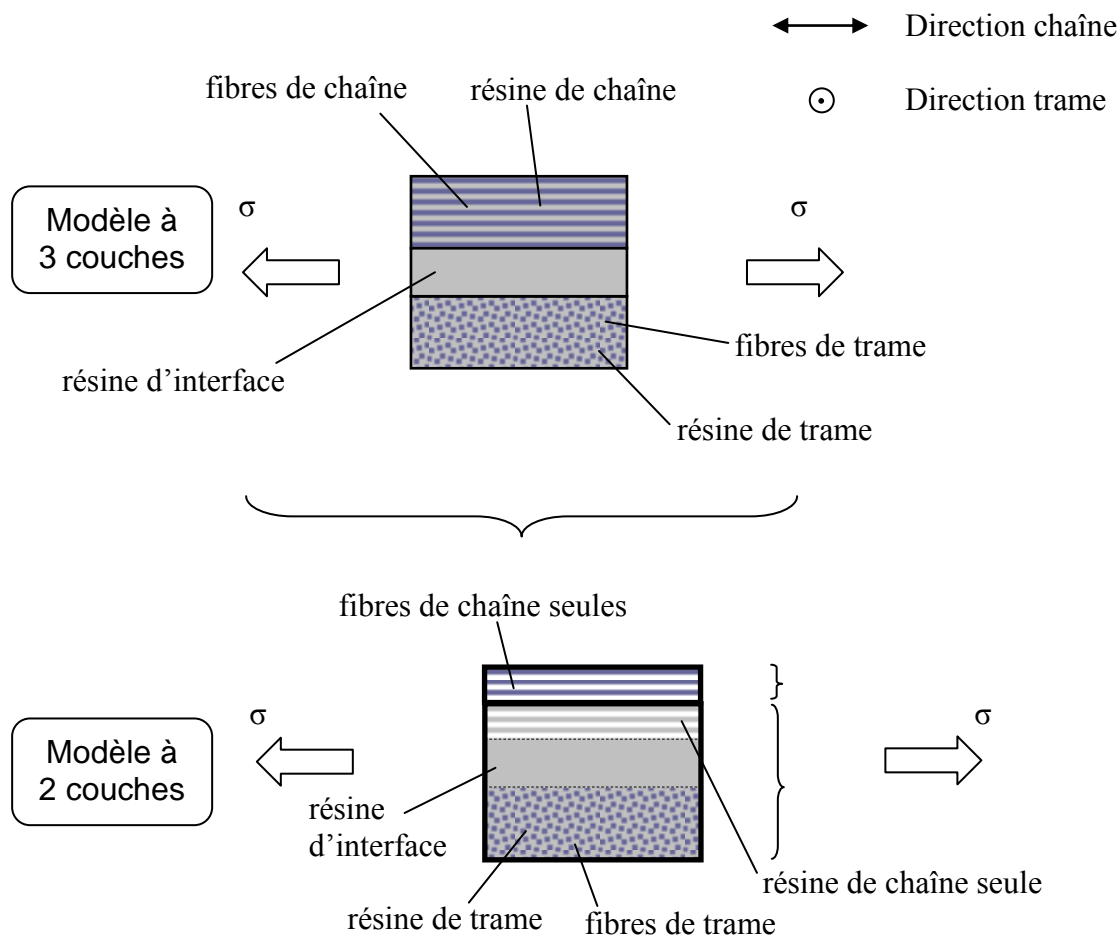


Figure 3-2 : Modélisation 1D adoptée d'un pli de tissu composite

L'adoption d'un modèle à deux couches est à rapprocher des résultats d'essais de traction sur le tissu étudié. En considérant le matériau élastique endommageable, les courbes de charge et décharge en traction statique dans la direction trame du tissu révèlent que l'endommagement maximal est proche de $d = 30\%$ (Figure 2-8). Dans le cas des essais de traction en fatigue dans la direction trame, il est également possible de remarquer que le rapport du module du tissu après n cycles sur le module statique atteint une valeur limite de l'ordre de $E(n)/E_0 = 70\%$. A partir de ces données chiffrées, il est possible de quantifier le rapport de raideur entre les deux couches du modèle adopté. Les fibres de verre sont supposées avoir un comportement élastique linéaire. La résine, quant à elle, s'endommage. Autrement dit, il semble justifié d'affirmer que la couche de fibres contribue à 70% de la rigidité initiale du matériau composite et que la couche de résine contribue à la partie complémentaire.

Une analyse simple de la microstructure du tissu semble confirmer ce diagnostic. Dans les tissus composites, les fibres se présentent sous forme de mèches ellipsoïdales. Dans

un premier temps, l'analyse des dimensions des mèches et de la fraction volumique de fibres dans une mèche est menée. Les mesures sont effectuées à partir des clichés au microscope orientés selon l'épaisseur des stratifiés de deux plis de tissus (Figure 3-3). Chaque mèche de fibres est isolée et un seuillage de l'image extraite est réalisé afin d'obtenir une image binaire. La surface de la mèche est alors assimilée à une ellipse dont les axes sont mesurés. Puis la fraction volumique de fibres dans une mèche est calculée à partir du nombre de pixels blancs. Les résultats sont synthétisés dans le Tableau 3-1.

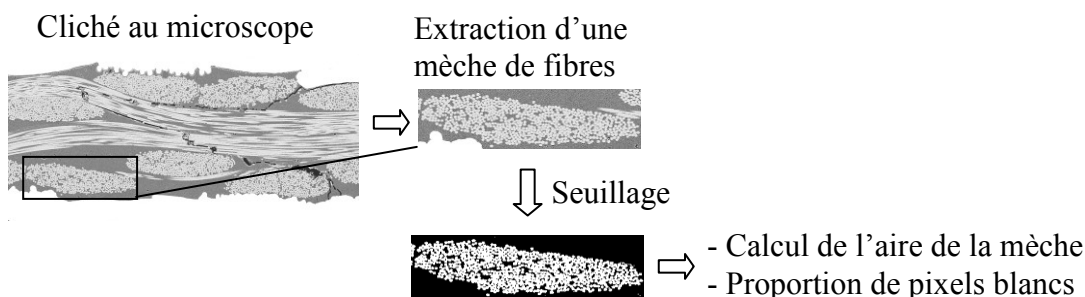


Figure 3-3 : Principe de détermination de la fraction volumique de fibres dans les mèches de tissu

La fraction volumique de fibres dans une mèche est sensiblement égale à 75%. Les dimensions de la section elliptique moyenne des mèches de fibres valent 0,5 mm pour le grand axe et 0,1 mm pour le petit axe. Cette dernière valeur est à rapprocher de l'épaisseur théorique du pli de tissu qui est égale à $e = 0,31$ mm (donnée constructeur).

Tableau 3-1 Propriétés dimensionnelles des mèches du tissu étudié

Mèche	Axes de l'ellipse (mm ²)	Fraction volumique de fibres dans la mèche
1	0.49 x 0.10	72.1%
2	0.50 x 0.10	73.9%
3	0.51 x 0.11	80.0%
4	0.47 x 0.12	72.4%
5	0.53 x 0.09	73.9%
Moyenne	0.50 x 0.10	74.5%

Ces résultats permettent de définir une géométrie idéalisée du pli de tissu étudié (Figure 3-4). La largeur w du motif élémentaire est égale à la valeur du grand axe de la mèche de fibres, soit $w = 0,5$ mm. L'épaisseur de chaque direction de renforts du pli tissé est prise égale à la moitié de l'épaisseur théorique du pli.

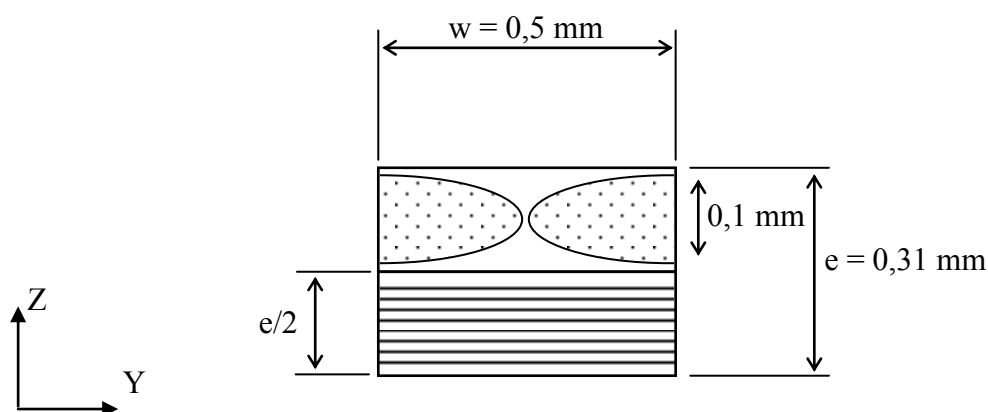


Figure 3-4 : Propriétés dimensionnelles idéalisées du motif élémentaire du pli de tissu étudié

Il est à présent possible de déterminer la contribution des fibres à la valeur du module d'élasticité longitudinal du pli de tissu.

Soit S la section du pli de tissu (Figure 3-4). Alors :

$$S = w.e \quad (35)$$

La section d'une mèche de fibres correspond à celle d'une ellipse telle que :

$$S_{\text{mèche}} = \pi \cdot \frac{a.b}{4} \quad (36)$$

avec a , b : axes de l'ellipse.

Le module apparent des renforts longitudinaux correspond alors à :

$$E_r \approx \frac{S_{\text{mèches}}}{S} \cdot v_{\text{fibres}} \cdot E_{\text{fibres}} \quad (37)$$

avec E_{fibres} : module longitudinal des fibres de verre ;

v_{fibres} : fraction volumique de fibres dans une mèche.

A partir des valeurs moyennes énoncées dans le Tableau 3-1 et en prenant comme valeur de module d'élasticité pour la fibre de verre ([Gay97]) $E_{\text{fibres}} = 74\text{GPa}$, le module apparent des renforts longitudinaux est égal à $E_r = 14\text{ GPa}$. Or, le module d'élasticité du pli de tissu est égal à $E_{\text{tissu}} = 21\text{ GPa}$ (Tableau 2-1). Ainsi, le rapport du module apparent

des renforts longitudinaux sur le module initial du tissu est égal à $\frac{E_r}{E_{\text{tissu}}} = \frac{2}{3}$. Cette

valeur est relativement proche de la valeur $\frac{E_r}{E_{\text{tissu}}} = 70\%$ suggérée par les essais de traction tant en statique qu'en fatigue. La validité de l'approche du comportement du tissu par un modèle à deux couches (Figure 3-2) est confirmée.

Afin de prendre en compte la dégradation de la résine du tissu dans le modèle à deux couches tout en considérant que le dommage principal dans les tissus a tendance à désolidariser les deux directions de renforts, la description des phénomènes s'est orientée vers l'utilisation d'éléments de liaison dégradable entre les deux couches (Figure 3-5).

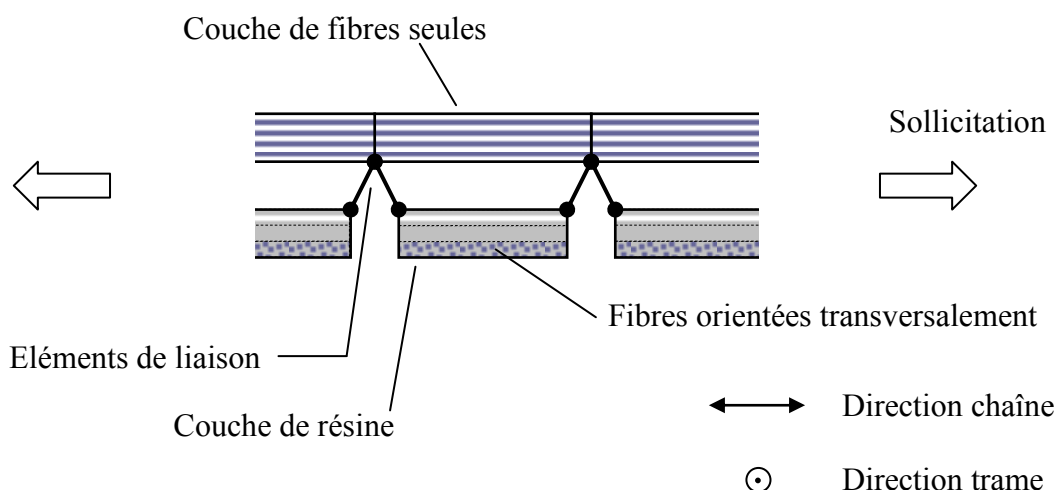


Figure 3-5 : Principe de la modélisation adoptée d'un pli de tissu de fibres de verre et de résine époxy

Ces éléments de liaisons caractérisent à la fois :

- l'interface chaîne / trame,
- l'endommagement de la résine des mèches de chaîne et de trame.

Par l'intermédiaire des éléments de liaison, le modèle lie les endommagements à l'intérieur de la mèche et entre mèches. Si la dégradation maximale est atteinte, ces liaisons sont rompues. Il n'y a plus aucun effort qui transite dans les fibres orientées perpendiculairement par rapport à la sollicitation ainsi que dans la résine appartenant aux mèches de même orientation. La couche des fibres longitudinales reprend dès lors toute la sollicitation.

Pour piloter la dégradation de ces liaisons, il est nécessaire de connaître les déformations (ou les contraintes) réelles dans la résine. Or, dans ce type de modélisation, seule la déformation dans la direction des fibres est représentative de la réalité. C'est cette grandeur qui est choisie préférentiellement pour définir la dégradation de ces liaisons.

La généralisation de la schématisation précédente (Figure 3-5) au cas bidimensionnel produit un modèle symétrique décrit ci-après.

Il semble judicieux de décrire le comportement d'un pli tissé comme la superposition de maillages liés entre eux par des éléments ressorts dont la raideur est évolutive. Chaque maillage correspond à la modélisation de mèches de fibres dans la direction chaîne et dans la direction trame respectivement. La taille de maille correspond à la largeur d'une mèche de fibres de verre. Le modèle éléments finis est décrit sommairement en Figure 3-6. Initialement, les éléments ressorts ont une longueur nulle. Les mailles de taille identique ont volontairement été distordues afin de faciliter la visualisation des éléments ressorts assurant la liaison entre les deux maillages. Chaque mèche de fibres est modélisée par n éléments quadrangles partageant une même paire de nœuds deux à deux. Les éléments ressorts assurent donc la liaison entre les mèches de chaîne et les mèches de trame. Indirectement, les mèches orientées dans une même direction ne sont liées entre elles que par ces éléments ressorts. Deux phénomènes sont donc regroupés : les liaisons mèche à mèche et les liaisons chaîne / trame. Cela représente la plus grande limitation du modèle.

Les éléments quadrangles modélisant les mèches de fibres sont des éléments linéaires en contraintes planes dont la loi de comportement matériau est orthotrope. Les fibres de chaîne assurent la rigidité longitudinale alors que la rigidité transverse est donnée par la résine et les fibres de trame. L'intégration numérique de la matrice de rigidité élémentaire est réalisée classiquement par quatre points de Gauss.

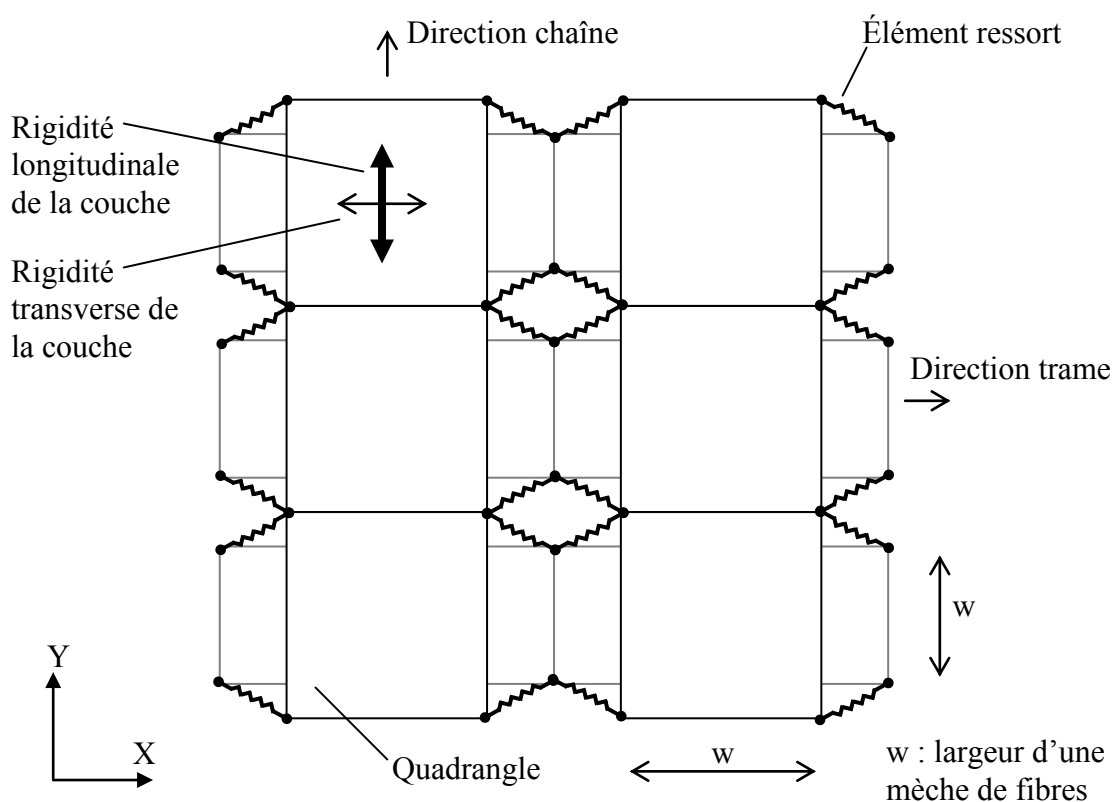


Figure 3-6 : Schéma de principe du modèle éléments finis développé pour modéliser le comportement du pli de tissu

Les éléments ressorts ont quant à eux, un comportement élastique linéaire endommageable. Ils modélisent globalement l'endommagement de la résine et notamment les fissures matricielles au niveau des ondulations des mèches de fibres ou méta-délaminages. Cette modélisation rend compte globalement de l'endommagement matriciel qui existe entre torons et de celui qui peut exister à l'intérieur d'un toron de fibres, la séparation des phénomènes étant apparue difficilement accessible.

3.1.2 Cas des stratifiés $[\pm 45]_2$

Les mêmes types de dégradations matricielles ont été observés dans les stratifiés lisses (ou non-entaillés) $[\pm 45]_n$ sollicités en traction hors-axes (Figure 1-8). Les fissures apparaissent à l'intérieur des mèches et également dans les zones d'ondulation, favorisant ainsi la séparation des fibres perpendiculaires entre elles. L'endommagement matriciel est particulièrement visible au niveau des bords libres de l'éprouvette où des lignes de blanchiment de résine orientées à 45° par rapport à la sollicitation de traction apparaissent (Figure 2-61). L'examen du faciès de rupture révèle que la rupture de l'éprouvette est principalement due à l'apparition d'une bande de glissement localisée orientée à 45° par rapport à la sollicitation.

Le modèle choisi permet de rendre compte des phénomènes détaillés ci-dessus, les éléments de liaison reproduisant en effet le glissement entre mèches de fibres (Figure 3-7). Néanmoins, des voies d'amélioration sont possibles. En effet, lorsque le matériau est sollicité en cisaillement, la résine se dégrade dans les trois couches identifiées (Figure 3-1). Comme dans le cas des sollicitations de traction, les phénomènes de dégradation ne sont pas séparés dans la modélisation adoptée. Les liaisons entre couches modélisent autant l'endommagement en cisaillement de la résine dans les mèches de fibres que l'endommagement de la résine inter-mèches. Ainsi, plutôt que de dégrader les caractéristiques des éléments surfaciques, la dégradation de la raideur des ressorts limite l'effort de transiter dans ces éléments. Le même module de cisaillement est donc attribué aux deux couches du modèle choisi et ce, quel que soit l'endommagement.

La distorsion angulaire due au cisaillement est alors séparée en deux : une partie est prise en compte dans les éléments surfaciques et une seconde partie correspond au glissement dû à l'assouplissement des liaisons entre les deux couches (Figure 3-7).

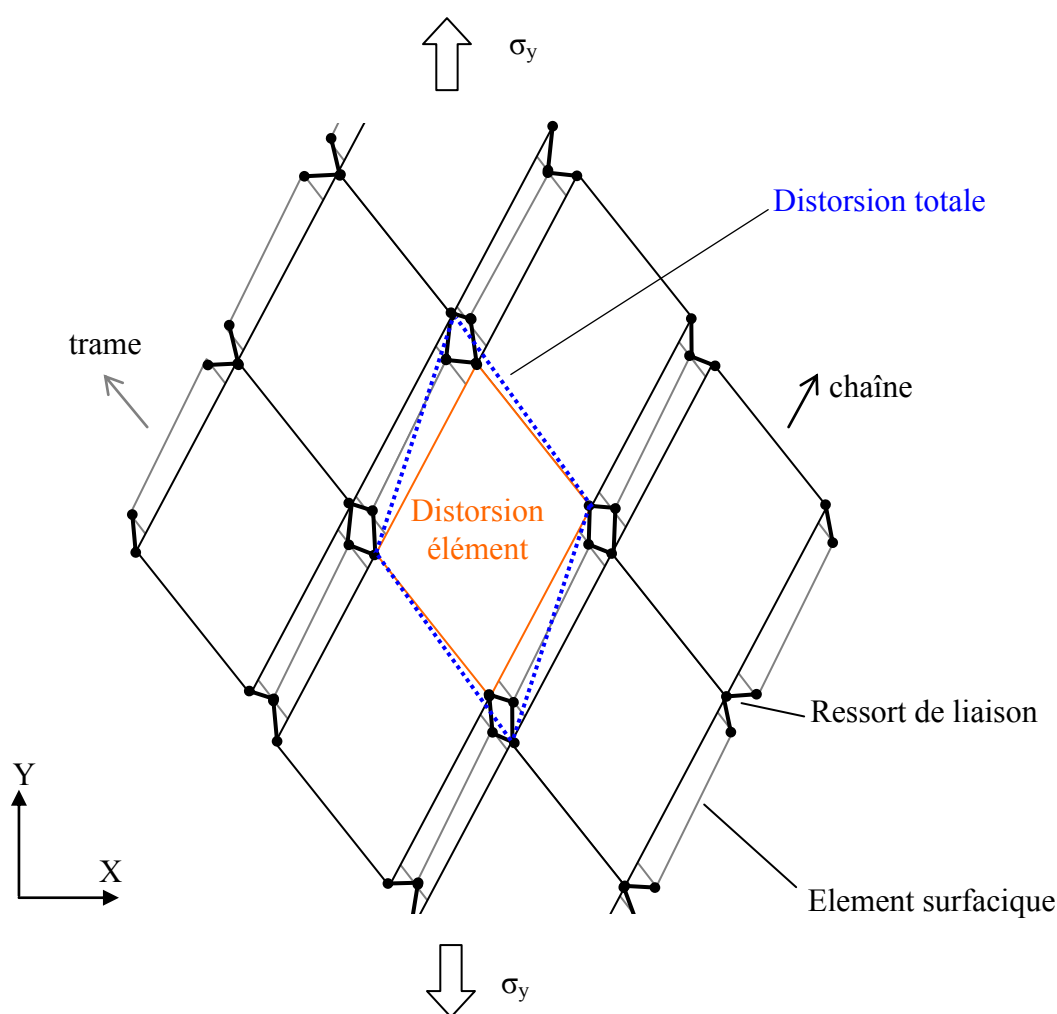


Figure 3-7 : Influence des sollicitations de cisaillement sur la déformation du modèle

Or, la dégradation des ressorts a été choisie comme une fonction de la distorsion angulaire dans les éléments surfaciques. En pratique, cela peut poser des problèmes car il n'est pas possible de réaliser une loi adoucissante. Dans le cas d'un essai de traction monotone sur une éprouvette à $\pm 45^\circ$, la distorsion angulaire augmente toujours ; il en est de même de la contrainte de cisaillement dans les éléments surfaciques étant donné leur comportement élastique linéaire. C'est donc la liaison entre couches qui prend en compte les non-linéarités de comportement. Il serait nécessaire dans le cas de la modélisation d'un comportement adoucissant de piloter la dégradation des éléments ressorts en fonction de la distorsion angulaire totale.

La modélisation ainsi décrite permet de prendre en compte les dégradations matricielles des tissus composites et leurs influences sur le comportement global tant en statique qu'en fatigue et pour des sollicitations de traction et de cisaillement par l'utilisation d'éléments ressorts dont la raideur est évolutive.

Le cœur de la modélisation réside donc dans la gestion de l'évolution de la raideur des ressorts qui va plus ou moins désolidariser :

- les deux maillages modélisant les directions préférentielles du tissu composite ;
- les mèches de fibres successives de même orientation.

Enfin, le modèle de rupture des fibres s'appuie quant à lui, sur les hypothèses suivantes :

- un toron de fibres se rompt entièrement ou pas du tout ;
- la tenue en fatigue d'un toron est fonction de la loi de tenue en fatigue des fibres ;

La loi de tenue en fatigue des fibres peut être décrite par une courbe de Wöhler. L'identification est réalisée à partir d'essais de fatigue sur éprouvettes lisses menés au laboratoire et sur des essais de fatigue de tissus composites à base de tissus de fibres de verre issus de la bibliographie.

En statique, il est possible de retenir un critère de rupture des fibres en identifiant la déformation à rupture sur des essais de traction $\varepsilon_f^{\text{rupt}}$ et tel que :

$$\varepsilon_{\text{fibres}} < \varepsilon_f^{\text{rupt}} \quad (38)$$

3.1.3 Aspects numériques du modèle éléments finis

3.1.3.1 Modèle éléments finis des revêtements minces $[0/90]_2$

Le modèle éléments finis utilisé pour modéliser la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements de tissus $[0/90]_2$ est décrit en Figure 3-8. Une demi-longueur d'éprouvette est modélisée. Le modèle de tissu à deux couches est repris : deux maillages surfaciques sont superposés et liés entre eux par des éléments ressorts. La

taille de mailles correspond à la largeur d'une mèche de fibres du tissu étudié. La bande de fibres unidirectionnelles de carbone est modélisée à l'aide d'éléments de membrane multicouches classiques dont la séquence de drapage intègre les plis de tissus de verre et les plis unidirectionnels de carbone. Ces maillages non-coïncidents sont collés entre eux grâce à des relations cinématiques. La coupure évolue artificiellement au niveau du plan de symétrie par dégrafage d'éléments ressorts. Ce sont des éléments ressorts utilisateurs dont le comportement évolue de façon binaire entre une raideur de valeur théorique infinie et une raideur de valeur nulle. Un déplacement vertical, dont la valeur maximale est en adéquation avec la consigne de déformation en essai, est imposé aux nœuds de la frontière haute du modèle.

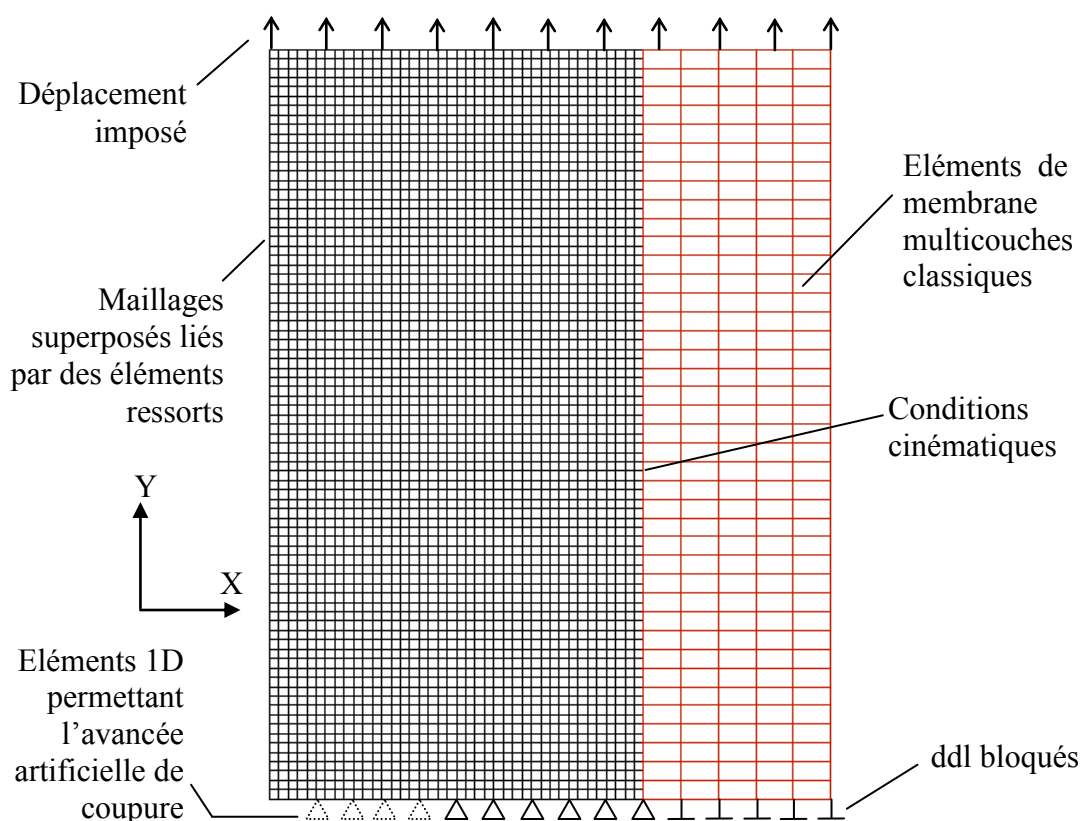


Figure 3-8 : Description du modèle éléments finis utilisé pour la modélisation de la propagation de coupure dans les stratifiés $[0/90]_2$

3.1.3.2 Modèle éléments finis des revêtements minces $[\pm 45]_2$

Le modèle éléments finis utilisé pour modéliser la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements de tissus $[\pm 45]_2$ est très similaire au précédent (Figure 3-9). Le modèle de tissu à deux couches est orienté à 45° par rapport à l'axe de l'éprouvette. Les mailles carrées ont leurs dimensions qui correspondent à la largeur de mèches de fibres du tissu. Les bandes unidirectionnelles de carbone représentant le longeron et l'arêtier

sont modélisées par des éléments de membrane multicouches classiques dont la séquence de drapage intègre les plis de tissus de verre et les plis unidirectionnels de carbone. Afin d'éviter une quelconque influence des conditions aux limites sur la propagation, une longueur suffisante d'éprouvette est modélisée. De plus, afin d'éviter une localisation de la dégradation des éléments de liaison au droit des conditions aux limites, plusieurs rangées de nœuds ont leurs déplacements imposés. La coupure évolue artificiellement au milieu de l'éprouvette par dégrafage d'éléments. La direction de coupure est globalement horizontale mais suit localement l'orientation des mèches comme l'ont révélé les clichés d'essais (Figure 2-61). Afin de faire avancer artificiellement la coupure, il est donc nécessaire de couper une fois sur deux une mèche de chaîne et une mèche de trame respectivement. L'ensemble de l'éprouvette est modélisée, les conditions de symétrie ne pouvant être exploitées du fait de l'orientation locale du front de coupure.

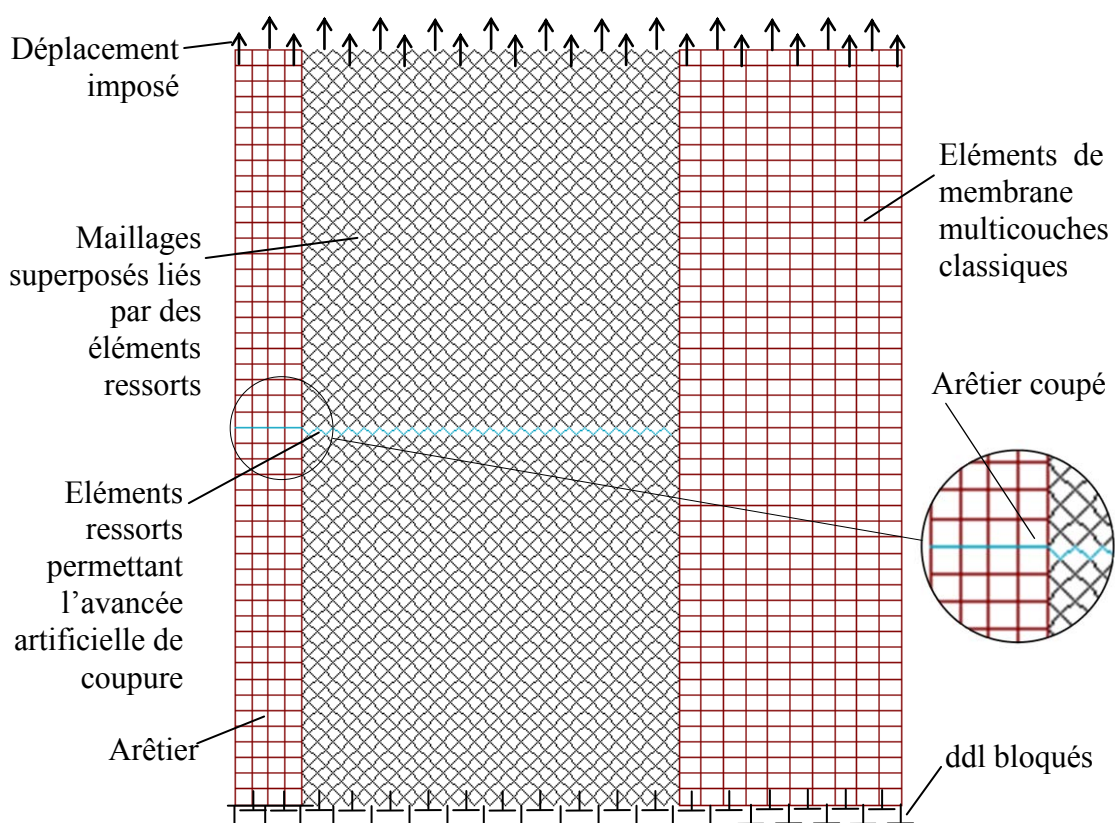


Figure 3-9 : Description du modèle éléments finis utilisé pour la modélisation de la propagation de coupure dans les stratifiés $[\pm 45]_2$

3.1.3.3 Dégradation de la raideur des éléments ressorts

Les éléments ressorts utilisés dans cette modélisation appartiennent à la banque d'éléments du code de calcul commercial SAMCEF© et ont la particularité d'être entièrement programmables par l'utilisateur à l'aide d'une routine Fortran dans le cadre de l'utilisation du solveur non-linéaire. A partir des déplacements des nœuds liés par ce type d'élément et d'un vecteur d'état au pas convergé précédent fournis en entrée, la routine utilisateur retourne la matrice de raideur de l'élément, les efforts aux nœuds ainsi que le vecteur d'état courant à chaque itération.

Dans le cadre de la modélisation décrite précédemment, les éléments ressorts assurent le transfert d'efforts entre deux nœuds aux coordonnées spatiales identiques dans la configuration initiale et possédant chacun les deux degrés de liberté dans le plan (Figure 3-10). Les efforts transitant dans le ressort sont fonction de la différence des déplacements des deux nœuds liés. La loi de comportement de cet élément s'écrit donc classiquement :

$$\begin{bmatrix} X_n \\ Y_n \\ X_{n+1} \\ Y_{n+1} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} k & 0 & -k & 0 \\ 0 & k & 0 & -k \\ -k & 0 & k & 0 \\ 0 & 0 & -k & k \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_n \\ v_n \\ u_{n+1} \\ v_{n+1} \end{bmatrix} \quad (39)$$

- X_n, Y_n sont les efforts projetés au nœud n ;
- u_n, v_n sont les composantes du déplacement du nœud n ;
- k est la valeur de la raideur de l'élément ressort.

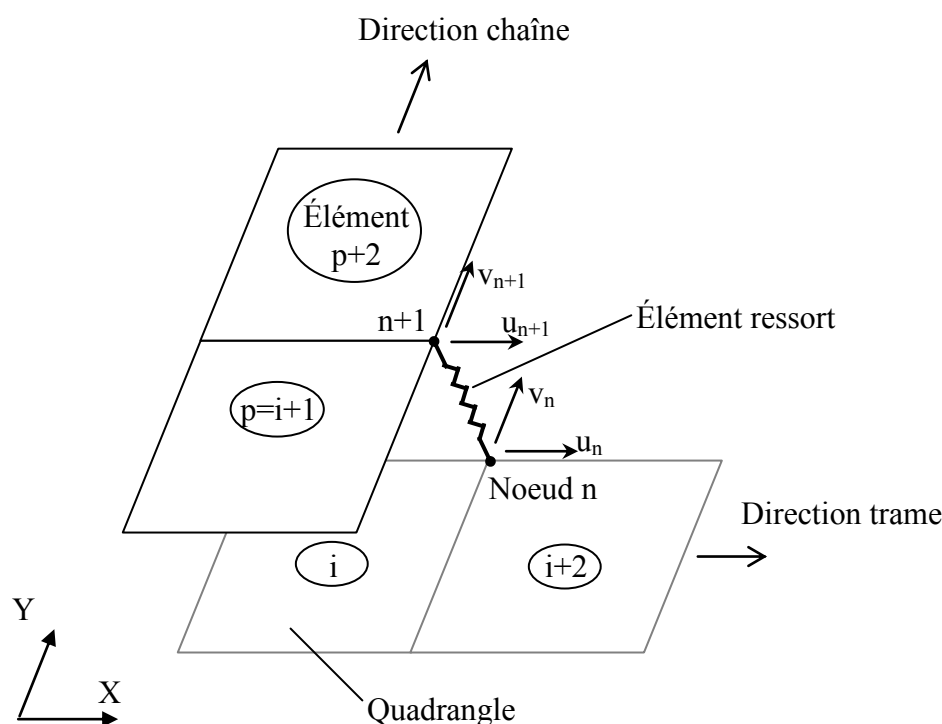


Figure 3-10 : Configuration de l'élément ressort liant les deux maillages superposés

Comme énoncé précédemment, la dégradation de la raideur des éléments ressorts a été choisie comme une fonction des déformations dans les éléments quadrangles. Dans le cas de sollicitation de traction statique, cela peut se justifier par le fait que les méta-dé laminages entre les directions chaîne et trame débutent à un niveau de déformation défini par le « knee-point ». Ces fonctions de dégradation sont identifiées à l'aide de différents résultats expérimentaux dans le paragraphe suivant.

La dégradation de la raideur des éléments ressorts du modèle s'insère dans un algorithme de résolution incrémental-itératif de type Newton-Raphson (Figure 3-11). Lors de l'initialisation du calcul, les éléments ressorts ont une raideur théorique infinie. La valeur de celle-ci a été fixée à $k_0 = 10^6 \text{ N.mm}^{-1}$. Afin d'assurer la convergence des résultats, il a été nécessaire de calculer la raideur des éléments ressorts en fonction des déformations du pas convergé précédent. Le vecteur d'état de la routine utilisateur est utilisé afin de conserver la valeur de dégradation maximale atteinte au cours du calcul par le ressort. Pour chaque pas, après avoir obtenu la convergence avec un certain nombre d'itérations, les déformations aux points de Gauss par élément quadrangle sont extrapolées aux nœuds et sauvegardées en mémoire dans un tableau. Cette opération est obligatoire pour déterminer la raideur des ressorts au pas de temps suivant. Il est donc indispensable de discrétiser le chargement global de l'éprouvette en un nombre suffisant de pas pour obtenir la convergence des résultats. C'est la valeur maximale de

déformation extrapolée entre les deux nœuds liés par l'élément ressort qui détermine la valeur de la raideur de ce dernier. Ainsi, dans les cas standards, les quatre éléments ressorts assurant la liaison entre quatre nœuds partageant les mêmes coordonnées spatiales ont leur raideur qui évolue par paire ; les deux valeurs de raideurs obtenues sont du même ordre de grandeur. Cette modélisation nécessite de connaître le numéro des éléments dont les nœuds sont connectés à un élément ressort. Ce dialogue est rendu possible en passant le numéro d'élément quadrangulaire en paramètre matériau dans une routine de loi de comportement matériau utilisateur.

Enfin, dans les cas de modélisation de propagation de coupure, des éléments ressorts utilisateurs semblables à ceux décrits ci-dessus sont utilisés pour faire avancer artificiellement la coupure. Ils assurent la liaison entre mailles quadrangulaires au niveau du chemin de coupure. Leur comportement évolue de façon binaire entre une raideur de valeur théorique infinie et une raideur de valeur nulle. Cela permet de limiter la sauvegarde des résultats à chaque avancée de front de coupure.

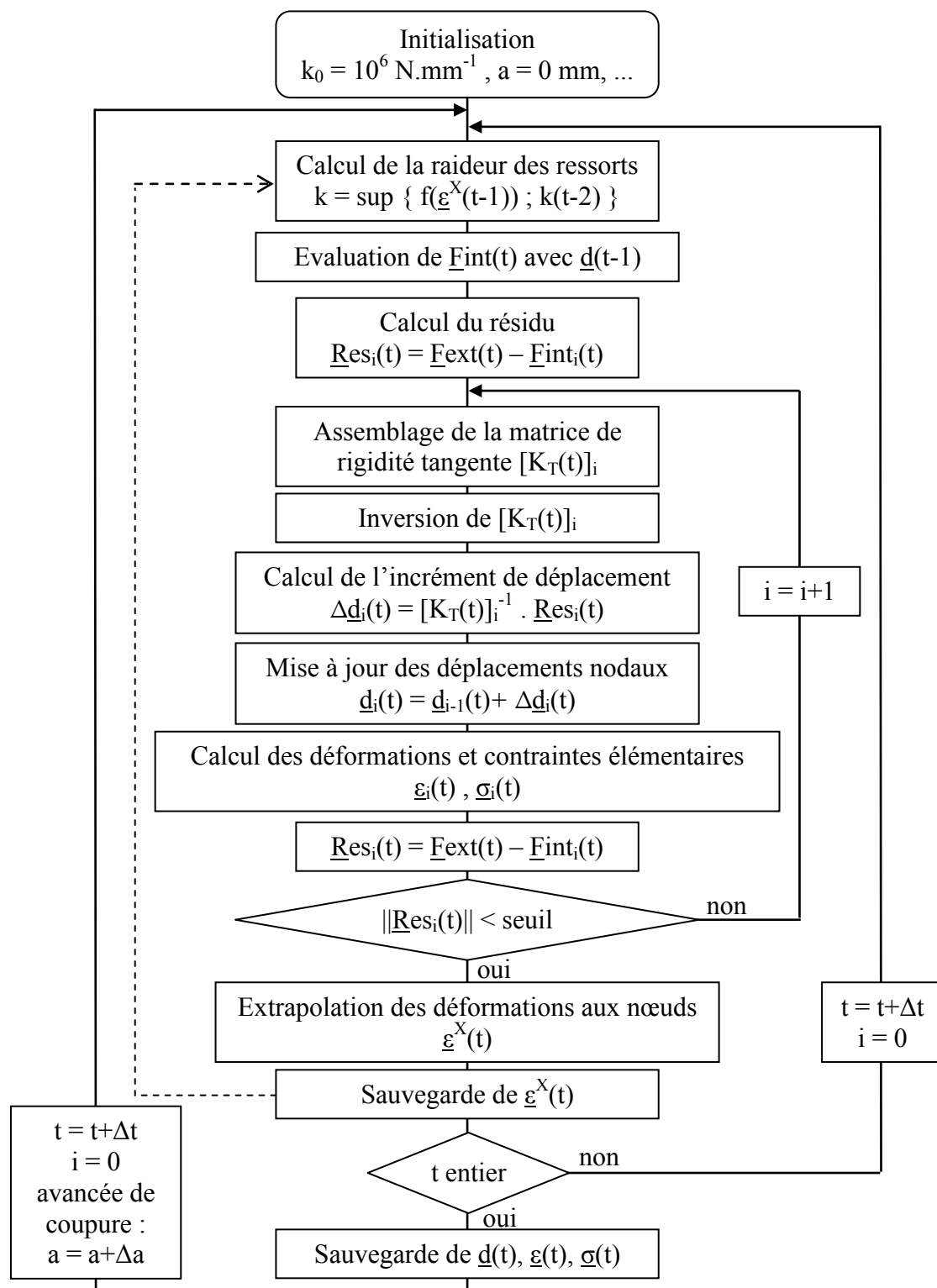


Figure 3-11 : Diagramme de déroulement du calcul non-linéaire

Afin d'obtenir et de faciliter la convergence du modèle, il a été nécessaire de gérer correctement l'évolution du niveau global de déformation de l'éprouvette. Le déplacement d'une extrémité de l'éprouvette selon son axe longitudinal est tracé en

Figure 3-12 ; le déplacement imposé à l'instant t est noté $d^{\infty}(t)$ et le déplacement imposé associé à la déformation maximale du cycle de fatigue est noté d^{∞}_{max} . La longueur de coupure évoluant à chaque pas n entier, cette gestion de l'évolution de la déformation globale de l'éprouvette permet l'obtention de résultats cohérents. La dégradation des éléments ressorts n'est pas brutale, ne présente pas des phénomènes de créneaux ni de localisation et est plus homogène. A chaque avancée de coupure, le déplacement imposé à l'éprouvette correspond à 10% de la valeur du déplacement associé à la déformation maximale du cycle de fatigue ; cela permet d'éviter de dépasser brutalement les seuils de dégradation des éléments ressorts. Comme la raideur des ressorts évolue en fonction des déformations calculées au pas précédent, il est nécessaire de réaliser un palier de chargement. Entre deux avancées de coupure n et $n+1$, 12 pas sont nécessaires à l'obtention de résultats stabilisés.

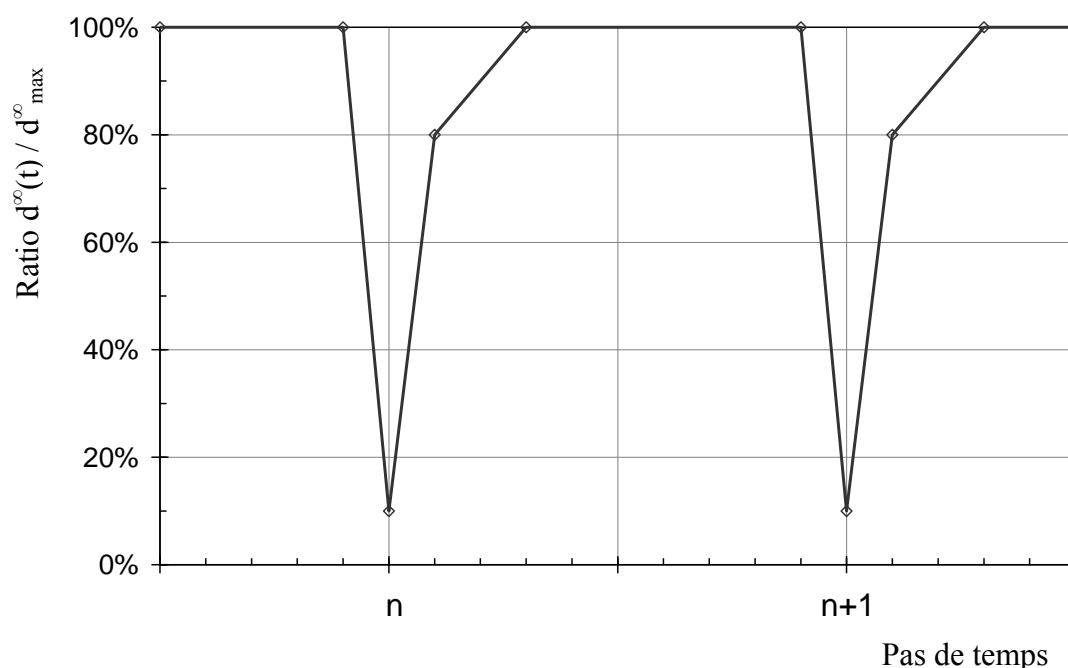


Figure 3-12 : Gestion de l'évolution du déplacement global imposé à une extrémité de l'éprouvette modélisée

3.2 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE

Le modèle décrit précédemment se compose de quadrangles superposés modélisant les directions du tissu et d'éléments ressorts qui assurent le transfert d'efforts entre les directions de trame et de chaîne. Il vise notamment à décrire les méta-délaminages entre ces deux directions de renforts, dommage majeur dans les tissus composites. Ainsi, chaque mèche de fibres est modélisée par une série de quadrangles dont le comportement est élastique linéaire orthotrope alors que les éléments ressorts ont un

comportement élastique linéaire endommageable. Dans un premier temps, les valeurs des coefficients élastiques des éléments surfaciques sont précisées puis l'évolution de la raideur des éléments ressorts est identifiée à partir de résultats d'essais.

3.2.1 Coefficients élastiques du modèle

Les mèches de fibres sont supposées avoir un comportement élastique linéaire orthotrope. La description d'un pli de tissu en deux couches superposées (Figure 3-2) évoluant en contraintes planes limite l'identification des coefficients élastiques des couches à ceux du plan.

Les éléments quadrangulaires sont des mailles carrées de côté w (largeur d'une mèche $w = 0,5$ mm). Leur épaisseur est choisie égale à la demi-épaisseur du pli tissé (donnée constructeur $e = 0,31$ mm), les deux couches formant ainsi le pli complet.

A partir de ces données, des valeurs énoncées dans le Tableau 3-1 ainsi que des équations (35), (36) et (37), le module longitudinal des quadrangles est égal à $E_1 = 28$ GPa.

Le module transversal des éléments caractérisant l'ensemble {résine d'interface, résine de mèche de chaîne, résine de mèche de trame, fibres perpendiculaires}, a été déterminé comme suit :

- Le module apparent des couches liées entre elles par les éléments ressorts doit correspondre dans la partie élastique au module d'élasticité du matériau. Les deux couches ayant une section identique (Figure 3-4), il est possible d'écrire :

$$E_0 = \frac{E_1 + E_2}{2} \quad (40)$$

avec E_0 : module initial apparent du matériau ;

E_1, E_2 : modules longitudinal et transversal de la couche.

En prenant comme valeur de module d'élasticité du tissu $E = 21$ GPa (Tableau 2-1), la valeur du module transversal retenue est donc $E_2 = 14$ GPa. Cette valeur est supérieure à la rigidité transverse habituellement mesurée pour les stratifiés à base de plis unidirectionnelles de fibres de verre et de résine époxy mais elle prend en compte une épaisseur de matériau (résine d'interface, résine de chaîne et couche de trame) supérieure à la demi-épaisseur retenue par le modèle (Figure 3-2).

L'endommagement maximal observé dans le cas d'essai de traction statique dans la direction des fibres est proche de $d_{\max} = 30\%$. Lors des essais de fatigue en traction alternée à déformation imposée, le module apparent du matériau atteint au bout d'un certain nombre de cycles une valeur environ 30% plus faible que le module statique (Figure 2-19). Sous l'hypothèse que ces dommages sont dus à la dégradation totale des liaisons entre la couche orientée dans la direction des fibres et la couche perpendiculaire, il est possible de retrouver cette valeur d'endommagement maximum

en écrivant $E_0 \cdot (1 - d_{\max}) = \frac{E_1}{2}$. La couche orientée perpendiculairement à la sollicitation reprend initialement le tiers de l'effort.

La valeur du coefficient de Poisson ν_{12} a été fixé comme celle du tissu à $\nu_{12} = 0,1$. Il est supposé identique dans la direction chaîne et dans la direction trame.

Enfin, le module de cisaillement G_{12} retenu est celui mesuré lors de la caractérisation du matériau étudié. Les essais de traction sur des éprouvettes dont les deux plis de tissus sont orientés à $[\pm 45^\circ]$ ont permis de calculer cette valeur : $G_{12} = 3,5$ GPa (Tableau 2-1).

Les valeurs des coefficients élastiques de la loi de comportement des éléments quadrangles sont synthétisées ci-dessous :

$$\left| \begin{array}{l} E_1 = 28 \text{ GPa} \\ E_2 = 14 \text{ GPa} \\ \nu_{12} = 0,1 \\ G_{12} = 3,5 \text{ GPa} \end{array} \right.$$

3.2.2 Relation entre la raideur des éléments ressorts et l'endommagement du matériau

Il est possible de relier l'endommagement du matériau au sens de la mécanique de l'endommagement et la dégradation de la raideur des ressorts. Le raisonnement est mené dans le cas d'une sollicitation de traction (Figure 3-13). L'épaisseur e des mailles quadrangulaires est représentée. Les mailles sont carrées de côté w . Les deux maillages sont reliés entre eux par des éléments ressorts de raideur k .

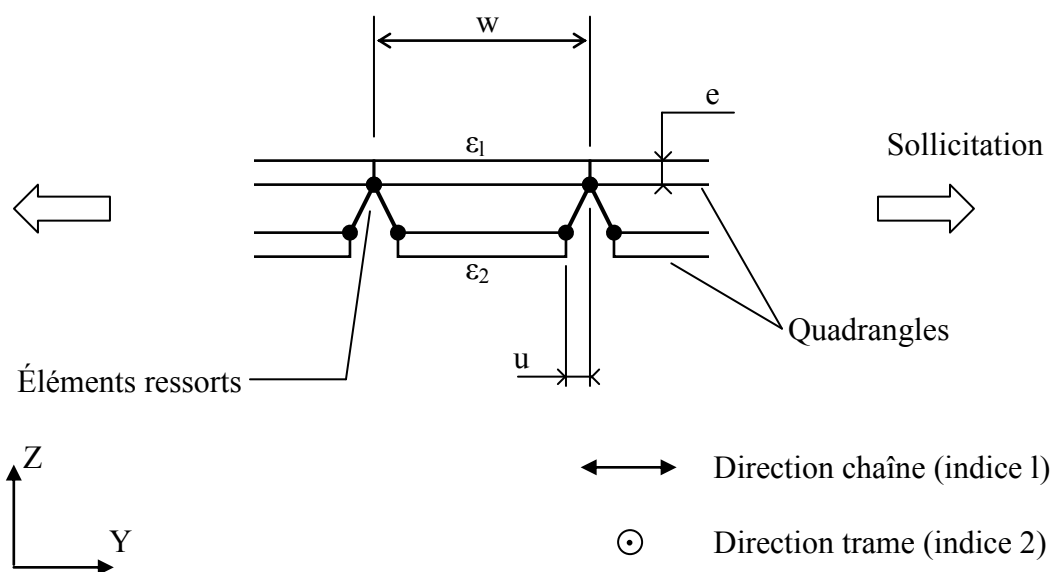


Figure 3-13 : Relation entre l'endommagement du matériau et la dégradation de la raideur des éléments ressorts

Les mailles présentent une section S dans la direction de sollicitation. Deux éléments initialement superposés se déforment sous l'action de la sollicitation de traction. L'élément supérieur (indice 1), représentant une portion de longueur des mèches de chaîne du tissu présente une déformation linéique relative ε_1 selon la direction de sollicitation. De même, l'élément inférieur (indice 2) modélisant une fraction de longueur d'une mèche de trame présente une déformation ε_2 dans la direction de sollicitation. Les fibres sont orientées dans la direction de sollicitation pour les éléments supérieurs indicés 1.

L'effort F_2 transitant dans l'élément inférieur peut s'écrire en fonction de l'allongement u du ressort et du module d'élasticité transversal E_2 du quadrangle :

$$F_2 = k.u = E_2.S.\varepsilon_2 \quad (41)$$

Par analogie, l'effort F_1 passant dans l'élément supérieur s'écrit :

$$F_1 = E_1.S.\varepsilon_1 \quad (42)$$

L'effort global est alors la somme des efforts précédents :

$$F = F_1 + F_2 \quad (43)$$

En considérant que c'est la déformation ε_1 des fibres qui pilote le comportement global du tissu, le module équivalent E de ce modèle dans la direction de la sollicitation s'écrit :

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{F}{2S} \cdot \frac{1}{\varepsilon_1} \quad (44)$$

A partir des expressions (41),(42) et (43), le module équivalent est alors fonction des modules et déformations des deux maillages :

$$E = \frac{E_1\varepsilon_1 + E_2\varepsilon_2}{2\varepsilon_1} \quad (45)$$

De plus, l'allongement u du ressort et les déformations peuvent être reliés par la relation :

$$w \cdot \varepsilon_1 = w \cdot \varepsilon_2 + u \quad (46)$$

Dès lors, les déformations ε_1 et ε_2 sont liées :

$$\varepsilon_2 = \frac{\varepsilon_1}{1 + \frac{eE_2}{k}} \quad (47)$$

Le module équivalent s'écrit alors en fonction des modules d'élasticité E_1 , E_2 , de l'épaisseur e et de la raideur du ressort k :

$$E = \frac{1}{2} \left(E_1 + \frac{1}{\frac{1}{E_2} + \frac{e}{k}} \right) \quad (48)$$

Par définition, l'endommagement d relie le module apparent initial E_0 et le module endommagé E tel que :

$$E = E_0 (1-d) \quad (49)$$

Finalement, en appelant k_0 la raideur initiale des ressorts, la relation entre l'endommagement d et la raideur dégradée k des ressorts s'écrit :

$$d = 1 - \frac{E_1 + \frac{k \cdot E_2}{k + eE_2}}{E_1 + \frac{k_0 \cdot E_2}{k_0 + eE_2}} \quad (50)$$

La valeur des coefficients élastiques du modèle ont été détaillés dans le paragraphe précédent. De même, l'évolution quantitative de la raideur des ressorts est décrite en fonction des déformations dans le paragraphe suivant. Il n'était en effet, pas possible d'écrire directement l'évolution de l'endommagement d de façon classique parce que la relation (50) reliant d et k n'est valable qu'en traction

La raideur initiale k_0 théoriquement infinie des éléments ressorts a été fixée à la valeur $k_0 = 10^6 \text{ N.mm}^{-1}$. A partir de l'équation (50), l'évolution de l'endommagement d peut être tracée en fonction de la valeur de la raideur des éléments ressorts (Figure 3-14).

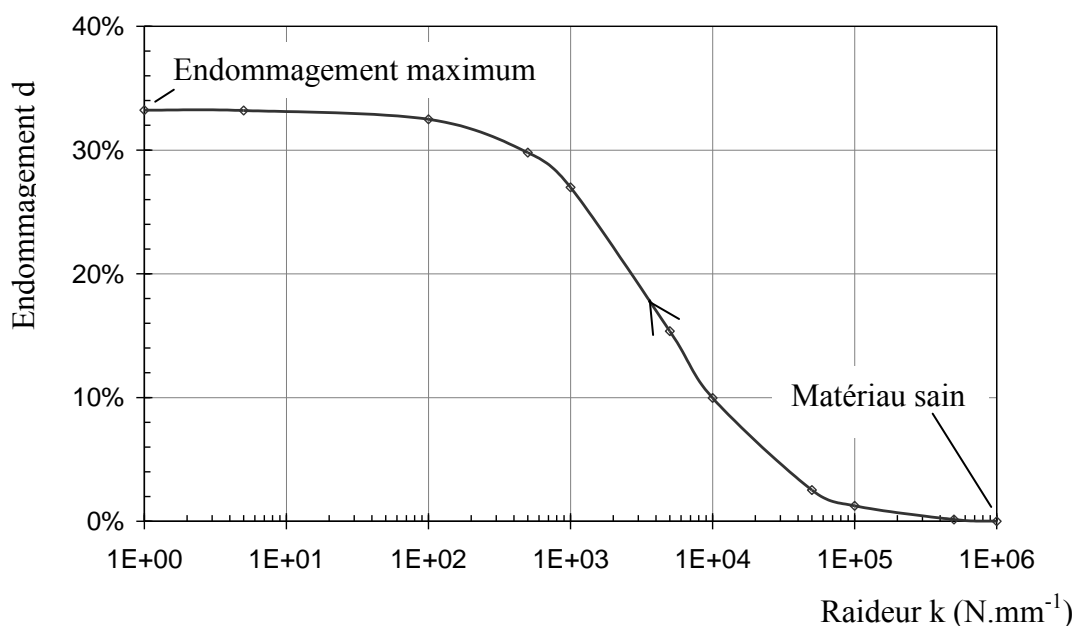


Figure 3-14 : Relation entre l'endommagement d et la raideur k des éléments ressorts

Les résultats de différents essais expérimentaux ont permis d'identifier l'évolution de la raideur des éléments ressorts.

3.2.3 Exploitation des essais de traction simple en statique sur le stratifié $[0/90]_2$

Le tissu étudié, bien qu'équilibré, présente des différences de comportement en traction statique entre la direction chaîne et la direction trame (Figure 2-5). Ces différences sont notables, non pas sur le module d'élasticité, mais sur la déformation longitudinale correspondant au changement de pente de la courbe de traction (knee-point), sur la contrainte à rupture ainsi que sur les valeurs de la variable d'endommagement d . L'évolution de la dégradation des éléments ressorts qui assurent le transfert d'efforts entre mèches voisines va être identifiée sur les essais de traction statique dans la direction chaîne puis dans la direction trame.

3.2.3.1 Identification dans la direction chaîne

La courbe de traction statique dans la direction des fibres d'un tissu de verre et de résine époxy présente une inflexion typique. Ce « knee-point » est dans la plupart des cas, identifié par la valeur de la déformation longitudinale correspondante. Or, la dégradation des éléments de liaison de la modélisation choisie évolue en fonction des déformations extrapolées aux nœuds. Au travers de la modélisation considérée, seule la déformation longitudinale de la couche de fibres est représentative de la réalité. La valeur de la déformation longitudinale identifiant le « knee-point » sur la courbe de traction statique dans la direction chaîne du tissu a donc logiquement été choisie comme valeur seuil de début de dégradation de la raideur des éléments ressorts. Ce choix a également été fait par [Boniface93] et [Steeves04] pour définir le début d'endommagement dans les tissus.

L'examen de la courbe de charges et décharges en traction (Figure 2-8) montre que l'endommagement du matériau évolue après le « knee-point » de façon quasi-linéaire avec la déformation maximale atteinte. De plus, la déformation longitudinale inélastique reste faible et ne dépasse pas $1000 \mu\text{m.m}^{-1}$. Il est possible de la négliger. D'autre part, étant donné que la relation (50) liant l'endommagement à la raideur des éléments ressorts n'est plus valable dans le cas bidimensionnel, c'est la souplesse des éléments ressorts qui a été retenue. Cette dernière évolue d'une valeur nulle dans le cas d'un matériau sain à une valeur infinie dans le cas d'une dégradation totale des liaisons entre couches. Le choix le plus simple de la dégradation des ressorts de liaison s'est porté sur une évolution linéaire à partir d'une valeur seuil. La souplesse δ des ressorts est alors reliée à la déformation longitudinale de la couche dont les fibres sont orientées dans la direction de sollicitation notée $\varepsilon(t)$, par la relation :

$$\delta = \frac{\varepsilon(t) - \varepsilon_c}{\eta_c} \quad (51)$$

avec ε_c : valeur de déformation longitudinale seuil de début de dégradation dans la direction chaîne ;

η_c : coefficient de dégradation dans la direction chaîne en N.mm^{-1} .

La raideur des ressorts est donc égale à :

$$k = \frac{1}{\bar{\delta}} \quad \text{avec} \quad \bar{\delta} = \sup_{\tau \leq t} (\delta(\tau)) \quad (52)$$

Ainsi, à partir de la courbe de traction monotone dans la direction chaîne, les valeurs des coefficients ont été identifiés à (Figure 3-15) :

$$\left| \begin{array}{l} \varepsilon_c = 8,0 \cdot 10^{-3} \\ \eta_c = 40,0 \text{ N.mm}^{-1} \end{array} \right.$$

La contrainte moyenne dans le matériau homogénéisé est notée σ . A partir de l'effort global de traction et du déplacement global de l'éprouvette donnés par le modèle, la courbe de traction en statique dans la direction chaîne a pu être reconstituée.

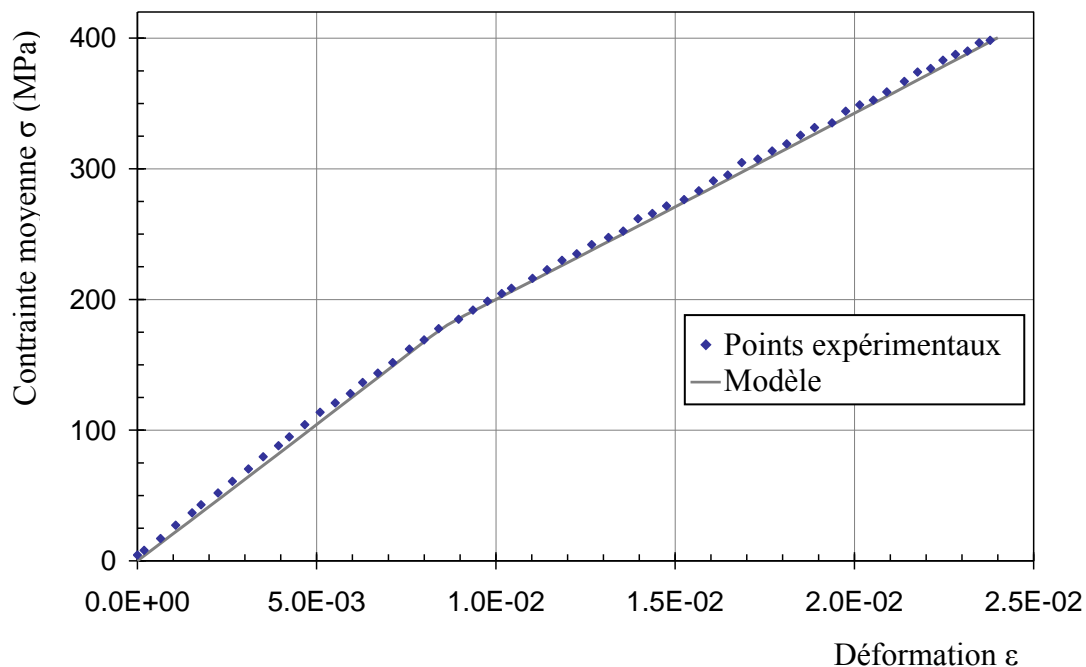


Figure 3-15 : Identification des coefficients du modèle à partir des résultats expérimentaux dans le cas de la traction statique dans la direction chaîne du tissu

Seule la déformation inélastique n'est pas décrite ; le module endommagé est alors légèrement surestimé.

La dégradation de la raideur des éléments ressorts débute donc lorsque la déformation seuil ϵ_c est atteinte ; la dégradation est particulièrement marquée juste après le dépassement de cette valeur seuil puis stagne (Figure 3-16). En conséquence, à la rupture, la déformation dans la direction de sollicitation vaut $\epsilon = 24.10^{-3}$ dans les mailles modélisant les mèches de chaîne, alors que cette même déformation dans les mailles modélisant les mèches de trame ne s'établit qu'à $\epsilon = 8,5.10^{-3}$.

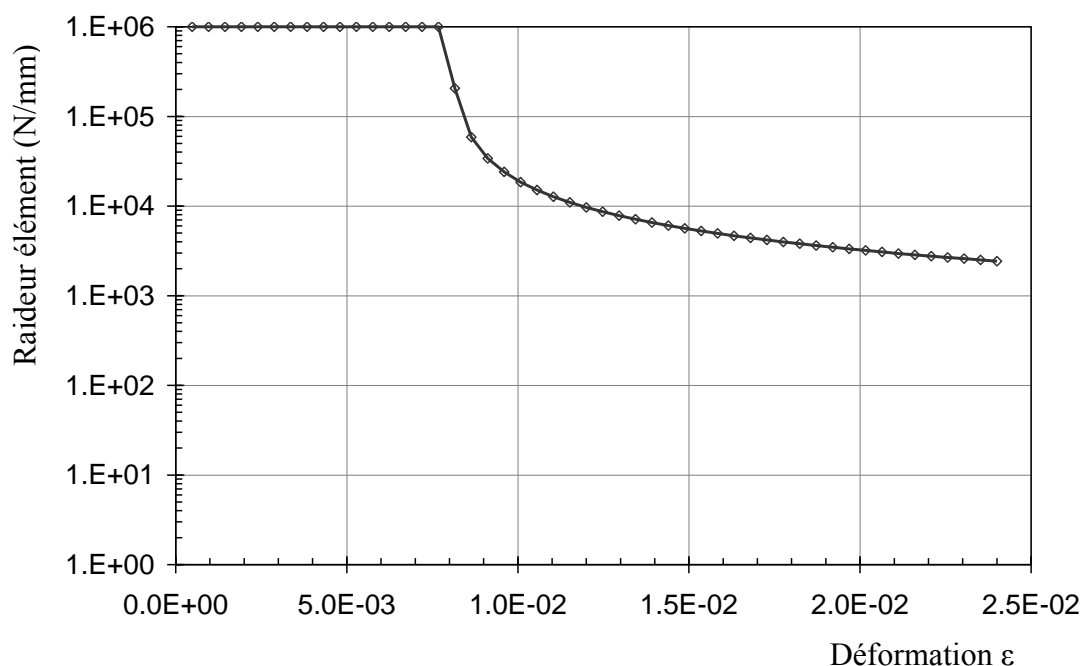


Figure 3-16 : Evolution de la raideur des éléments ressorts dans le cas de la traction statique dans la direction chaîne du tissu

3.2.3.2 Identification dans la direction trame

La comparaison des courbes de traction statique dans la direction chaîne et dans la direction trame du tissu révèle qu'il existe des différences notables entre les deux directions privilégiées de ce tissu équilibré. En particulier, la déformation associée au « knee-point » est plus faible dans la direction trame. La déformation à rupture est également plus faible dans la direction trame. Enfin, l'endommagement évolue globalement de façon linéaire avec la déformation maximale mais est plus marqué que celui mesuré dans la direction chaîne. Ce sont des phénomènes attribués à l'ondulation plus sévère des mèches de trame aux points de liage.

L'identification menée à partir de la courbe de traction monotone dans la direction trame, permet de définir les valeurs des coefficients associés à cette direction :

$$\left| \begin{array}{l} \epsilon_l^t = 6,0 \cdot 10^{-3} \\ \eta_t = 15,0 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1} \end{array} \right.$$

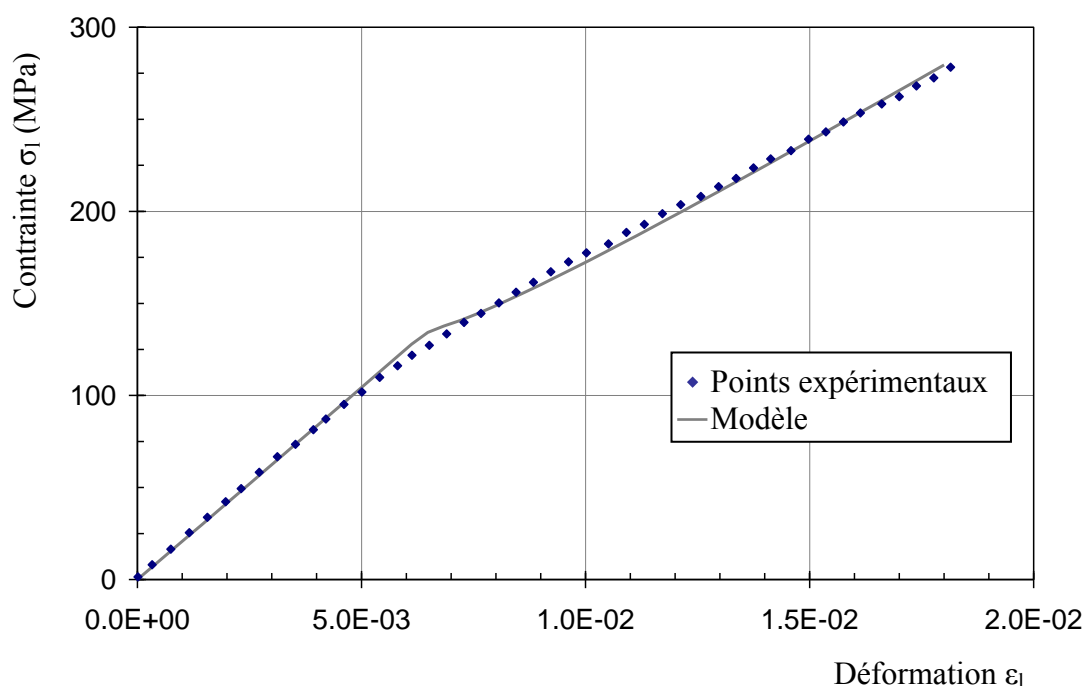


Figure 3-17 : Identification des coefficients du modèle à partir des résultats expérimentaux dans le cas de la traction statique dans la direction trame du tissu

3.2.4 Exploitation des essais de traction simple en statique sur le stratifié $[\pm 45]_2$

Les essais de traction en statique sur les stratifiés $[\pm 45^\circ]$ lisses mettent en évidence le caractère élasto-plastique endommageable de la résine (Figure 2-12). L'examen de l'éprouvette en fin d'essai indique que les fibres ne sont pas forcément rompues et qu'un glissement conséquent s'est produit interrompant le cheminement de l'effort (Figure 3-19). Des zones de blanchiment de résine parallèles aux fibres sont également observées sur les bords de l'éprouvette lors de l'essai.

Ces phénomènes peuvent être reproduits par le modèle mis en place. La raideur des éléments de liaison entre mèches peut être dégradée en fonction de la distorsion mesurée. Dans un souci de simplicité, le choix s'est porté sur une évolution linéaire de la dégradation de raideur des éléments ressorts, similaire à celles qui ont été énoncées dans les deux paragraphes précédents.

La souplesse δ des ressorts est alors reliée à la distorsion angulaire $\gamma_{lt}(t)$ par la relation :

$$\delta = \frac{\gamma_{lt}(t) - \gamma_{lt}^0}{\eta_{cis}} \quad (53)$$

avec γ_{lt}^0 : valeur de distorsion angulaire seuil de début de dégradation ;

η_{cis} : coefficient de dégradation en cisaillement en $N.mm^{-1}$.

La raideur des ressorts est déterminée conformément à l'équation (52).

Ainsi, les valeurs de ces coefficients sont identifiés à partir de la courbe de traction monotone dans le stratifié $[\pm 45^\circ]_2$ (Figure 3-18) :

$$\left| \begin{array}{l} \gamma_{lt}^0 = 1,0 \cdot 10^{-2} \\ \eta_{cis} = 2,0 \text{ N.mm}^{-1} \end{array} \right.$$

L'identification des coefficients régissant la souplesse des éléments ressorts a été réalisée sur la portion de la courbe expérimentale allant jusqu'à une déformation de l'éprouvette dans la direction de traction de $\varepsilon_x = 4 \cdot 10^{-2}$. Il est à noter que la rupture intervient pour une déformation voisine de $\varepsilon_x = 8 \cdot 10^{-2}$. Cette limite a été choisie en tenant compte que de grandes déformations n'ont pas été observées en propagation de coupure.

La comparaison de la courbe expérimentale avec les résultats du modèle montre une adéquation correcte à l'intérieur du domaine précisé auparavant (Figure 3-18). La contrainte de rupture apparente moyenne est égale à $\sigma_x = 136 \text{ MPa}$ (Figure 2-12) ; le modèle ne décrit pas la rupture de l'éprouvette en statique. A cette fin, il serait possible de modifier la loi de souplesse des ressorts afin de prendre en compte les plus grandes déformations, mais l'objectif de cette étude étant la propagation de coupure, les développements ont été stoppés à ce stade. D'autre part, la plasticité n'est pas prise en compte par le modèle.

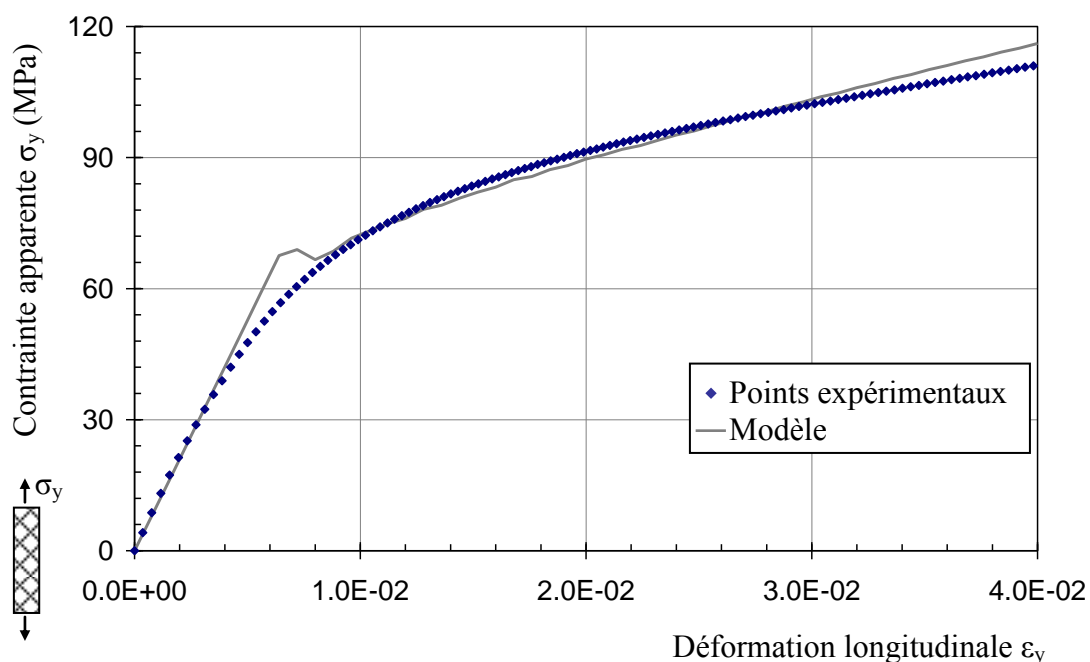


Figure 3-18 : Comparaison des résultats expérimentaux avec ceux du modèle dans le cas de la traction statique sur le stratifié lisse $[\pm 45^\circ]$

Les soubresauts de la courbe contrainte-déformation donnée par le modèle marquent la fin du comportement élastique et correspondent au moment où l'éprouvette prend une forme d'haltère.

Les géométries déformées expérimentales et théoriques en fin d'essai sont semblables (Figure 3-19). Le modèle présentant deux maillages superposés liés par des ressorts, un seul maillage a été reproduit afin de faciliter la visualisation. Le maillage n'étant composé que de quadrangles, les bords de l'éprouvette ne sont pas correctement représentés. De fait, une largeur suffisante d'éprouvette a été modélisée afin d'obtenir des résultats cohérents. Les ruptures de liaisons ressemblent au glissement important observé expérimentalement.

La déformation ϵ_y est déterminée entre deux lignes de nœuds situées dans la zone centrale de l'éprouvette.

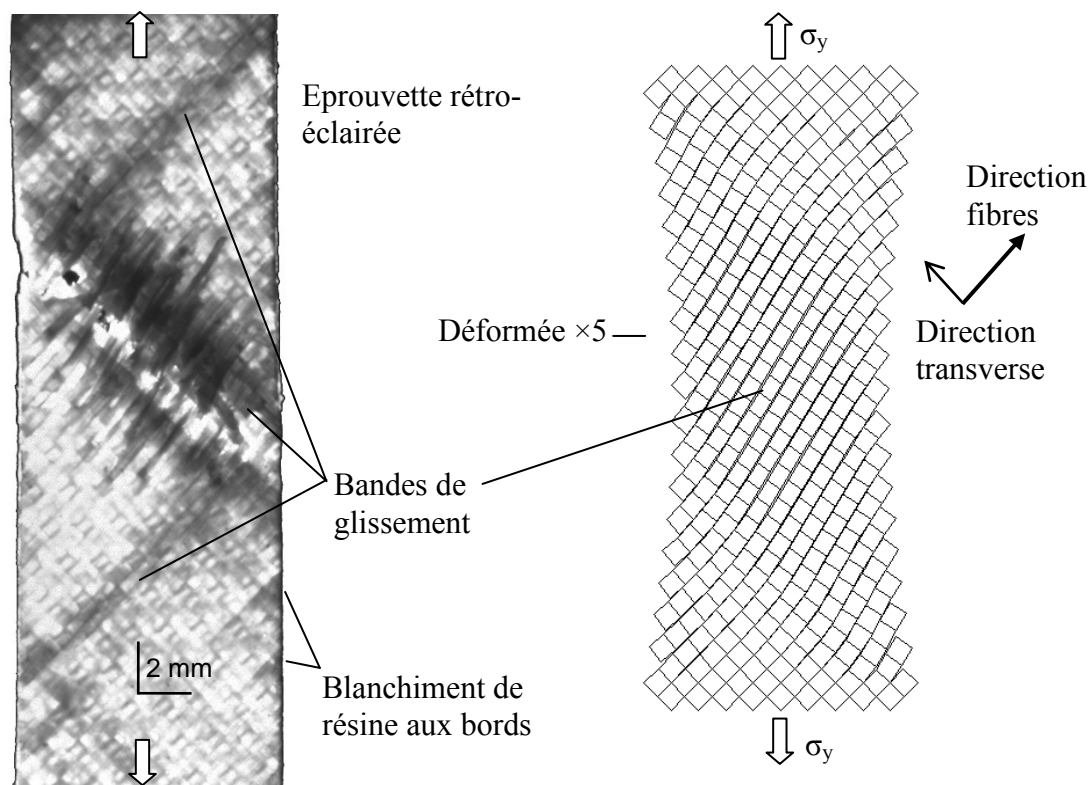


Figure 3-19 : Comparaison des déformées expérimentale et prédite dans le cas de la traction statique sur le stratifié lisse $[\pm 45^\circ]$

Cependant, les déformations inélastiques ne sont pas modélisées. L'endommagement du module apparent du stratifié est alors surévalué par le modèle.

Le modèle n'est évidemment pas fiable dans les zones proches des conditions aux limites. En effet, certains éléments surfaciques proches des zones d'introduction d'efforts présentent des déformations sens fibres supérieures au seuil de « knee-point ». Ces éléments sont placés dans des zones de petite taille par rapport à la géométrie de l'éprouvette où, de plus, la distorsion angulaire est faible. La dégradation des éléments de liaison conformément aux équations (51) et (52), n'a pas d'influence sur le comportement global de l'éprouvette. A titre d'information, le seuil de début de dégradation est atteint en certains nœuds proches des mors lorsque la déformation globale de l'éprouvette est égale à $\varepsilon_y = 10^{-2}$ alors que la déformation de rupture dans la direction fibres est atteinte pour $\varepsilon_y = 4 \cdot 10^{-2}$, soit prématurément par rapport à la ruine du stratifié ($\varepsilon_y = 8 \cdot 10^{-2}$).

3.2.5 Exploitation des essais de fatigue en traction sur le stratifié $[0/90]_2$

Les essais de propagation de coupure en fatigue dans les revêtements minces de tissus $[0/90]_2$ de verre et de résine époxy dont les fibres sont orientées selon la direction de sollicitation montrent que le temps d'initiation de la coupure en pointe d'entaille est très différent d'une éprouvette à l'autre. En rapprochant cette constatation avec le niveau

maximal de vitesse de propagation atteint dans chacune de ces éprouvettes, il semble que plus le temps d'initiation est long, plus la vitesse de propagation est faible. (Figure 2-42).

Or, les tissus composites ont tendance à s'endommager en fatigue quel que soit le niveau de sollicitation en traction. Cet endommagement diffus se caractérise essentiellement à l'échelle microscopique par des fissures matricielles entre les mèches de chaîne et de trame dans la zone d'ondulation de ces dernières. Les deux directions préférentielles du tissu ont donc tendance à se désolidariser en fatigue. Cet endommagement se caractérise macroscopiquement par une diminution du module d'élasticité du matériau (§1.2.1.2).

Compte tenu de l'influence du temps d'initiation sur la propagation de coupure et donc de l'endommagement diffus du matériau en fatigue pendant cette période, il semble utile de prendre en considération ces phénomènes dans la modélisation. Le modèle s'avère adapté à la description de cet endommagement en fatigue. En effet, tous deux ont tendance à découpler les deux directions de renforts du tissu. Comme l'endommagement en fatigue est diffus, tous les éléments ressorts auront leur raideur dégradée de façon homogène. Dans cette étude, les essais de fatigue sur éprouvettes lisses ont surtout été menés en déformation imposée et à faible niveau de déformation soit $\varepsilon_{MAX} = 3.10^{-3}$. L'identification de l'évolution de la raideur des ressorts en fonction du nombre de cycles est réalisée sur ces essais. L'influence du ratio $R = \varepsilon_{MIN} / \varepsilon_{MAX}$ n'est pas pris en compte.

3.2.5.1 Essais de fatigue à faible niveau de déformation

Plusieurs essais de fatigue à déformation imposée sur des éprouvettes lisses $[0/90]_2$ ont été menés. La valeur de la déformation maximale dans la direction des fibres est égale à $\varepsilon_{MAX} = 3.10^{-3}$. Cette valeur de déformation correspond à la valeur de la déformation globale des éprouvettes utilisées en propagation de coupure. Le ratio $R = \varepsilon_{MIN} / \varepsilon_{MAX}$ est identique aux essais de propagation en fatigue et vaut $R = 1/3$. L'effet de ce paramètre n'est pas prise en compte dans la modélisation adoptée. Les essais de fatigue ont été menés jusqu'à un nombre de cycles au moins égal à $N = 5.10^6$ cycles.

Les résultats expérimentaux montrent que le module d'élasticité évolue en fonction du nombre de cycles. La dégradation est importante en début d'essai puis ralentit pour s'établir à une valeur asymptotique. Cette dégradation est plus marquée selon la direction trame que selon la direction chaîne du tissu (Figure 3-20).

Afin de modéliser au mieux ces phénomènes, l'évolution de la souplesse δ des éléments ressorts a été choisie comme une fonction du nombre de cycles N , de la valeur asymptotique de raideur k_1 et d'un paramètre α gérant la courbure de la fonction.

La souplesse δ des ressorts est définie telle que :

$$\delta = \frac{1}{k_1 + (k_0 - k_1) \cdot \frac{\log(1 + \alpha \cdot N)}{\alpha \cdot N}} \quad (54)$$

- avec k_0 : valeur initiale de raideur des ressorts en $\text{N} \cdot \text{mm}^{-1}$;
 k_1 : valeur asymptotique de raideur des ressorts en $\text{N} \cdot \text{mm}^{-1}$;
 α : paramètre de courbure ;
 N : nombre de cycles en millions.

L'intérêt d'une telle description réside dans le fait que la raideur des ressorts présente une asymptote en $+\infty$, une tangente ∞ en $N = 0$ cy. et une valeur de raideur initiale $k = k_0$.

Les coefficients k_1 et α devraient normalement être fonction de la déformation maximales des fibres ϵ_{MAX} telles que $k_1(\epsilon_{MAX})$ et $\alpha(\epsilon_{MAX})$. Néanmoins, peu d'essais de fatigue en traction ont été réalisés à d'autres niveaux de déformations au cours de cette étude.

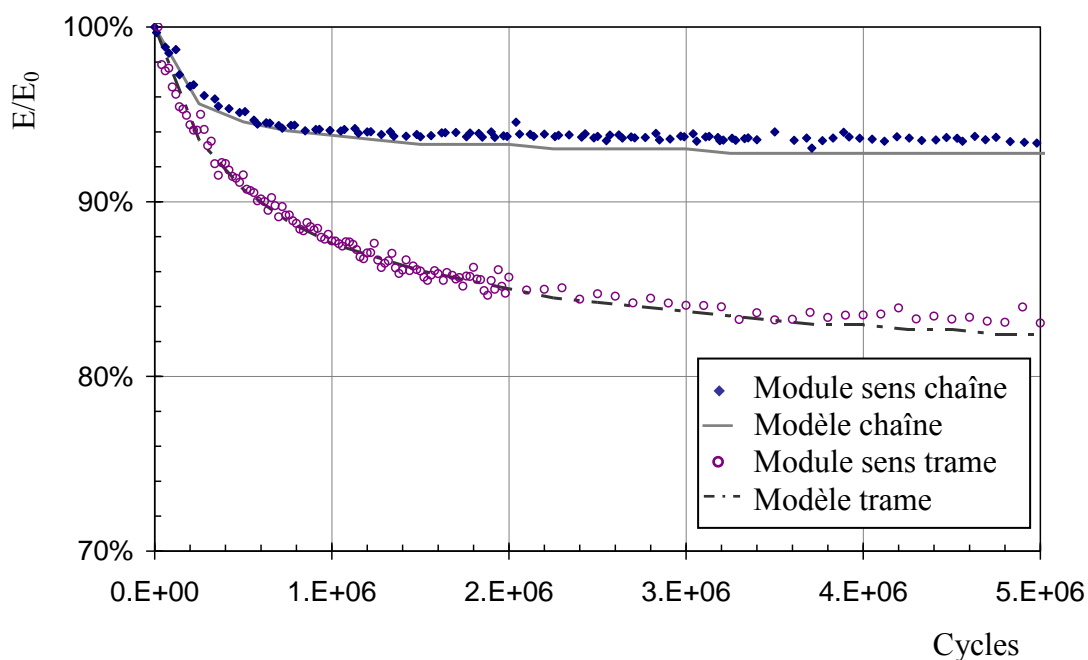


Figure 3-20 : Description de la chute de module en fatigue dans les directions chaîne et trame du tissu étudié pour une déformation maximale $\epsilon_{MAX} = 3 \cdot 10^{-3}$

La valeur initiale de la raideur k_0 des ressorts est théoriquement infinie ; Dans la modélisation adoptée, cette valeur a été choisie égale à $k_0 = 10^6 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-1}$.

Les valeurs des paramètres k_1 et α sont dépendants de la nature (chaîne ou trame) des mèches (Tableau 3-2). Ces coefficients ont donc été identifiés pour les essais de fatigue dans la direction chaîne et dans la direction trame. La différence entre les coefficients des directions chaîne et trame peut s'expliquer par l'ondulation plus sévère des mèches dans la direction trame ainsi que leur moins bonne rectitude du fait de la fabrication du tissu.

Tableau 3-2 Valeur des paramètres de raideur modélisant la perte de module en fatigue des stratifiés lisses $[0/90]_2$

Type de mèche	Raideur asymptotique k_1 (N.mm ⁻¹)	Paramètre de courbure α
Chaîne	13000	1500
Trame	3000	1500

3.2.5.2 Essais de fatigue à niveau de déformation moyen

Des essais de fatigue en traction ont été menés en déformation imposée avec une déformation maximale égale à la valeur de déformation dite de « knee-point » dans la direction trame soit $\epsilon_{MAX} = 6.10^{-3}$ (Figure 2-5). Les trois phases de dégradation du module en fatigue reconnues par différents auteurs sont identifiables (§1.2.1.2). La cinétique d'endommagement est beaucoup plus rapide que celle observée dans le paragraphe précédent où la déformation maximale du cycle de fatigue était faible. Parfois, des ruptures d'éprouvettes en fatigue à ce niveau de déformation maximum sont observées, le potentiel de durée de vie des fibres ayant été atteint. La valeur limite du module d'élasticité endommagé s'établit à 70 % du module initial dans le cas des stratifiés $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes. Cette valeur semble correspondre à la désolidarisation complète des deux directions de renforts. Elle est atteinte lorsque l'éprouvette a subi 5.10^5 cycles environ.

D'autre part, les essais statiques de résistance résiduelle en traction d'éprouvettes lisses sollicitées auparavant en fatigue à un niveau de déformation maximum égal à celui du « knee-point » (Figure 2-19) révèlent que, pour un nombre suffisant de cycles, le module endommagé atteint une valeur limite qui est très proche de la valeur du module correspondant à la rupture de l'ensemble des éléments de liaisons chaîne-trame.

Ne disposant que de peu de résultats d'essais de fatigue à déformation maximale égale à $\epsilon_{MAX} = 6.10^{-3}$ et en l'absence d'autres essais de fatigue en traction à un niveau de déformation différent des deux précédents, il semble difficile d'identifier l'évolution des coefficients k_1 et α de l'équation (54) en fonction de la déformation sens fibres maximale de fatigue. Toutefois, les constatations expérimentales précédentes permettent quelques conjectures en accord avec les travaux de [Smith89], [Echtermeyer95] et [Hansen99]. Ces auteurs ont réalisé des essais de fatigue à contrainte imposée sur des stratifiés lisses à base de tissus de verre ; ces résultats montrent que la dégradation du module d'élasticité du matériau est importante dans les premiers cycles de fatigue tels que $N < 20\%.N_f$ (avec N_f : nombre de cycles de rupture du spécimen). Ce phénomène

est associé à la phase I de dégradation du module. Ils montrent en outre que la chute du module est d'autant plus importante et plus rapide que la contrainte maximale du cycle de fatigue dépasse la contrainte associée au « knee-point ». [Echtermeyer95] souligne de plus que la valeur asymptotique du rapport module de fatigue sur module statique $E_f(N)/E_0$ s'établit à 70%. La durée de vie de ces éprouvettes dont la contrainte maximale en fatigue dépasse la contrainte associée au « knee-point » est comprise entre 10^3 et 10^4 cycles.

Il ressort de ces résultats que la dégradation en fatigue des liaisons chaîne-trame est d'autant plus rapide que la déformation maximale du cycle élémentaire dépasse la déformation identifiant le « knee-point » sur la courbe de traction statique. Ainsi, afin de prendre en compte la dégradation en fatigue des liaisons chaîne-trame à des niveaux de déformation supérieurs à celui du « knee-point », la souplesse des ressorts est supposée évoluer selon la relation (54) avec un coefficient α très grand : la raideur atteint par conséquent très vite la valeur asymptotique k_1 . Il ne reste plus qu'à identifier la relation entre la valeur asymptotique k_1 et la déformation maximale de fatigue.

Cette relation est évaluée à l'aide des deux considérations suivantes :

- les essais de fatigue en traction sur des stratifiés $[0/90]_2$ à un niveau maximal de déformation de $\varepsilon_{MAX} = 6.10^{-3}$ tendent à montrer que la valeur asymptotique de la raideur des ressorts est atteinte au bout d'un nombre de cycles de l'ordre de 10^5 cycles (Figure 2-19). Or, les vitesses de propagation mesurées dans les revêtements $[0/90]_2$ sont comprises entre 10^{-4} et 10^{-3} mm/cy. Il est donc raisonnable de considérer que la dégradation des ressorts commence à $\varepsilon_{MAX} = 6.10^{-3}$ sans toutefois découpler totalement les deux couches ;
- l'hypothèse est faite que les liaisons chaîne-trame sont totalement dégradées avant la rupture en fatigue des fibres. Or, au travers des résultats de différents auteurs (Figure 1-9), il apparaît que la durée de vie en fatigue des tissus de fibres de verre sollicités dans la direction des fibres est de l'ordre de 10^3 cycles lorsque le rapport de la contrainte maximale du cycle de fatigue sur la contrainte de rupture en traction statique est égal à $\sigma_{MAX} / \sigma_{rupt} = 60\%$. Ce niveau de sollicitation correspond à une déformation voisine de $\varepsilon_{fibres} = 1,2.10^{-2}$ dans le cas du matériau de cette étude (Figure 2-5).

L'évolution retenue de la raideur k des ressorts en fonction de la déformation maximale dans l'élément est supposée linéaire en échelle logarithmique entre les deux points identifiés ci-dessus. L'expression de la raideur est alors :

$$k = k_0 \exp^{-\beta \cdot \langle \varepsilon_M - \varepsilon_{knee_point} \rangle_+} \quad (55)$$

avec $k_0 = 10^6 \text{ N.mm}^{-1}$, correspondant à la valeur initiale de raideur ;

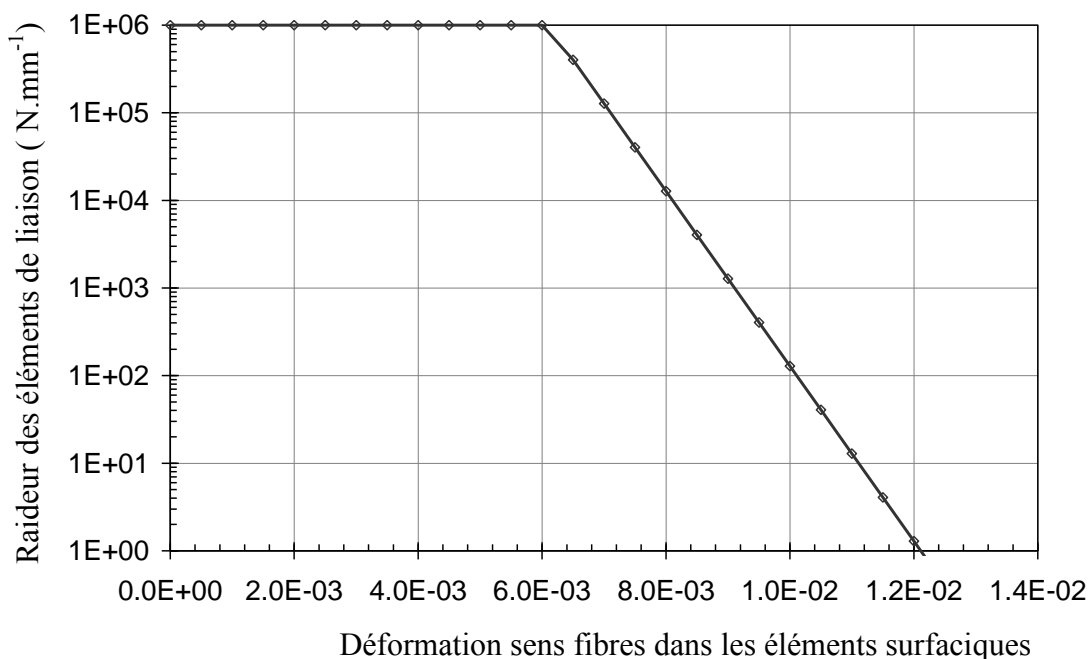
$$\beta = 2300 ;$$

$$\varepsilon_M = \sup_{\text{element}} (\varepsilon_{fibres}) ;$$

ε_{knee_point} : valeur seuil de déformation correspondant au knee-point telle que $\varepsilon_{knee_point} = 6.10^{-3}$;

$\langle x \rangle_+$: partie positive de x .

L'évolution de la raideur des éléments de liaison en fonction de la déformation sens fibres est tracée en Figure 3-21. La dégradation de la raideur débute pour une déformation sens fibres de $\varepsilon = 6.10^{-3}$, correspondant au « knee-point » dans la direction trame du tissu étudié. Pour une déformation sens fibres de $\varepsilon = 12.10^{-3}$, les liaisons chaîne-trame sont supposées être quasiment rompues au bout de très peu de cycles de fatigue. Ceci a permis d'identifier le coefficient β .



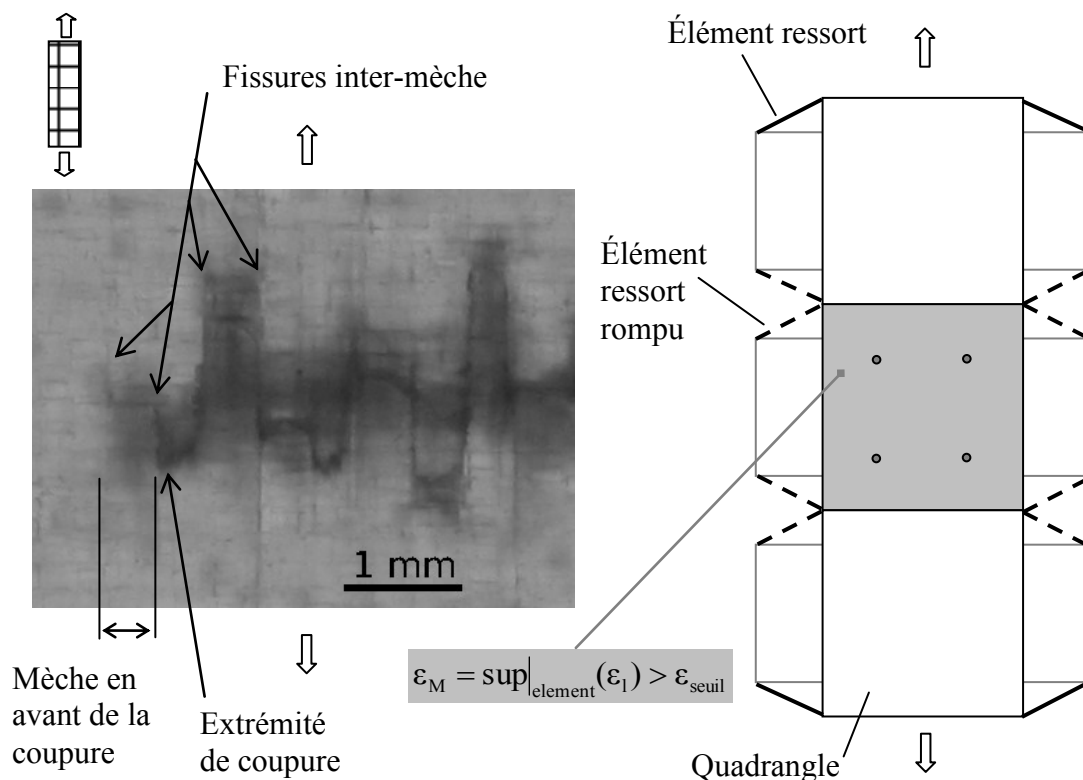


Figure 3-22 : Illustration du dommage matriciel en fatigue à des niveaux de déformation importants

Plusieurs autres descriptions ont été testées, mais sans résultant probant. En particulier, la dégradation du module de cisaillement G_{lt} des éléments surfaciques n'a pas permis d'obtenir de résultats probants. Celui-ci est donc maintenu constant.

3.2.6 Loi unifiée de dégradation de la raideur des ressorts

L'évolution de la raideur des éléments de liaison a été identifiée sur différents essais :

- Essai de traction statique dans la direction chaîne et dans la direction trame du tissu ;
- Essai de traction statique dans un stratifié $[\pm 45]_2$ qui permet de caractériser le comportement en cisaillement de la matrice ;
- Essai de traction en fatigue dans les stratifiés lisses $[0]_2$ et $[90]_2$ réalisé en déformation imposée à un niveau maximal de déformation $\epsilon_{MAX} = 3.10^{-3}$; cette valeur de déformation correspond également à la valeur maximale du cycle de fatigue pour les essais de propagation de coupure ;
- Essai de traction en fatigue dans les stratifiés lisses $[0]_2$ et $[90]_2$ réalisé en déformation imposée à un niveau maximal de déformation $\epsilon_{MAX} = 6.10^{-3}$; la

banque de données expérimentales étant jugée insuffisante, des hypothèses ont été posées à partir de résultats d'autres auteurs ;

A l'échelle du matériau, les dommages observés lors de ces essais consistent principalement en des fissures matricielles localisées au niveau des points de liaisons des mèches de fibres. Quel que soit le type d'essai, ces dommages ont été modélisés par la dégradation de la raideur des éléments de liaison chaîne-trame. Afin de sommer ces dommages, il a été choisi d'additionner les différentes souplesses. Ces dernières s'apparentent à un dommage qui est nul si le matériau est sain et qui vaut $+\infty$ si le matériau est totalement endommagé.

Cette gestion des dommages peut se rapprocher des travaux de [Payan02] et [Hochard06] où la sommation des dommages en statique et en fatigue est retenue pour modéliser la rupture en fatigue de stratifiés à base de plis unidirectionnels et de tissus de carbone / époxy respectivement dont les séquences de drapage sont $[0/90]_2$ et $[\pm 45]_{3s}$.

Afin de ne pas noyer les dommages faibles lors de la modélisation de la propagation, particulièrement celui dû aux sollicitations de fatigue à un niveau de déformation maximal de $\varepsilon_{MAX} = 3.10^{-3}$, il est nécessaire d'introduire un exposant n_0 . Cela permet de traduire l'influence du temps d'initiation de la coupure en pointe d'entaille sur la vitesse de propagation dans les revêtements $[0]_2$ et $[90]_2$.

La loi de dégradation des éléments de liaison chaîne-trame peut alors être synthétisée dans l'expression suivante :

$$\delta = (\delta_1^{\frac{1}{n_0}} + \delta_2^{\frac{1}{n_0}} + \delta_3^{\frac{1}{n_0}} + \delta_4^{\frac{1}{n_0}})^{n_0} \quad (56)$$

avec n_0 : coefficient de pondération ;

δ_1 : souplesse identifiée sur les essais de traction statique dans les stratifiés lisses $[0]_2$ et $[90]_2$;

δ_2 : souplesse identifiée sur les essais de traction statique dans les stratifiés lisses $[\pm 45]_2$;

δ_3 : souplesse identifiée sur les essais de traction en fatigue à faible niveau de déformation dans les stratifiés lisses $[0]_2$ et $[90]_2$;

δ_4 : souplesse identifiée sur les essais de traction en fatigue à niveaux de déformation supérieurs au « knee-point » dans les stratifiés lisses $[0]_2$ et $[90]_2$;

A partir du nombre de cycles d'initiation identifié pour chaque éprouvette (Tableau 2-3) et des résultats du modèle, la valeur du coefficient de pondération a été fixée à $n_0 = 8$. La valeur de cet exposant est importante du fait que le dommage du matériau en fatigue à de faibles niveaux de déformation ne modifie que peu la souplesse résultante δ des éléments ressorts. L'influence de la souplesse δ_3 sur la souplesse résultante δ est alors

amplifiée. A titre d'exemple, l'influence de la valeur du coefficient n_0 est illustrée par la comparaison des vitesses de propagation prédites et expérimentales en Figure 3-23 dans les revêtements $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes des éprouvettes de largeur 30mm. Les résultats pour l'éprouvette la plus rapide et la plus lente sont représentés. Les deux valeurs de coefficients n_0 retenues pour les simulations présentées sont $n_0 = 5$ et $n_0 = 8$. Il est possible de constater que les vitesses de propagation simulées avec un coefficient $n_0 = 5$ ne rendent pas correctement compte de l'influence du nombre de cycles d'initiation N_{init} . Les formes et ordre de grandeur des courbes simulées avec une valeur de $n_0 = 8$ sont beaucoup plus proches de la réalité.

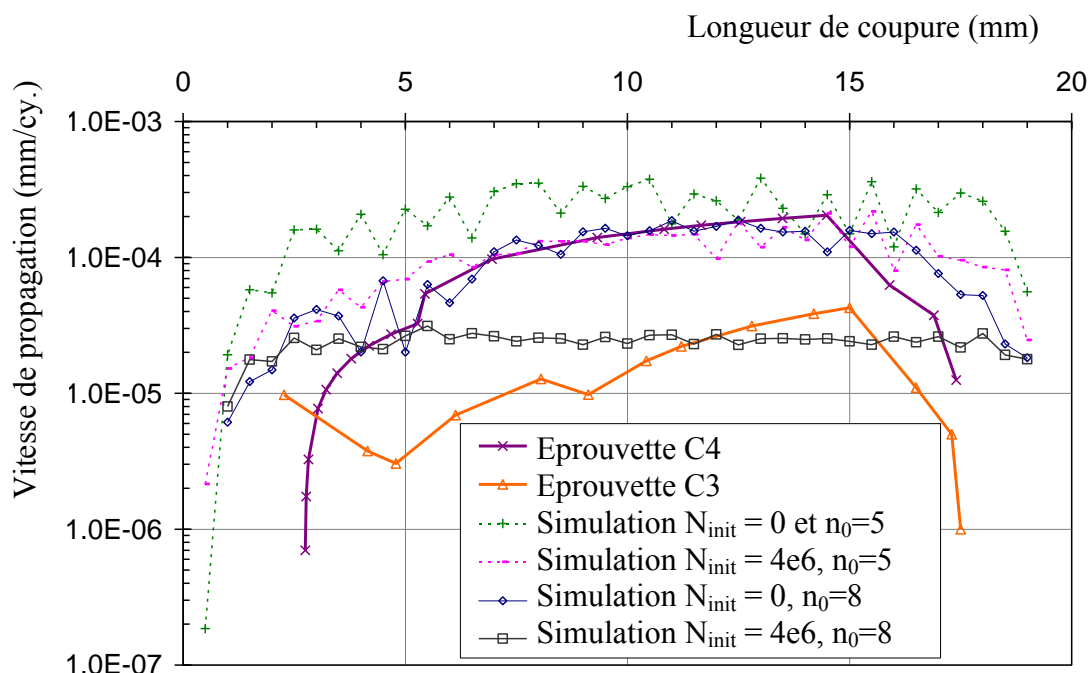


Figure 3-23 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements chaîne $[0]_2$

En première approximation, un seul coefficient n_0 est introduit mais d'autres études seraient nécessaires pour préciser ce cumul de dommages. La raideur des ressorts est finalement calculée conformément à l'équation (52).

A titre d'exemple, pour des essais de propagation dans les revêtements $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes, les évolutions des raideurs identifiées sur les différents cas synthétisés en relation (56) ainsi que celle de la raideur résultante sont tracées en Figure 3-24. La raideur k_1 correspond à celle identifiée sur les essais des stratifiés $[0]_2$ en traction statique ; la raideur k_3 a été déterminée sur les essais de fatigue $[0]_2$ à un niveau de déformation maximum de $\varepsilon = 3.10^{-3}$ et pour un nombre de cycles d'initiation de $N = 4.10^6$ cycles, alors que la raideur k_4 représente les dégradations supposées dans le cas d'essais de fatigue $[0]_2$ à des niveaux de déformation maximaux supérieurs ou égaux au « knee-point ». La raideur k_2 a été identifiée sur les essais des stratifiés $[\pm 45]_2$ en traction statique et, étant uniquement fonction de la distorsion γ_{lt} des quadrangles,

n'apparaît pas dans ce graphique. Jusqu'à une déformation fibres de $\varepsilon = 8.10^{-3}$, la raideur des éléments ressorts se dégrade principalement à cause de la fatigue à bas niveau de déformation. L'influence de la valeur importante de l'exposant n_0 de la relation (56) est notable. Puis, à partir de $\varepsilon = 8.10^{-3}$, la dégradation de la raideur est brutale ; cette valeur correspond à la déformation de « knee-point » dans la direction chaîne et a donc été choisie comme seuil de début de dégradation pour la raideur k_1 . La très faible valeur de la raideur résultante obtenue annihile, par conséquent, tout transfert d'efforts : la résine est supposée entièrement dégradée.

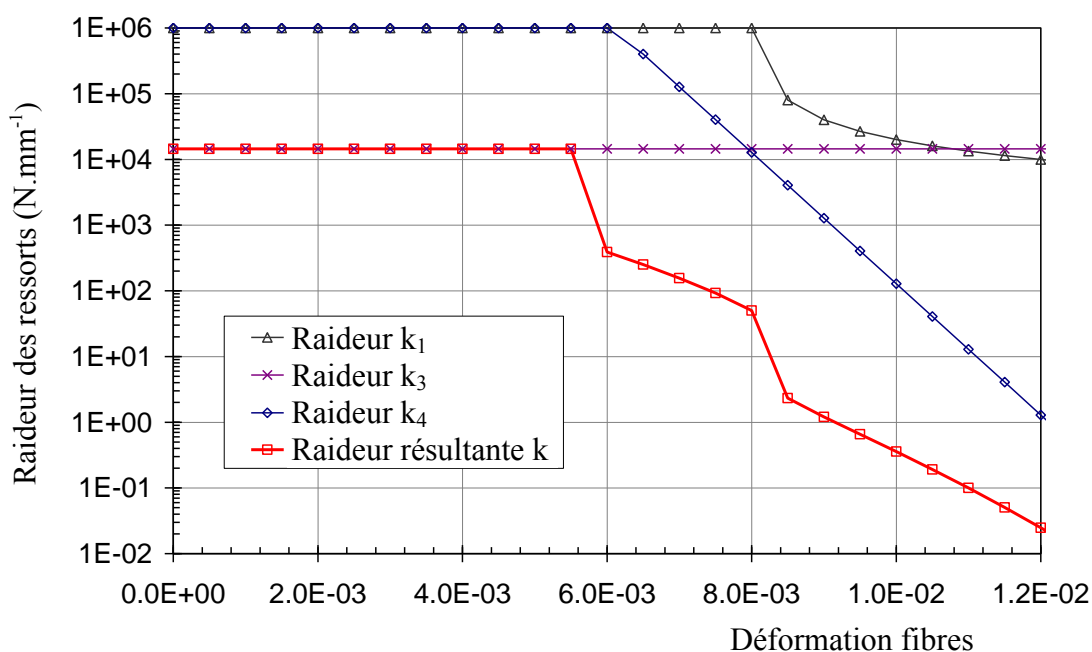


Figure 3-24 : Illustration de l'influence des différents termes de la loi unifiée de dégradation de la raideur des ressorts

La dégradation des éléments de liaison chaîne-trame permet de prendre en compte l'évolution du comportement en fatigue de la matrice du matériau étudié. Ces modifications de comportement ont une influence sur la propagation de coupure. La matrice assurant le transfert d'efforts entre fibres et entre mèches, l'évolution de son comportement modifie plus ou moins significativement l'état de déformation en pointe de coupure. Or, le verre étant un matériau fragile dont la résistance à rupture diminue avec le nombre de cycles de fatigue, les mèches de fibres présentent une durée de vie définie par le niveau de déformation qu'elles subissent. A partir d'une loi de rupture en fatigue des renforts du tissu, il sera possible de décrire la propagation de coupure.

3.2.7 Loi de rupture en fatigue des mèches de fibres de tissus de verre

La tenue en fatigue de stratifiés $[0/90]_n$ lisses à base de tissus de verre a déjà été largement étudiée (§1.2.1.1). La plupart de ces résultats ont été réalisés en traction à contrainte imposée. Même si les résines étaient différentes, l'évolution de la tenue en fatigue de ces stratifiés en fonction du nombre de cycles est très similaire d'un auteur à l'autre (Figure 3-25). Cette constatation s'avère d'autant plus exacte lorsque le nombre de cycles subis par l'éprouvette est au moins égal à 10^3 cycles. Ainsi, c'est le comportement en fatigue des fibres qui pilote la résistance en fatigue du tissu, car au bout d'un certain temps, la résine est endommagée et il ne reste plus que les renforts.

[Sims00] recommande d'approximer la résistance en fatigue des stratifiés à base de tissus de verre dont les fibres sont orientées dans l'axe de la sollicitation de traction par une relation de type Wöhler telle que :

$$\frac{\sigma_{MAX}}{\sigma_{UTS}} = 1 - k \cdot \log(N) \quad (57)$$

- avec σ_{MAX} : contrainte maximale du cycle de fatigue ;
 σ_{UTS} : contrainte de rupture en traction en statique ;
 k : coefficient matériau ;
 N : nombre de cycles de rupture.

Toutefois, les résultats expérimentaux semblent suggérer qu'une relation de type Basquin (équation (58)) soit plus adaptée car le rapport $\frac{\sigma_{MAX}}{\sigma_{UTS}}$ ne semble pas linéaire en $\log(N)$. Ce type de relation a été adopté par [Degallaix02] et [Sedrakian02] afin de décrire la résistance en fatigue de structures composites verre/epoxy industrielles.

La résistance en fatigue des tissus de verre/epoxy $[0/90]_n$ sollicités en traction peut alors être décrite à l'aide de la relation de Basquin modifiée dont le domaine de validité est compris entre 10^3 et 10^6 cycles de rupture :

$$\sigma_{MAX} = \frac{A_6}{N^\gamma} \quad (58)$$

- avec σ_{MAX} : contrainte sens fibres maximale du cycle de fatigue ;
 A_6 : contrainte de rupture en traction sens fibres pour 10^6 cycles ;
 N : nombre de cycles à rupture en millions ;
 γ : coefficient matériau.

telle que : $\sigma_1 = E \cdot \varepsilon_1$ avec E, module d'élasticité sens fibres du stratifié. Cette supposition semble correcte sachant que pour la borne inférieure du domaine de validité correspondant à une durée de vie de $N = 10^3$ cycles, le rapport $\frac{\sigma_{MAX}}{\sigma_{UTS}}$ vaut 60% (Figure 3-25) et correspond dans la direction chaîne à une déformation sens fibres de $\varepsilon = 1,2 \cdot 10^{-2}$. Or, à ce niveau de déformation l'endommagement du matériau reste faible (fig 2-25).

La relation finalement retenue pour déterminer le nombre de cycles de fatigue nécessaires à la rupture d'une mèche de fibres du tissu étudié est :

$$\varepsilon_{MAX} = \frac{\varepsilon_6}{N^\gamma} \quad (59)$$

avec ε_{MAX} : déformation sens fibres maximale du cycle de fatigue ;
 ε_6 : déformation de rupture sens fibres en traction pour 10^6 cycles ;
 N : nombre de cycles de rupture en millions ;
 γ : coefficient matériau.

$$\left| \begin{array}{l} \gamma = 0.1 \\ \varepsilon_6 = 5143 \mu\text{def} \end{array} \right.$$

Le modèle ainsi construit permet de modéliser le comportement en fatigue des stratifiés à base de tissus de fibres de verre et va être utilisé pour décrire la propagation de coupure en fatigue. Le comportement en fatigue de la résine est pris en compte dans la dégradation des éléments de liaison chaîne-trame. La tenue en fatigue des fibres est décrite par la relation (59) qui lie la déformation sens fibres d'une mèche et le nombre de cycles nécessaires à sa rupture.

3.3 PREVISION DES ESSAIS DE PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE

3.3.1 Calcul de la vitesse de propagation de coupure

Avant de présenter les résultats du modèle en propagation de coupure, la méthode de détermination de la vitesse de propagation est détaillée. Elle s'appuie sur les hypothèses énoncées précédemment :

- une mèche de fibres ne peut se rompre que totalement ;
- la tenue en fatigue d'une mèche est fonction de la tenue en fatigue des fibres.

Une mèche de fibres est alors supposée se comporter uniquement en fonction de la déformation maximale qu'elle subit. Le modèle retient donc la valeur maximale de déformation sens fibres dans un élément quadrangle pour déterminer le nombre de cycles à rupture N de la mèche considérée à partir de la relation (59). Dès lors que tous les éléments surfaciques carrés ont leur dimension qui correspond à la largeur d'une mèche du tissu étudié, il est possible d'accéder à la valeur de la vitesse de propagation par :

$$\frac{da}{dN} = \frac{w}{N} \quad (60)$$

avec w : largeur d'une mèche de fibres du tissu étudié (ici $w = 0,5\text{mm}$) ;

N : nombre de cycles de rupture de la mèche, déterminé à l'aide de la relation (59);

Ce raisonnement est similaire à celui de [Mandell75]. La méthode est analogue dans le cas des stratifiés $[\pm 45]_2$ avec la seule particularité de raisonner en longueur projetée de coupure.

Ensuite, lors du calcul éléments finis, la coupure avance de manière artificielle à l'aide d'éléments ressorts, dont la raideur évolue binairement d'une valeur infinie à une valeur nulle, placés sur le chemin de coupure. Il est alors possible d'extraire la déformation maximale en front de coupure en fonction de la longueur de coupure. Enfin, à l'aide de la formule (60), l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure peut être tracée.

Dans la suite, la comparaison des résultats du modèle et expérimentaux est réalisée par l'intermédiaire de la courbe de vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure. Le modèle est testé dans un premier temps sur la propagation de coupure dans les revêtements $[0/90]_2$ puis dans les revêtements dont la séquence de drapage est $[\pm 45]_2$.

3.3.2 Simulation pour les stratifiés $[0/90]_2$

Le modèle éléments finis utilisé est décrit en Figure 3-8. Tout comme lors des essais, le modèle fait apparaître deux largeurs différentes d'éprouvettes :

- Une éprouvette de largeur 30 mm avec une bande d'UD carbone de 10 mm de largeur et une entaille initiale de longueur 3 mm. Ce type d'éprouvette a permis de mettre en évidence l'importance du temps d'initiation de coupure en pointe d'entaille sur le niveau de vitesse de propagation et les différences de comportement en propagation des directions trame et chaîne du tissu étudié.
- Une éprouvette de largeur 50 mm présentant une bande d'UD carbone de 10 mm de largeur et une entaille initiale de longueur 7 mm. Cette géométrie a permis d'initier la coupure rapidement.

3.3.2.1 Comparaison des vitesses de propagation simulées et expérimentales

A partir de la déformation sens fibres en front de coupure déterminée pour chaque longueur de coupure, il est possible de reconstruire la courbe de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure. Les essais de propagation en fatigue ont été réalisés sur deux largeurs d'éprouvettes présentant des rapports longueur d'entaille sur largeur de tissu différents. Pour les éprouvettes de largeur 30 mm, le temps d'initiation est un facteur influent la propagation alors qu'il ne l'est pas pour les éprouvettes de largeur 50 mm. Les résultats issus du modèle sont scindés selon les largeurs d'éprouvettes. Dans toute la suite, le terme « longueur de coupure » fait référence à la largeur de tissu sectionnée ; ce terme correspond donc à la longueur d'entaille additionnée de la valeur d'avancée de coupure.

a) Eprouvettes de largeur 30mm

Les résultats expérimentaux de propagation de coupure en fatigue dans les revêtements dont les plis sont orientés dans la direction de sollicitation ont révélé que la propagation dépend du type de mèches de tissu. Les résultats du modèle sont détaillés dans un premier temps dans les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes $[0]_2$ puis dans les revêtements à mèches de trame travaillantes $[90]_2$.

L'influence du temps d'initiation de la coupure sur la vitesse de propagation est prise en compte dans la modélisation adoptée au travers de la variation de souplesse des éléments ressorts δ_3 et du coefficient de pondération n_0 . Etant donné que, lors des essais, le nombre de cycles d'initiation varie entre $N = 2 \cdot 10^5$ cycles et $N = 3,8 \cdot 10^6$ cycles (Tableau 2-3), deux valeurs extrêmes de nombre de cycles d'initiation sont retenues en modélisation. La première valeur correspond à une initiation immédiate : le nombre de cycles d'initiation est alors $N_{init} = 0$. Théoriquement, cela correspond à la propagation la plus rapide observable. La seconde valeur correspond à l'initiation la plus longue observée en essais telle que $N_{init} = 4 \cdot 10^6$ cycles. Ces valeurs sont injectées dans la relation (54). Les résultats du modèle sont présentés pour ces deux valeurs.

Avant de détailler les résultats en front de coupure, il est possible de remarquer que les simulations rendent correctement compte de la raideur globale de l'éprouvette. L'effort de traction vaut $F_0 = 3200\text{N}$ dans le cas d'une initiation immédiate alors que cet effort vaut $F_{4e6} = 3100\text{N}$ dans le cas d'une initiation longue $N_{init} = 4 \cdot 10^6$ cycles pour la même longueur d'entaille. Ces valeurs d'effort de traction peuvent être analysées à la lumière du raisonnement simple suivant. A partir de la loi des mélanges, il est possible de calculer le module apparent de l'éprouvette :

$$S.E_x = S_{ud}.E_{ud} + S_{tissu}.E_{tissu} \quad (61)$$

- avec
- S : section totale de l'éprouvette ;
 - E_x : module équivalent de l'éprouvette dans la direction de traction x ;
 - S_{ud} : section d'UD carbone ;
 - E_{ud} : module d'élasticité de l'UD carbone ;
 - S_{tissu} : section du stratifié à base de plis de tissu verre / epoxy ;
 - E_{tissu} : module d'élasticité du stratifié à base de tissu verre / epoxy ;

La variation de module en fatigue dans la direction chaîne des éprouvettes de tissu lisses s'établit à $\frac{E_{chaîne}(N)}{E_{chaîne}(0)} = 93\%$ au bout de $N = 4.10^6$ cycles (Figure 3-20). En intégrant cette donnée à la relation (61), le rapport des modules apparents des éprouvettes de propagation avec des temps d'initiation différents est en accord avec le rapport des efforts de traction issus du modèle : $\frac{E_x(N = 4e6)}{E_x(0)} \approx \frac{F_{4e6}}{F_0} \approx 97\%$

Du fait des intervalles de tolérance sur les dimensions de l'éprouvette (Figure 2-29), en particulier pour la largeur de la bande d'UD carbone, et des variations de module des matériaux composites utilisés, les valeurs expérimentales des efforts de traction présentent des variations de l'ordre de $\pm 200N$ avec les prévisions du modèle.

Plus localement, l'évolution de la déformation sens fibres en front de coupure est tracée en fonction de la longueur de coupure (Figure 2-58). Les courbes correspondent aux deux simulations intégrant les cycles d'initiation retenus. Qualitativement, la déformation des fibres selon la direction de sollicitation évolue rapidement pour les faibles longueurs de coupure et tend à se stabiliser ensuite. L'influence de la bande d'UD carbone apparaît lorsque la longueur de coupure est égale à 17mm et se caractérise par une diminution de la déformation sens fibres. La déformation de la fibre en pointe de coupure est plus faible dans le cas de la simulation intégrant un temps d'initiation. L'évolution de la déformation sens fibres est d'autre part, plus irrégulière dans le cas de la simulation correspondant à un nombre de cycles d'initiation nul, la raideur des ressorts dans la zone courante étant égale à la valeur théorique infinie. Vraisemblablement, ces soubresauts sont dus au maillage adopté qui est trop grossier par rapport à la zone de dommages en avant du front de coupure. A terme, il faudrait réfléchir à un maillage plus fin. L'assouplissement de la raideur des ressorts semble aplanir ces irrégularités. La déformation sens fibres maximale se situe entre 10 et 16 mm de longueur de coupure dans les deux cas.

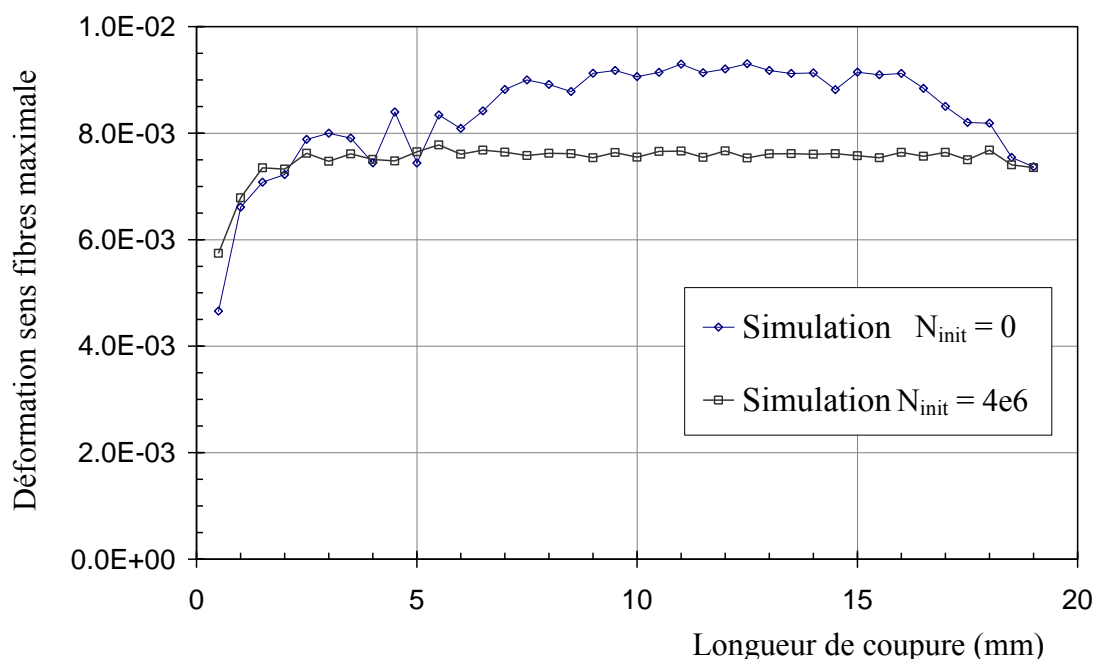


Figure 3-26 : Evolution simulée de la déformation sens fibres en pointe de coupure en fonction de la longueur de coupure dans les revêtements chaîne [0]₂

A partir de la variation de la déformation des fibres dans la direction de traction, il est aisé de décrire l'évolution de la longueur de coupure en fonction du nombre de cycles (Figure 3-27). Il suffit d'additionner les valeurs de cycles à rupture de chacune des mèches données par l'expression (60). Les éprouvettes présentant les propagations la plus rapide et la plus lente sont reproduites à titre de comparaison. L'éprouvette répertoriée C4 a propagé la plus rapidement et le nombre de cycles d'initiation de celle-ci est égal à $N = 2.10^5$ cycles. Cette valeur est déterminée par l'identification du nombre de cycles correspondant à la diminution caractéristique de la vitesse en début de propagation. L'éprouvette répertoriée C3 a propagé la plus lentement et le nombre de cycles d'initiation de celle-ci est égal à $N = 3,8.10^6$ cycles. Les évolutions simulées et réelles sont similaires. L'absence de modélisation de la phase d'initiation ne permet pas une description suffisamment proche de la réalité.

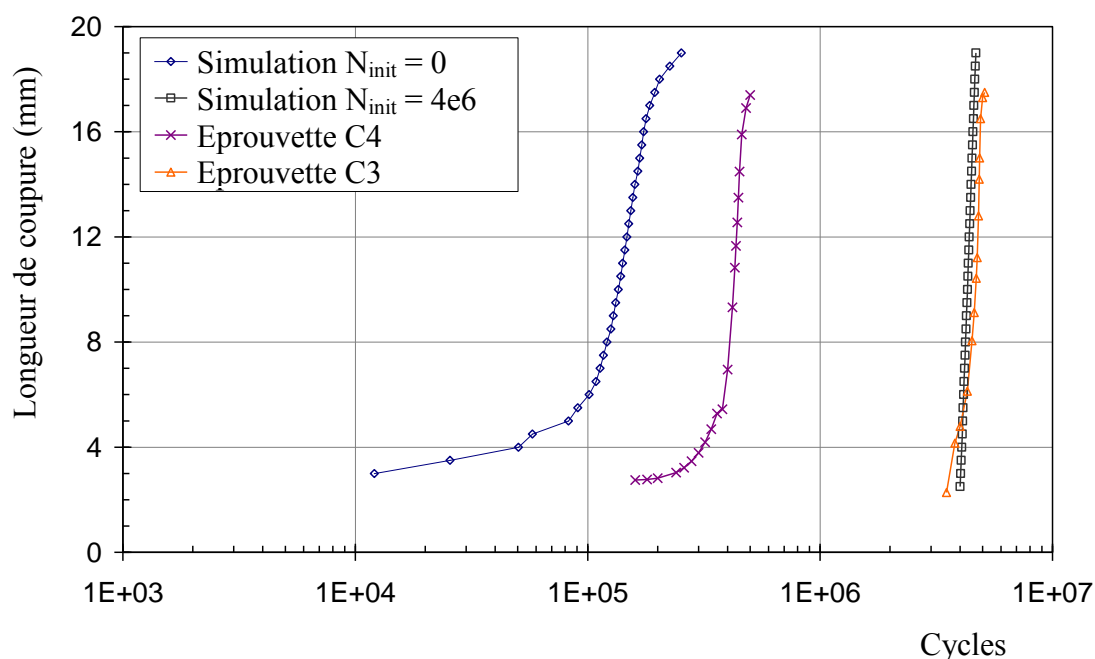


Figure 3-27 : Evolution simulée de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements chaîne [0]₂

La justesse de la modélisation peut être plus facilement évaluée en traçant l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure (Figure 3-28). Les courbes réelles et simulées sont représentées pour les éprouvettes dont la durée d'initiation est nulle et de $4 \cdot 10^6$ cycles respectivement. Il est constaté que le modèle ne rend que peu la phase d'accélération de la vitesse de propagation pour des longueurs de coupure inférieures à 5mm, particulièrement dans la simulation intégrant un temps d'initiation. Il est à noter que l'éprouvette C4 ne présente pas la diminution de vitesse de propagation caractéristique en début de propagation. Globalement, les courbes prédites ont une allure similaire aux courbes expérimentales. Toutefois, il est notable que l'influence du temps d'initiation sur le niveau de vitesse de propagation est correctement rendue. Les niveaux de vitesse de propagation atteints dans les simulations sont en bonne adéquation avec les résultats expérimentaux.

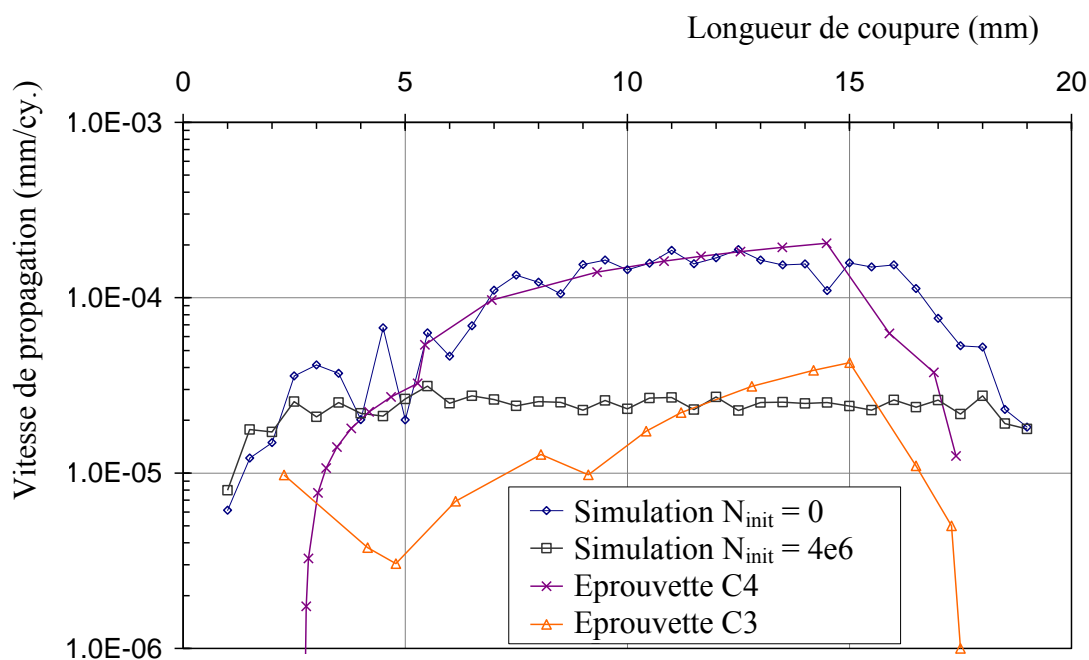


Figure 3-28 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements chaîne $[0]_2$

La synthèse de quelques valeurs caractéristiques de propagation (Tableau 3-3) montre que le niveau de vitesse de propagation dans le cas d'éprouvettes présentant un temps d'initiation de coupure plus ou moins long est conforme mais que la position de la vitesse de propagation n'est pas correctement prédite dans la simulation intégrant un nombre de cycles d'initiation important. La déformation en front de coupure y est constante quelle que soit la longueur de coupure comprise entre 5 et 15 mm. Il est néanmoins utile de remarquer qu'en l'absence de cycles d'initiation, la position de la vitesse de propagation maximale simulée est du même ordre de grandeur que celle observée expérimentalement. Quantitativement, le modèle n'est pas suffisamment précis ; il est nécessaire de l'enrichir et de prendre en compte d'autres phénomènes tel que l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation maximale de fatigue, phénomènes qui pourraient se traduire par une zone endommagée plus importante en avant du front de coupure.

Tableau 3-3 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés à mèches de chaîne travaillantes $[0]_2$

	Cycles d'initiation	Vitesse de propagation maximale (mm/cy)	Longueur de coupure correspondante (mm)
Eprouvette C4	2.10^5	2.10^{-4}	14,5
Modèle	0	$1,9.10^{-4}$	12,5
Eprouvette C3	$3,8.10^6$	$4,2.10^{-5}$	15,0
Modèle	4.10^6	$3,2.10^{-5}$	5 à 15

La propagation de coupure en fatigue dans les revêtements à deux plis de tissu $[90]_2$ dont les mèches de trame sont sollicitées est également modélisée. A partir des cycles d'initiation de coupure observés, trois valeurs de temps d'initiation sont retenus en modélisation :

- une valeur correspondant à une propagation immédiate : $N_{init} = 0$;
- une valeur intermédiaire comparable aux résultats en chaîne : $N_{init} = 4.10^6$ cy. ;
- une valeur maximale observée en essai : $N_{init} = 12.10^6$ cy.

La comparaison des vitesses de propagation simulées et réelles met en évidence les mêmes faiblesses du modèle que celles énoncées précédemment (Figure 3-29). Les niveaux de vitesse de propagation prévus par le modèle sont corrects par rapport à ceux relevés expérimentalement quel que soit le nombre de cycles d'initiation. La différence entre les vitesses de propagation prévues pour des cycles d'initiation de $N = 4.10^6$ cy. et $N = 12.10^6$ cy. est très faible. Cette constatation est à juxtaposer à la courbe de diminution du module d'élasticité en fatigue dans la direction trame (Figure 3-20) qui a servi à identifier les coefficients de la relation (54). Le module d'élasticité dans la direction trame atteint sa valeur asymptotique un peu après 4.10^6 cycles. L'influence de la durée de la phase d'initiation au-delà de 4.10^6 cycles sur la vitesse de propagation devient minime. Enfin, la phase d'accélération de la vitesse de propagation n'apparaît pas dans les simulations.

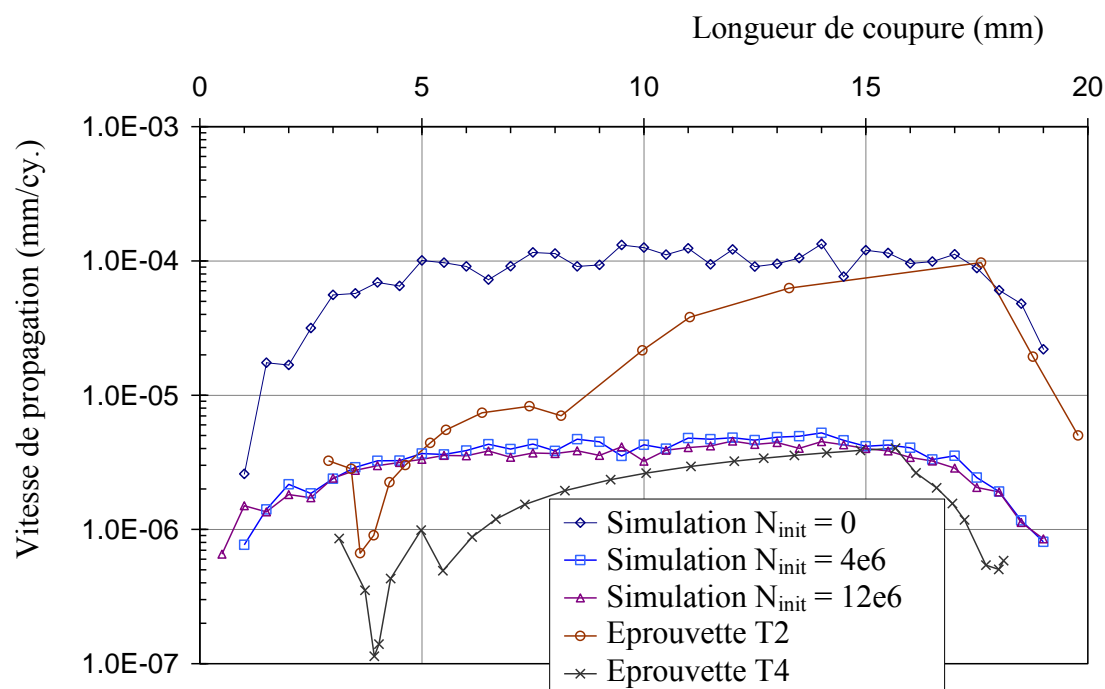


Figure 3-29 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements trame $[90]_2$

L'évaluation de la vitesse de propagation maximale de coupure est malgré tout du même ordre de grandeur que la vitesse de propagation maximale observée.

A l'inverse des prévisions du modèle dans la direction chaîne du tissu, il est manifeste que le modèle dans la direction trame pronostique une valeur cohérente de la longueur de coupure associée à la vitesse de propagation maximale (Tableau 3-4), même si la vitesse de propagation est relativement constante sur une large plage de longueur de coupure.

Tableau 3-4 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés à mâches de trame travaillantes $[90]_2$

	Cycles d'initiation	Vitesse de propagation maximale (mm/cy)	Longueur de coupure correspondante (mm)
Epreuve T2	6.10^5	$9,7.10^{-5}$	17,2
Modèle	0	$1,3.10^{-4}$	14
Epreuve T4	12.10^6	4.10^{-6}	15,5
Modèle	12.10^6	$4,5.10^{-6}$	14

Il est intéressant de souligner que les résultats de la modélisation tendent à être en accord avec les données expérimentales : pour des temps d'initiation faibles de la coupure, le modèle prédit que ce sont les stratifiés $[0]_2$ à mâches de chaîne travaillantes qui présentent une vitesse de propagation supérieure aux stratifiés $[90]_2$ à mâches de

trame sollicitées (Figure 3-30). D'autre part, les vitesses de propagation calculées dans les stratifiés $[90]_2$ qui propagent théoriquement immédiatement, sont plus importantes que les vitesses calculées dans les stratifiés $[0]_2$ qui ont propagé tardivement. Ensuite, les vitesses de propagation les plus faibles sont atteintes dans les stratifiés $[90]_2$ qui présentent une durée d'initiation importante. Les prédictions de niveaux de vitesse de propagation lorsque la coupure est suffisamment longue sont correctes quelle que soit la durée d'initiation. Les vitesses simulées sont surévaluées par rapport aux résultats expérimentaux. En cela, le modèle reste conservatif. Enfin, les résultats du modèle tendent à souligner que, dès lors que le temps d'initiation de la coupure en fond d'entaille est faible, les différences observées entre les directions chaîne et trame du tissu sont gommées.

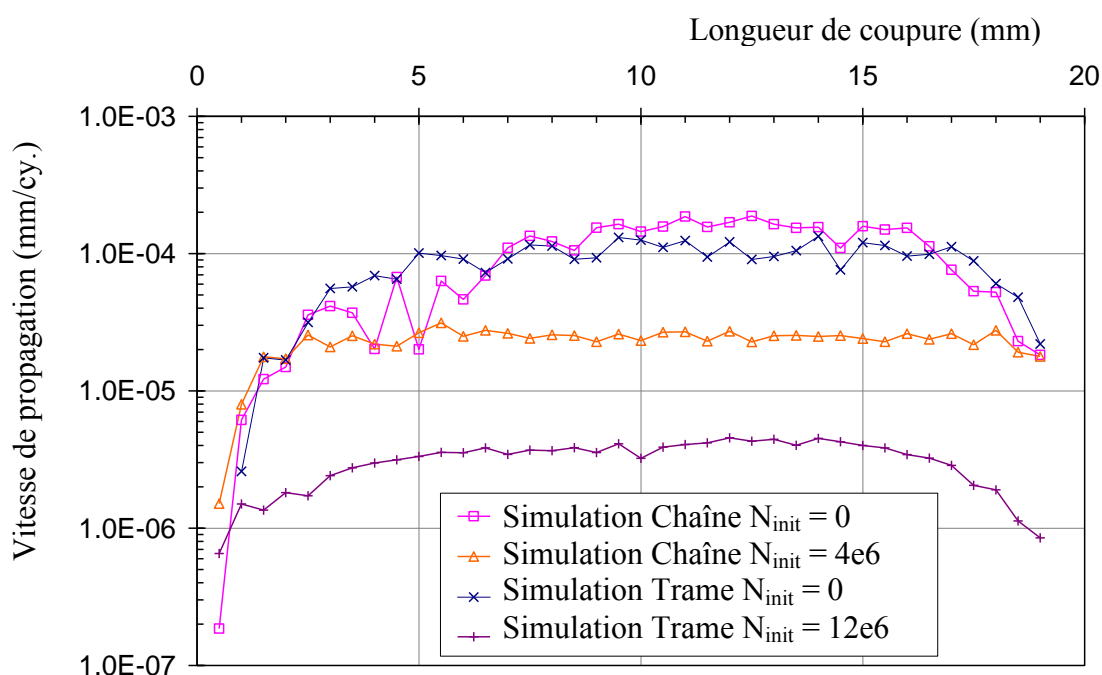


Figure 3-30 : Synthèse des vitesses de propagation simulées en fonction de la longueur de coupure en fatigue dans les revêtements $[0]_2$ et $[90]_2$

b) Eprouvettes de largeur 50mm

Les différences de propagation entre les directions chaîne et trame du tissu étudié sont largement gommées dès lors que la durée d'initiation est faible. C'est ce qui ressort des essais de propagation dans les éprouvettes de largeur 50mm ; le rapport de longueur d'entaille sur largeur d'éprouvette est suffisamment important pour limiter l'initiation de la coupure en pointe d'entaille à quelques dizaines de milliers de cycles. Ainsi, la durée d'initiation n'ayant pas d'influence sur le niveau de vitesse de propagation, ce facteur n'est pas pris en compte dans la modélisation de la propagation dans les éprouvettes de largeur 50mm.

Le comportement global de l'éprouvette est correctement apprécié par le modèle. En effet, l'évolution de l'effort de traction en fonction de la longueur de coupure donnée par le modèle est en accord avec les mesures d'essais (Figure 3-31).

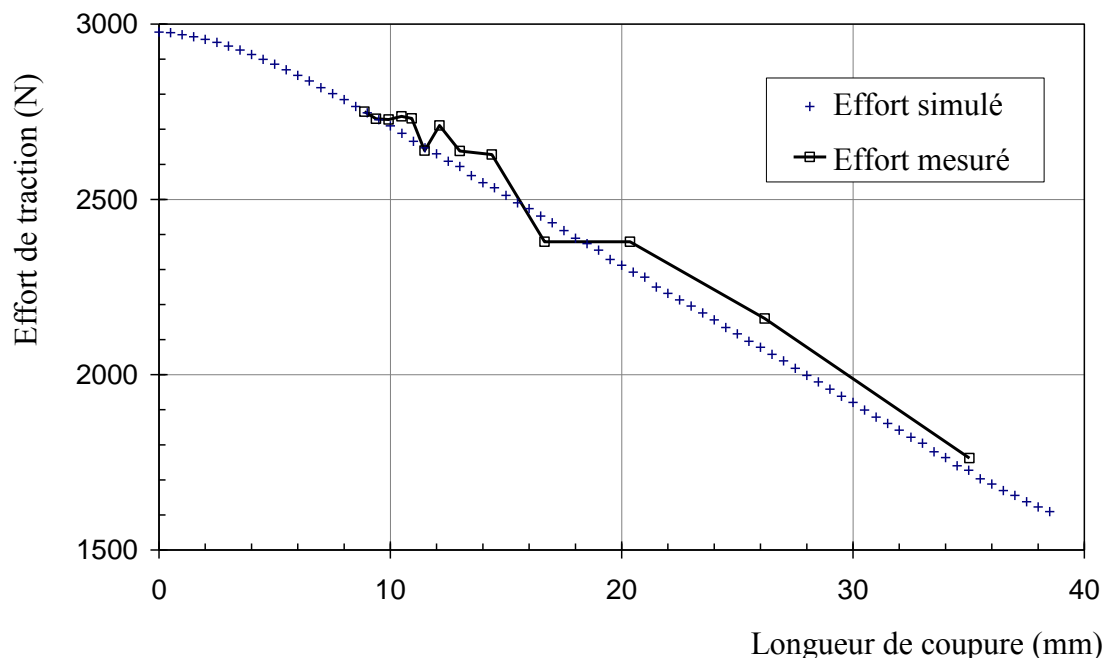


Figure 3-31 : Comparaison de l'évolution simulée et mesurée de l'effort de traction en fonction de la longueur de coupure pour le revêtement $[0]_2$

A une échelle plus locale, les prévisions du modèle en termes de vitesse de propagation sont comparées aux données expérimentales (Figure 3-32). Les courbes expérimentales intégrant la longueur d'entaille, la diminution caractéristique de la vitesse de propagation intervient pour une longueur de 8,5 mm environ. Ce phénomène n'est pas décrit par le modèle. La propagation s'accélère et semble atteindre une valeur seuil de vitesse.

Les simulations pour les revêtements chaîne $[0]_2$ et trame $[90]_2$ sont très semblables qualitativement et quantitativement. La vitesse de propagation simulée dans les stratifiés $[0]_2$ présente des évolutions sporadiques ; les résultats du modèle sont beaucoup plus nivelés dans le cas des stratifiés $[90]_2$. Cette constatation puise vraisemblablement son origine dans les seuils retenus pour l'évolution des souplesses δ_1 et δ_4 des éléments ressorts : δ_1 correspond à la souplesse identifiée sur les essais de traction statique dans les stratifiés lisses $[0]_2$ et $[90]_2$ alors que δ_4 correspond à la souplesse supposée sur les essais de traction en fatigue à niveaux de déformation supérieurs au « knee-point » dans les stratifiés lisses $[0]_2$ et $[90]_2$. Dans le cas des stratifiés $[90]_2$ à mèches de trame orientées selon la direction de sollicitation, les seuils de début d'évolution des souplesses δ_1 et δ_4 sont identiques. Cela contribue vraisemblablement à une meilleure stabilité du modèle. Toutefois, l'influence de la finesse du maillage sur les résultats devra être appréciée lors de développements ultérieurs. Les simulations tendent donc à rendre correctement l'absence de différence en propagation entre les directions trame et

chaîne du tissu. L'influence de la bande d'UD carbone sur la vitesse de propagation intervient pour une longueur de coupure simulée de 35mm. Globalement, le modèle prédit une déformation sens fibres et donc une vitesse de propagation, relativement constante quelle que soit la longueur de coupure.

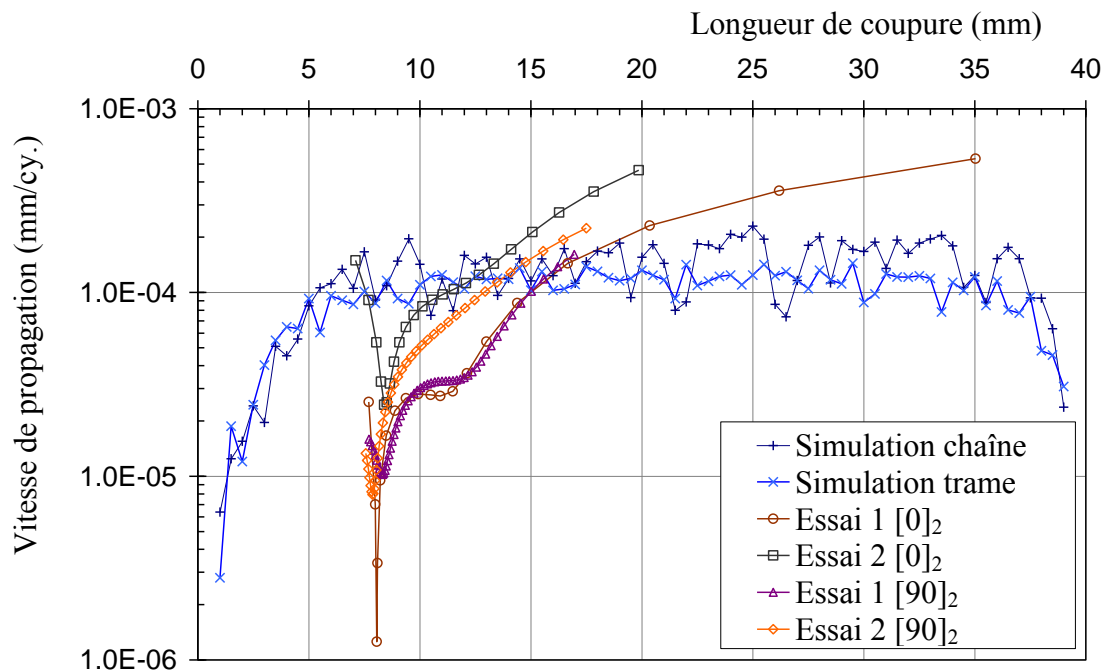


Figure 3-32 : Comparaison des vitesses de propagation simulées et mesurées en fonction de la longueur de coupure dans les revêtements $[0]_2$ et $[90]_2$ de largeur 50mm

Afin de réaliser des analyses par contrôle non-destructif en front de coupure, certains essais n'ont pas été menés à leur terme. La comparaison des résultats expérimentaux et du modèle est alors résumée pour une longueur de coupure de l'ordre de 17 mm (Tableau 3-5). Les différences de vitesse de propagation simulées entre les stratifiés chaîne $[0]_2$ et trame $[90]_2$ sont très faibles. Les prévisions du modèle sont en bon accord avec les vitesses de propagation mesurées. Le facteur maximal entre les vitesses de propagation expérimentales la plus petite et la plus grande est de l'ordre de 2. Des valeurs expérimentales dépassent la prévision du modèle dans le cas des deux stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$. Le modèle n'est alors plus conservatif. Il est judicieux de remarquer que le modèle ne décrit pas l'augmentation régulière de la vitesse de propagation lorsque la coupure est suffisamment grande. Une explication peut être avancée : les mèches de fibres en avant du front de coupure ont une partie de leur durée de vie qui est déjà consommée. La précision du modèle pourrait être améliorée en intégrant le calcul de la durée de vie des mèches au fur et à mesure que la coupure avance en utilisant une loi de type Miner.

Tableau 3-5 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$ de largeur 50mm

	Vitesse de propagation (mm/cy)	Longueur de coupure correspondante (mm)
Eprouvette 1 $[0]_2$	$1,8 \cdot 10^{-4}$	17,0
Eprouvette 2 $[0]_2$	$3,5 \cdot 10^{-4}$	17,8
Modèle Chaîne	$1,7 \cdot 10^{-4}$	17,5
Eprouvette 1 $[90]_2$	$1,6 \cdot 10^{-4}$	17,0
Eprouvette 2 $[90]_2$	$2,2 \cdot 10^{-4}$	17,5
Modèle Trame	$1,3 \cdot 10^{-4}$	17,5

Il ressort de l'examen des résultats du modèle dans les revêtements $[0]_2$ et $[90]_2$ par rapport aux valeurs expérimentales de vitesses de propagation que l'influence de la durée d'initiation sur la propagation est relativement bien décrite par le modèle, même si l'adoption d'un seul coefficient n_0 est discutable. Les valeurs de vitesse de propagation prédites sont en relative bonne adéquation avec celles mesurées. Toutefois, l'accélération de la vitesse de propagation observée dans les deux géométries d'éprouvettes n'est pas reproduite par le modèle. L'analyse des déformations simulées en front de coupure permettrait d'entrevoir des voies d'amélioration de la modélisation choisie.

3.3.2.2 Analyse des déformations simulées

La justesse de la modélisation a été principalement évaluée à partir de la comparaison des vitesses de propagation prédites et mesurées en fonction de la longueur de coupure. Elle peut également être examinée au travers de l'analyse des champs de déformations prédits en front de coupure comparativement aux observations expérimentales. A ce stade, il est approprié de mettre l'accent sur le fait que la modélisation adoptée est autant utile à la compréhension des phénomènes que quantitative.

Les résultats présentés dans cette section sont issus de la modélisation des éprouvettes de largeur 30mm dont le revêtement tissé $[0]_2$ est à mèches de chaîne travaillantes et dont la durée d'initiation est nulle. La longueur de coupure est prise égale à 10 mm. Ce choix se justifie étant donné que les résultats pour les autres types d'éprouvettes sont très similaires. Seuls les niveaux de déformation sont différents, ceux-ci ayant par ailleurs été analysés par l'intermédiaire des courbes de vitesses de propagation. De plus, à partir d'une certaine longueur de coupure, il a été mis en évidence que la déformation des fibres orientées dans l'axe de sollicitation est relativement constante.

La prévision du champ de déformation en pointe de coupure des fibres orientées dans l'axe de traction est globalement satisfaisante (Figure 3-33). La modélisation adoptée utilisant deux maillages initialement superposés, seul le maillage correspondant aux mèches de fibres orientées dans la direction de sollicitation est représenté. Pareillement, afin de faciliter l'analyse, les déplacements sont amplifiés d'un facteur 10. Les degrés de liberté des éléments surfaciques bloqués selon y sont situés sur le plan de symétrie de

l'éprouvette (Figure 3-8). Il est utile de rappeler que la dimension des mailles carrées est égale à la largeur des mèches de fibres du tissu étudié, soit 0,5mm. La déformation longitudinale maximale ε_y dans la mèche en avant du front de coupure est égale à $\varepsilon_y = 9,3.10^{-3}$. Dans cette même mèche, la déformation est relativement constante sur une hauteur d'environ 1,5 mm. Cette donnée est à rapprocher des clichés expérimentaux (Figure 2-49) qui ont souligné que le trajet de coupure gravite autour des zones d'ondulation du tissu les plus proches de la pointe de coupure et donc que la rupture des mèches se localise dans ces zones de faiblesse. Il est également utile de noter que la mèche en avant de la coupure est désolidarisée des mèches attenantes, la raideur des éléments ressorts assurant la liaison étant très faible. Ce scénario semble s'accorder avec les observations expérimentales en pointe de coupure (Figure 3-22) où des blanchiments de résine à l'interstice de mèches contigües ont pu être mis en évidence.

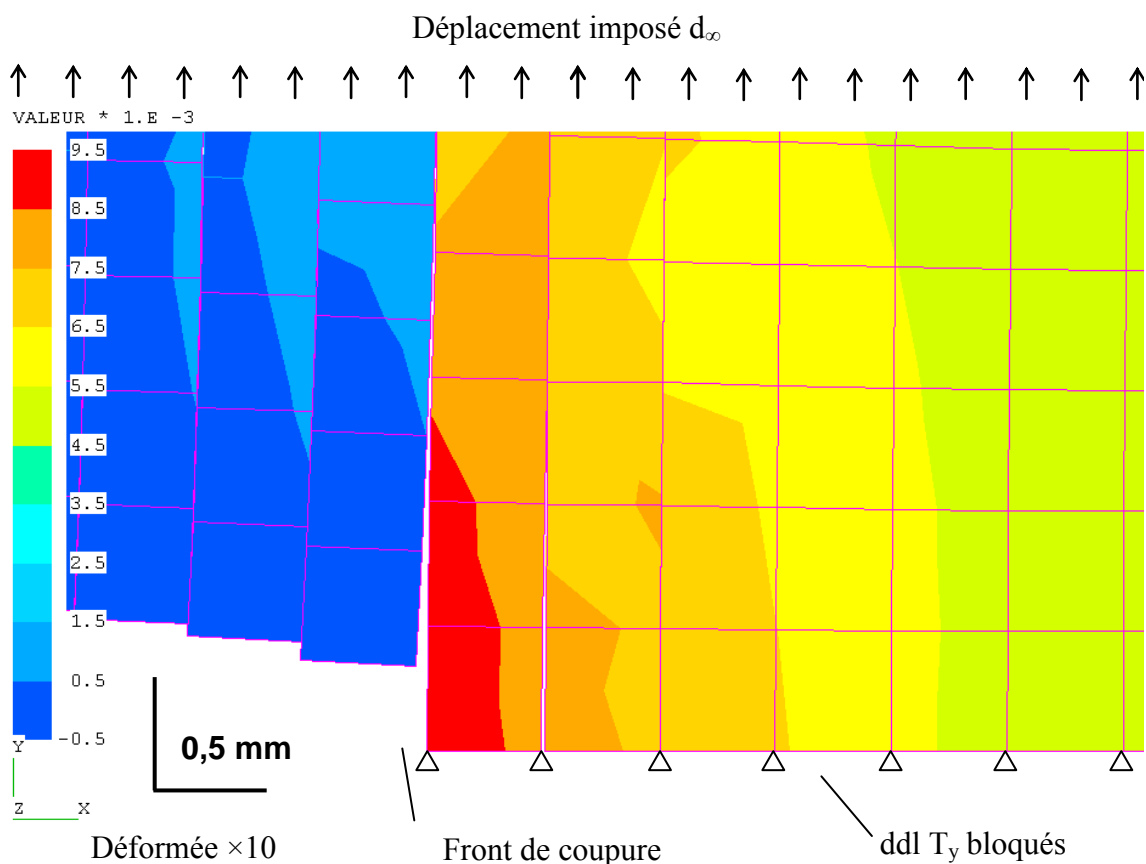


Figure 3-33 : Analyse des déformations ε_y en front de coupure dans les éléments dont la direction fibres correspond à la direction de sollicitation

L'examen de la déformation longitudinale des mèches placées devant la mèche en front de coupure pourrait expliquer l'augmentation mesurée de la vitesse de propagation, accélération que ne rend pas le modèle (Figure 3-32). La déformation de la mèche en front de coupure est proche de $\varepsilon_y = 9,3.10^{-3}$, alors que la déformation des mèches suivantes est de $\varepsilon_y = 8.10^{-3}$ et $\varepsilon_y = 7.10^{-3}$ respectivement. A partir de la loi (59) de fatigue des fibres, il est possible de déterminer le potentiel de durée de vie restant de ces

mèches. En prenant comme référence de durée (Tableau 3-6), le nombre de cycles à rupture de la mèche en front de coupure, il est aisé de remarquer que plus de 20% du potentiel de durée de vie de la mèche suivante est consommé, alors que ce potentiel ne diminue que de 6% pour la mèche située 1 mm en avant du front de coupure. Il serait dès lors utile de prendre en compte la rupture des mèches en fatigue au travers d'une loi cumulative.

Tableau 3-6 Evaluation du potentiel de durée de vie restant pour les mèches de fibres en avant du front de coupure dans le stratifié [0]₂

Déformation fibres $\varepsilon_{\text{fibres}}$	Nombre de cycles de rupture correspondant	Potentiel de durée de vie consommé
12.10^{-3}	$2,09.10^2$	-
11.10^{-3}	$4,99.10^2$	-
10.10^{-3}	$1,29.10^3$	-
$9,3.10^{-3}$	$2,68.10^3$	100%
8.10^{-3}	$1,21.10^4$	22%
7.10^{-3}	$4,58.10^4$	6%
6.10^{-3}	$2,14.10^5$	1%
5.10^{-3}	$1,33.10^6$	0%

Le champ de déformations ε_y dans la direction de la sollicitation des mèches orientées transversalement est reproduit en Figure 3-34. Cette déformation caractérise donc l'endommagement de la résine. Grâce à l'amplification des déplacements, il est important de remarquer que les éléments ressorts découplent fortement les deux maillages sur une hauteur de l'ordre de 12 mailles soit 6 mm. La mèche de fibres en pointe de coupure et orientée dans l'axe de la sollicitation est reproduite en pointillés. Il est alors notable que le dommage matriciel modélisé par la dégradation de la raideur des éléments ressorts devance le front de coupure sur une distance voisine de 1 à 1,5 mm. La comparaison de la zone de dégradation matricielle observée expérimentalement par rapport à la zone et aux niveaux de dégradation des éléments ressorts est menée plus exhaustivement au paragraphe 3.3.2.4. D'ors et déjà, il est possible d'esquisser la forme de ce dommage en pointe de coupure. Sachant que la dégradation des éléments ressorts débute pour une déformation longitudinale seuil égale à $\varepsilon_y = 6.10^{-3}$ (équations (51), (52), (55), (56) et Figure 3-21), cette valeur sert de frontière délimitant la zone des éléments ressorts endommagés. Jusqu' à cette valeur de déformation longitudinale, les éléments ressorts assurent la liaison complète entre les deux maillages. Dans l'intervalle entre les éléments dont la déformation longitudinale correspond à cette valeur et la pointe de coupure, les éléments surfaciques sont peu ou pas sollicités. Sur une hauteur de 1,5 mm par rapport au plan de symétrie de l'éprouvette, le dommage matriciel devance la coupure sur une distance d'environ 1,5mm. Au-dessus de cette zone, le dommage limite progressivement son avance sur la pointe de coupure.

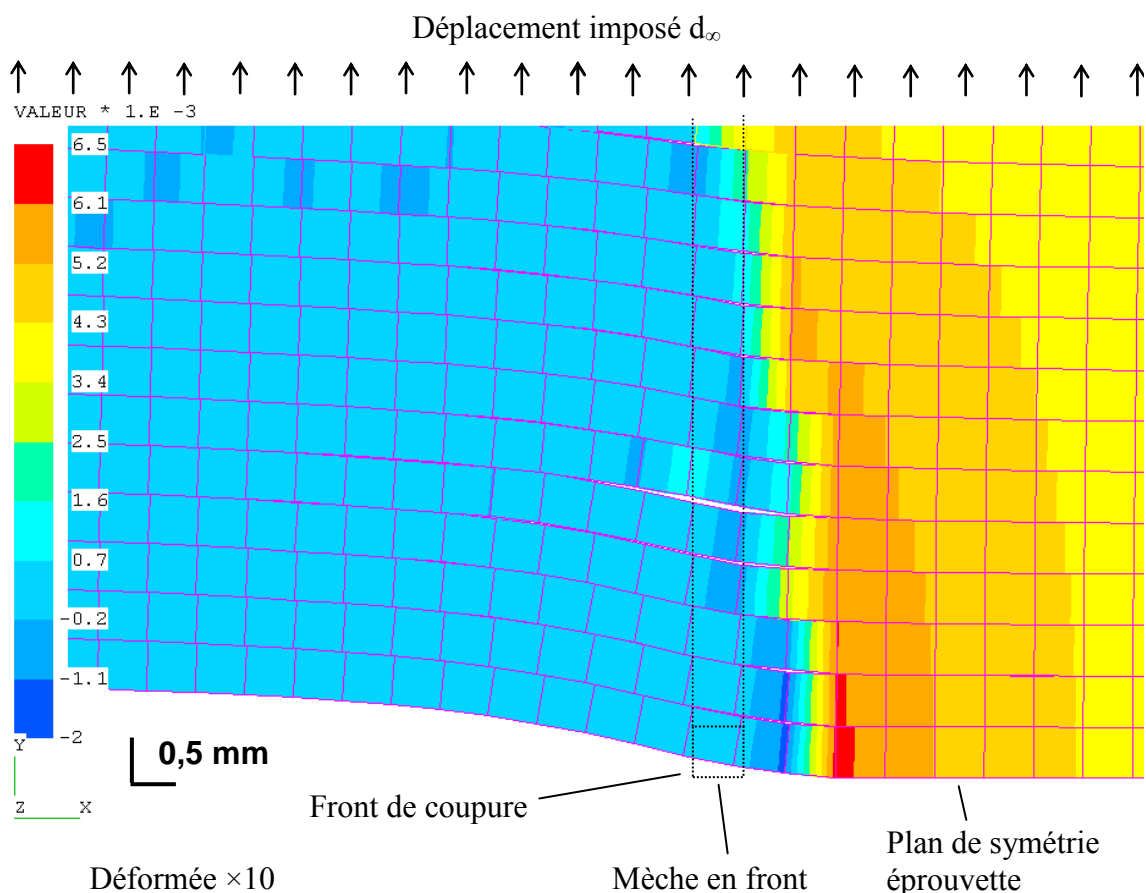


Figure 3-34 : Analyse des déformations ε_y dans la zone du front de coupure dans les éléments dont la direction fibres est perpendiculaire à la direction de sollicitation

Le maillage mériterait d'être affiné pour définir correctement la zone de dommages en avant de la coupure. Cet aspect pourra être testé dans des développements ultérieurs.

La dégradation de la raideur des éléments ressorts conditionne évidemment la position de la concentration de contraintes due à la coupure. Cela est illustré par l'analyse du champ de demi-glissement ε_{xy} calculé dans les mèches dont la direction fibres correspond à la direction de sollicitation (Figure 3-35). Le transfert d'efforts, moins localisé que dans un cas de calcul élastique linéaire, est manifeste 5,5 à 6 mm au-dessus du front de coupure. La valeur maximale de distorsion angulaire prédite par le modèle est égale à $\gamma_{xy} = 7,7.10^{-3}$. Sur la courbe de traction statique du stratifié $[\pm 45]_2$ (Figure 2-12), ce niveau de distorsion correspond à la fin du comportement linéaire de la résine. La contrainte de cisaillement correspondante est égale à 27 MPa. Le rapport de cette valeur de contrainte sur la contrainte de rupture statique du stratifié $[\pm 45]_2$ est égal à 40%. Or, les essais de fatigue à effort imposé (selon des ratios supérieurs ou égaux à $R = \sigma_{MIN}/\sigma_{MAX} = 0,1$) de [Petermann02] et [Payan04] sur des stratifiés $[\pm 45]_n$ à base de plis de carbone/epoxy montrent que le seuil d'endurance se situe à 55% de la limite de rupture statique et qu'aucune évolution de la rigidité n'a été mesurée à ce seuil.

Autrement dit, le niveau de sollicitation en cisaillement prévu par le modèle semble appartenir à la portion de comportement élastique linéaire en cisaillement du matériau sollicité en fatigue. A l'intérieur de ce domaine élastique, la résine conserve ses propriétés et ne doit pas s'endommager. La raideur des éléments ressorts situés dans la zone de transferts d'efforts ne doit donc être que peu ou pas dégradée.

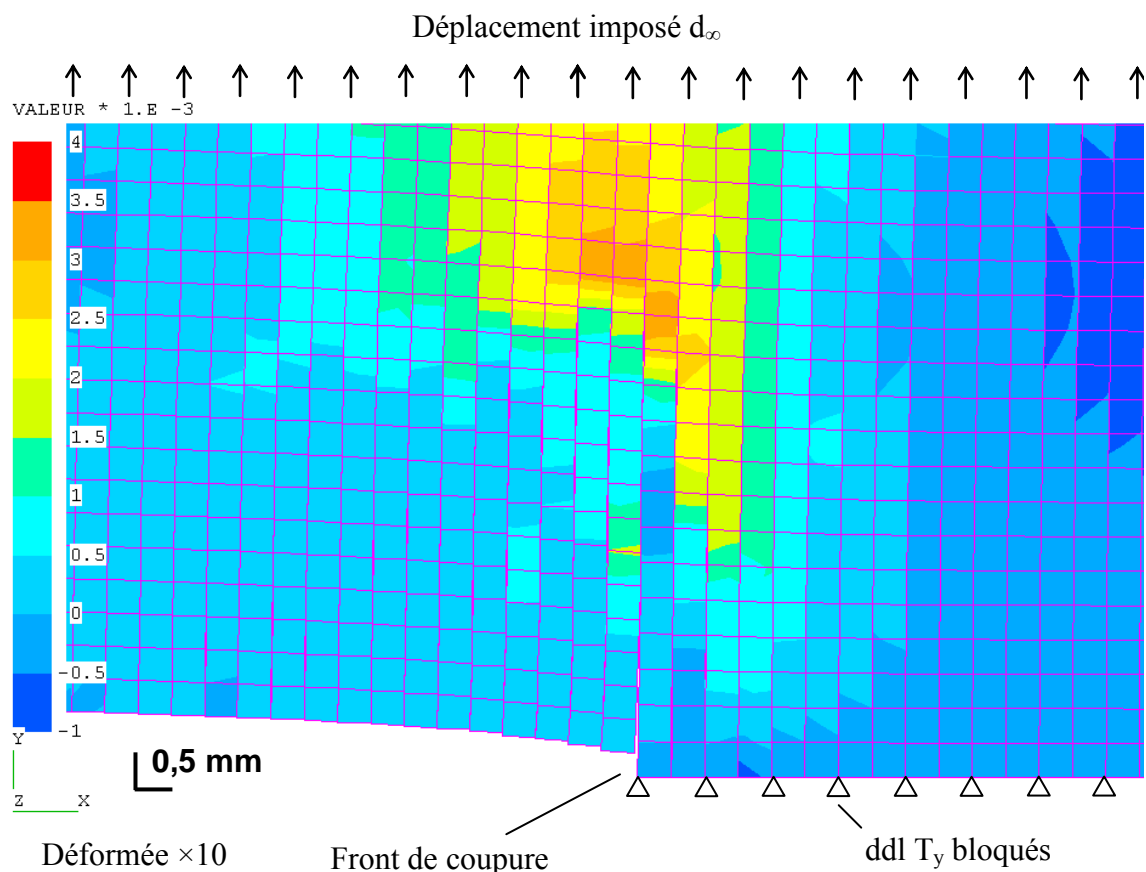


Figure 3-35 : Analyse du cisaillement ε_{xy} dans la zone du front de coupure dans les éléments dont la direction fibres correspond à la direction de sollicitation

3.3.2.3 Evolution de l'état de sollicitation dans les éléments

Les analyses précédentes sont corroborées par l'étude de l'évolution des sollicitations dans les éléments du modèle. Comme précédemment, les résultats présentés dans ce paragraphe sont extraits de la simulation de la propagation de coupure dans le revêtement chaîne $[0]_2$ pour une éprouvette de largeur 30 mm et dont la durée d'initiation est nulle. Afin de faciliter l'analyse, seules deux grandeurs représentatives sont retenues : la déformation sens fibres maximale de l'élément surfacique dont la direction fibres coïncide avec la direction de sollicitation, situé à une abscisse correspondant à une longueur de coupure de 10 mm ainsi que la raideur de l'élément

ressorts de gauche lié à cet élément surfacique (Figure 3-36). L'évolution de la raideur des autres éléments ressorts liés à l'élément surfacique considéré est sensiblement la même que celle du ressort choisi. Ces deux grandeurs sont tracées en fonction de la longueur de coupure. Les graduations sur l'axe des abscisses correspondent à chaque avancée de coupure. Cela revient donc à se placer à une abscisse fixe et à constater l'influence de la coupure sur les éléments considérés au fur et à mesure de son avancée. La déformation fibres maximale est bien sûr atteinte juste avant la rupture de la mèche de fibres située à l'abscisse retenue.

Jusqu'à une longueur de coupure de 8 mm, l'évolution de la déformation sens fibres de l'élément quadrangulaire isolé est régulière. La valeur de la déformation globale de l'éprouvette correspond à la valeur initiale soit $\varepsilon_y = 3.10^{-3}$. Lorsque le front de coupure est situé à 2 mm de la mèche considérée, la déformation dans cette mèche est de l'ordre de $\varepsilon_y = 5,4.10^{-3}$. Ce niveau de déformation correspond à une durée de vie de la mèche d'environ 10^6 cycles (cf. relation (59)). Or, compte tenu des niveaux de vitesse de propagation observés expérimentalement, cette durée de vie reste importante. Le front de coupure n'a pas encore d'influence significative sur la mèche considérée.

Lorsque la coupure mesure 8,5 mm, la raideur de l'élément ressort commence à diminuer. La liaison entre les deux maillages se dégrade ensuite rapidement. L'influence sur la valeur de la déformation fibres de l'élément considéré est immédiate. Selon les prédictions du modèle, le dommage matriciel précède donc la pointe de coupure sur une distance de 1 à 1,5 mm. Puis, lorsque l'élément quadrangulaire considéré correspond à la mèche en front de coupure, la valeur de déformation sens fibres d'environ $\varepsilon_y = 9,3.10^{-3}$ est retrouvée. Enfin, la coupure poursuivant son avancée, la déformation sens fibres dans la mèche s'annule naturellement et la raideur du ressort stagne à une valeur très faible.

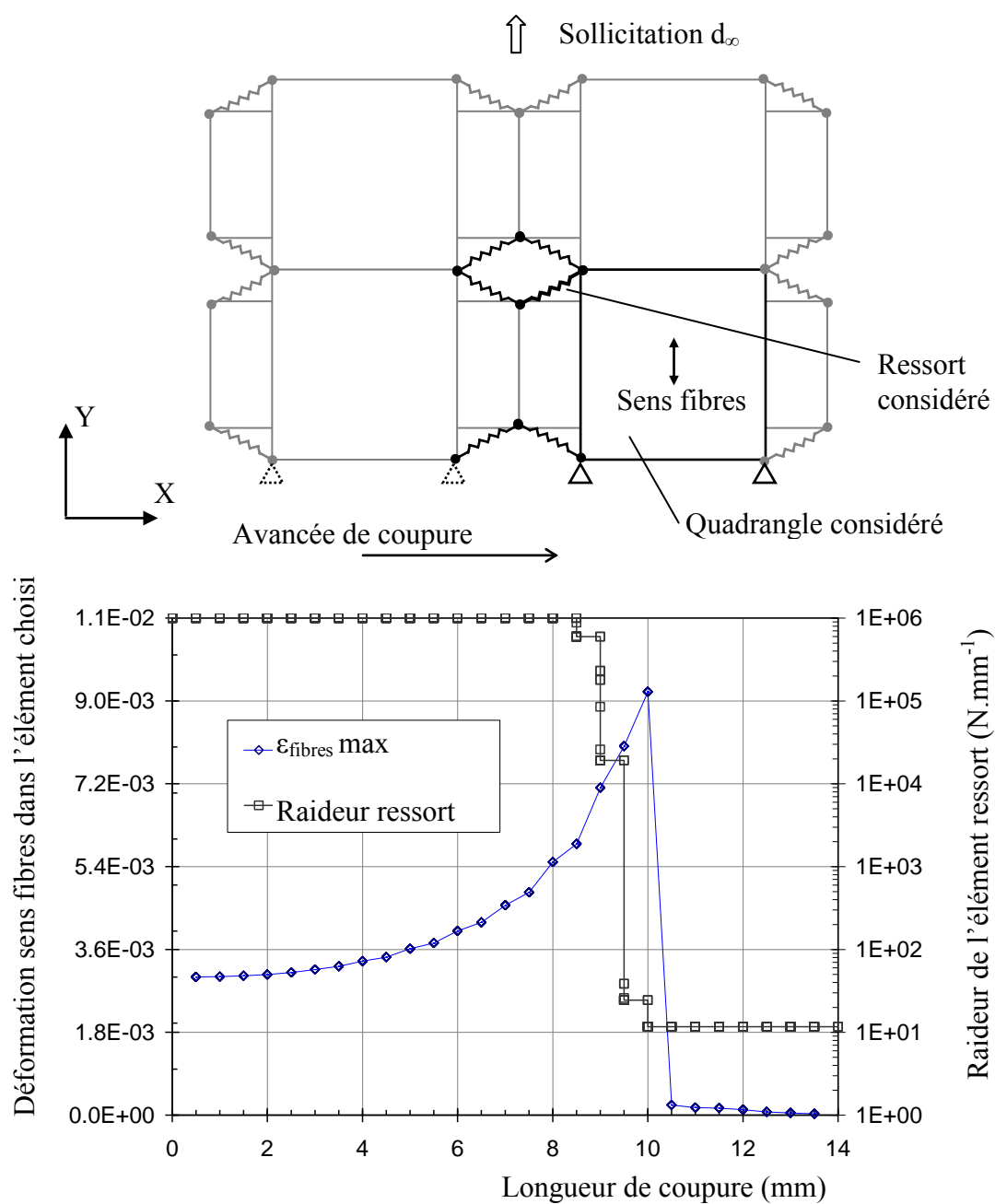


Figure 3-36 : Cas d'évolution de grandeurs d'éléments en front de coupure

Il ressort de ces résultats que la prise en compte de la diminution du potentiel de durée de vie devrait être prise en compte uniquement pour la mèche située devant la mèche en front de coupure.

3.3.2.4 Cartographie du dommage des ressorts

Il a paru intéressant d'évaluer la pertinence du modèle au travers de l'analyse de la position par rapport au front de coupure des niveaux de dégradation des éléments ressorts. Cette cartographie prédite sera ensuite comparée aux observations expérimentales réalisées autour du front de coupure.

Il est utile de rappeler que la valeur initiale de la raideur des ressorts, censée représenter un collage parfait entre les deux couches du tissu, est égale à 10^6 N.mm^{-1} . La raideur de ces éléments de liaison évolue ensuite en fonction de la déformation donnée par les éléments surfaciques et découple plus ou moins les deux maillages. Cette dégradation de raideur représente l'endommagement matriciel (statique ou de fatigue) dans le tissu.

L'analyse est d'abord menée sur des cartographies obtenues pour des éprouvettes dont l'initiation de coupure est supposée immédiate : le nombre de cycles d'initiation N_{init} est nul. La souplesse δ_3 n'intervient donc pas dans le calcul de la dégradation selon la relation (56) des éléments ressorts. Les résultats sont présentés pour les éprouvettes de largeur totale 30 mm ; les prévisions du modèle sont identiques dans les éprouvettes de largeur 50 mm. L'examen de la position des valeurs de raideurs des ressorts est réalisé dans un premier temps, pour une longueur de coupure de 10 mm (Figure 3-37). La moitié de l'éprouvette est reproduite ; la coupure avance horizontalement au niveau du plan de symétrie de l'éprouvette. Le renfort d'UD carbone de l'éprouvette n'est pas représenté mais correspond à l'abscisse 20 mm. Seul le maillage correspondant à la zone de revêtement de tissu est reproduit.

Les valeurs de raideur sont à analyser avec précaution mais elles peuvent être rapprochées des résultats donnés par la relation (50) liant la valeur de la raideur des ressorts à la variable d'endommagement d dans le cas 1D de traction (Figure 3-14). Lorsque la raideur des ressorts est comprise entre 1 et 100 N.mm^{-1} , il est possible d'affirmer qu'il ne reste plus guère que les fibres qui assurent la tenue du matériau, la couche de résine ayant été grandement désolidarisée de la couche de fibres seules. En effet, la raideur des ressorts a été divisée par un facteur compris entre 10^4 et 10^6 . Cette zone de forte dégradation de la raideur des ressorts est située à 0,5 mm en avant de la pointe de coupure. De plus, elle s'étend jusqu'à une hauteur de 3 mm au-dessus du front de coupure. Les éléments ressorts situés jusqu'à 2 mm en avant du front de coupure présentent des dégradations moins prononcées. 4 à 7 mm au-dessus du front de coupure, les éléments ressorts sont également partiellement dégradés ; ils participent ainsi à la limitation du transfert d'efforts en pointe de coupure. Ces mêmes valeurs se retrouvent dans les simulations des éprouvettes de largeur 50 mm.

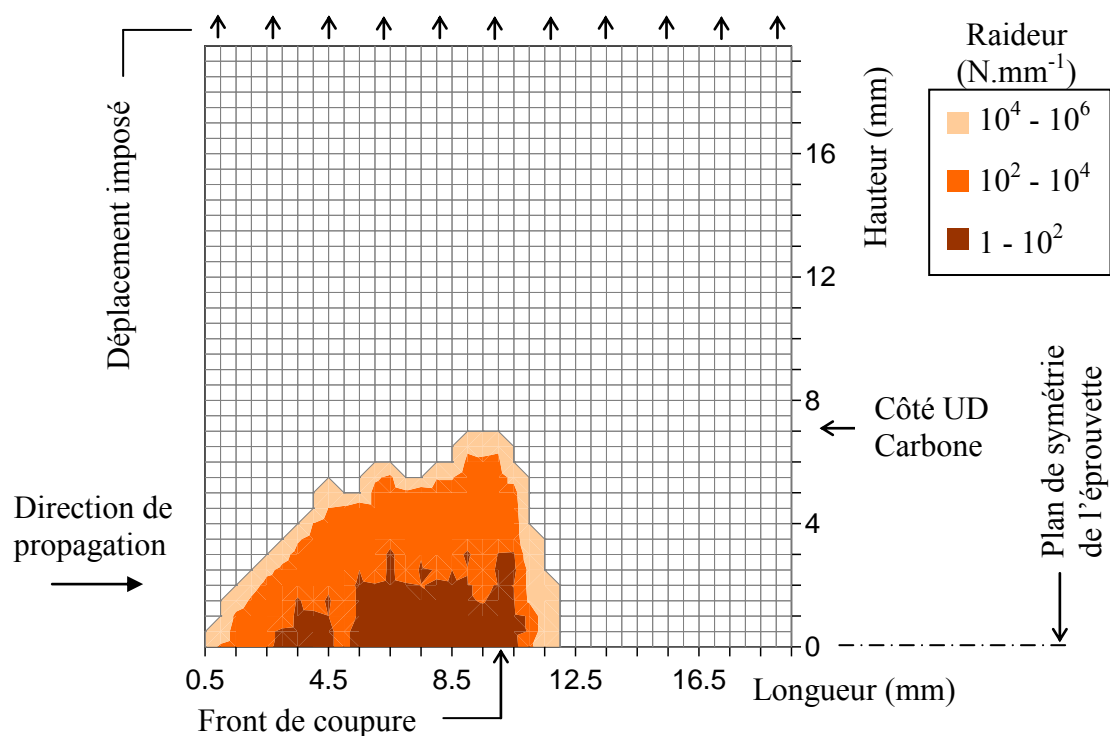


Figure 3-37 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts pour une coupure de 10 mm dans un revêtement $[0]_2$ à nombre d'initiation $N_{init}=0$ cy.

Dans un deuxième temps, la position des valeurs de raideurs des ressorts est examinée lorsque toute la largeur du revêtement de tissu est coupée (Figure 3-38). La trace du passage de la coupure est aisément identifiable. Tant que la longueur de coupure n'est pas suffisante, la zone de dégradation des éléments ressorts a tendance à grandir. Puis, à partir d'une certaine longueur de coupure d'environ 6 mm, le modèle prédit une zone de dégradation dont les dimensions sont constantes. Enfin, le renfort de fibres unidirectionnelles de carbone, assurant le rôle de longeron, limite les déformations dans le tissu et a pour conséquence une diminution de la zone de dégradation dès lors que la coupure s'en rapproche. La zone de forte dégradation de la raideur des ressorts semble disparaître pour une longueur de coupure de 18mm. Les éléments ressorts sont dégradés jusqu'à une hauteur de 7 mm par rapport à la coupure.

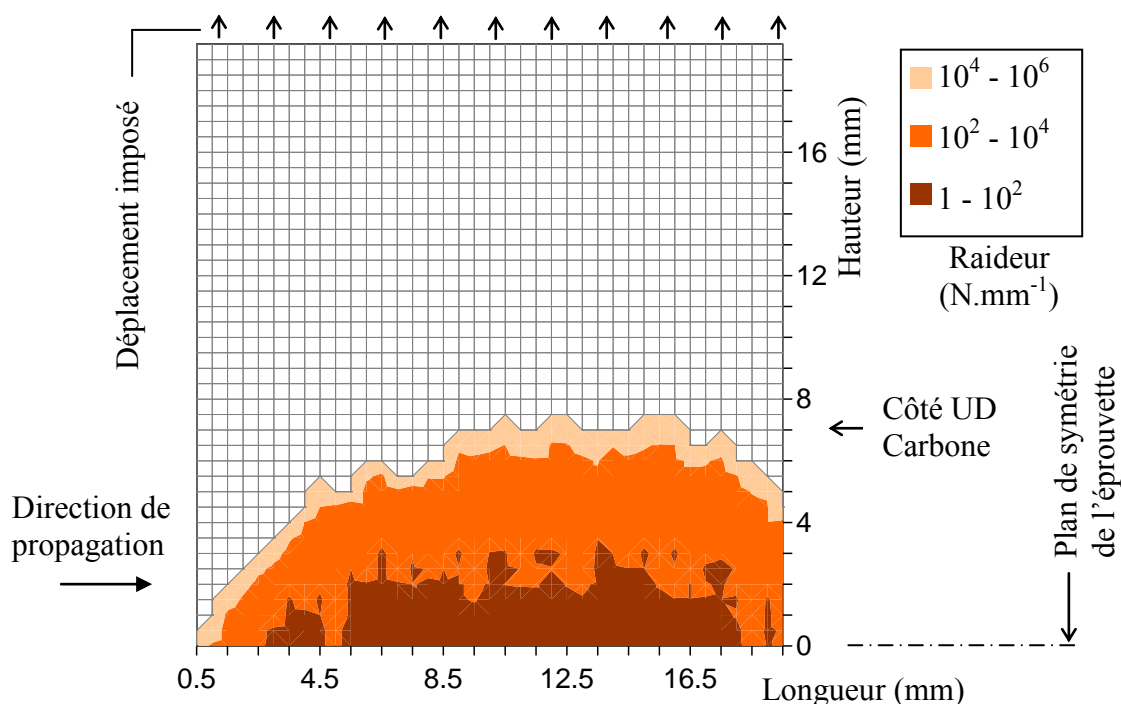


Figure 3-38 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts dans un revêtement $[0]_2$ totalement coupé à nombre d'initiation $N_{init}=0$ cy.

L'influence du temps d'initiation de la coupure sur la position et la valeur de dégradation des éléments ressorts est illustrée dans le cas de la simulation d'une propagation de coupure en fatigue dans une éprouvette de largeur 30mm à revêtement $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes et dont la durée d'initiation est de $N_{init} = 4.10^6$ cycles (Figure 3-39). L'analyse est réalisée pour une longueur de coupure de 10 mm. Du fait du temps d'initiation de coupure non nul, une dégradation partielle des éléments ressorts est distribuée uniformément dans toute l'éprouvette conformément à la relation (54). L'endommagement matriciel diffus dû aux sollicitations de fatigue à un niveau de déformation $\epsilon_{MAX} = 3.10^{-3}$ étant intégré à la modélisation, la valeur maximale de la raideur des ressorts est inférieure à 10^4 N.mm⁻¹. Comparativement aux résultats du modèle pour une initiation immédiate présentés précédemment, la zone de forte dégradation des éléments ressorts en avant de la pointe de coupure est plus grande et devance la coupure sur une distance d'environ 1 mm. Cette zone est également plus haute et surplombe la coupure de 4 mm environ. Les éléments de liaison situés jusqu'à une distance de 2,5 mm en avant du front de coupure voient également leur raideur dégradée mais que partiellement.

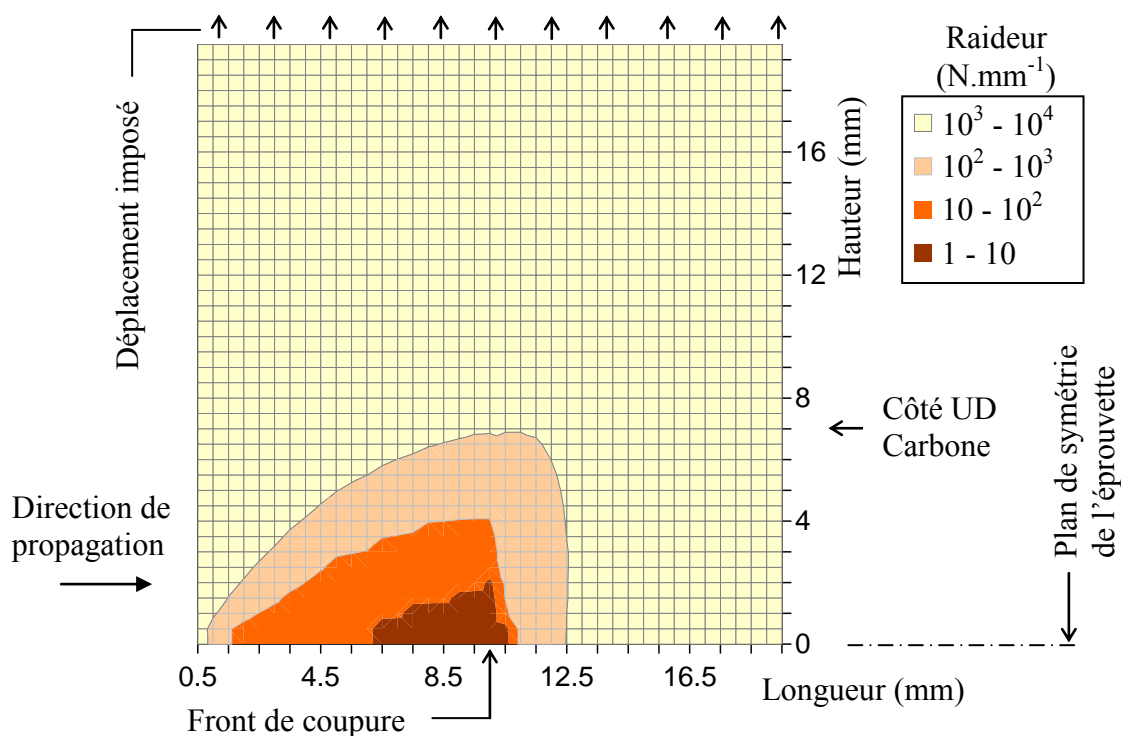


Figure 3-39 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts pour une coupure de 10 mm dans un revêtement $[0]_2$ à nombre d'initiation $N_{init}=4.10^6$ cy.

Enfin, la zone de dégradation présente des frontières plus régulières que dans le cas du calcul avec un temps d'initiation nul.

Ces résultats sont encourageants mais les simulations dans les revêtements $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes suggèrent l'utilisation d'un maillage plus fin. En effet, il est possible de discerner les instabilités dues au maillage grossier dans l'analyse des zones de dégradation prédites dans ces revêtements (Figure 3-40), particulièrement dans celles prédites dans le cas d'une initiation immédiate ($N_{init} = 0$ cycle). Les dégradations présentent des évolutions en créneau au-dessus du front de coupure puis diminuent brusquement pour remonter ensuite.

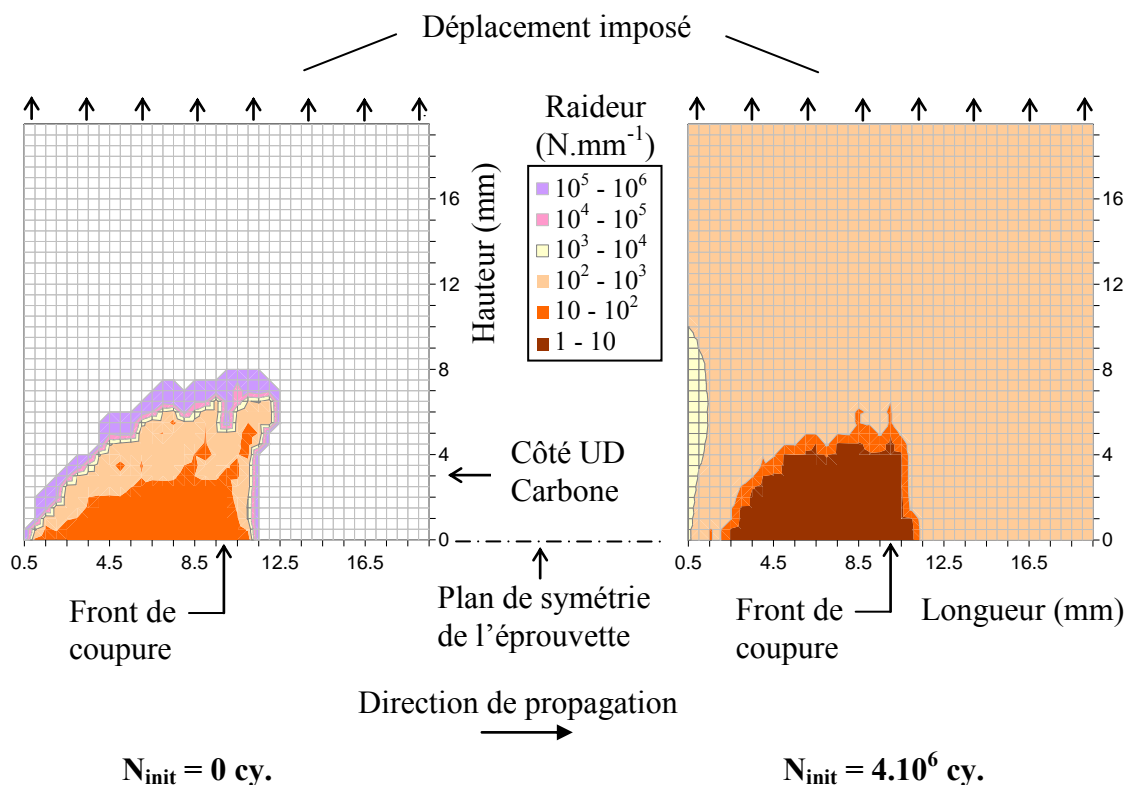


Figure 3-40 : Cartographies des dégradations de la raideur des éléments ressorts pour une coupure de 10 mm dans un revêtement $[90]_2$

Ces instabilités disparaissent dès lors que la raideur des éléments ressorts est diminuée uniformément compte tenu de la prise en compte du temps d'initiation. Enfin, il est intéressant de remarquer que la zone de forte dégradation des ressorts est plus étendue en avant et au-dessus du front de coupure dans le cas des simulations de propagation dans les revêtements $[90]_2$ à mèches de trame travaillantes.

Ainsi, il ressort de l'analyse des dégradations dans les ressorts autour de la pointe de coupure que le modèle prédit qu'une zone de fort dommage (raideur inférieure à 100 N.mm^{-1}) devance la coupure sur une distance de 0,5 à 1,5 mm. Plus l'initiation de coupure est longue et plus la zone de dommages est étendue. De même, sur une hauteur de 3 mm au-dessus de la coupure, les éléments ressorts sont fortement dégradés. La dégradation existe également de façon partielle (raideur comprise entre 10^3 et 10^5 N.mm^{-1}) jusqu'à une hauteur de 7 mm par rapport à la coupure. Enfin, la dégradation des ressorts est plus marquée dans le cas des stratifiés $[90]_2$ à mèches de trame sollicitées que dans les stratifiés $[0]_2$ à mèches de chaîne travaillantes.

Des essais de propagation en fatigue ont été arrêtés afin d'étudier la zone autour de la coupure. Il a été mis en évidence un halo de dommages matriciels accompagnant l'avancée de coupure.

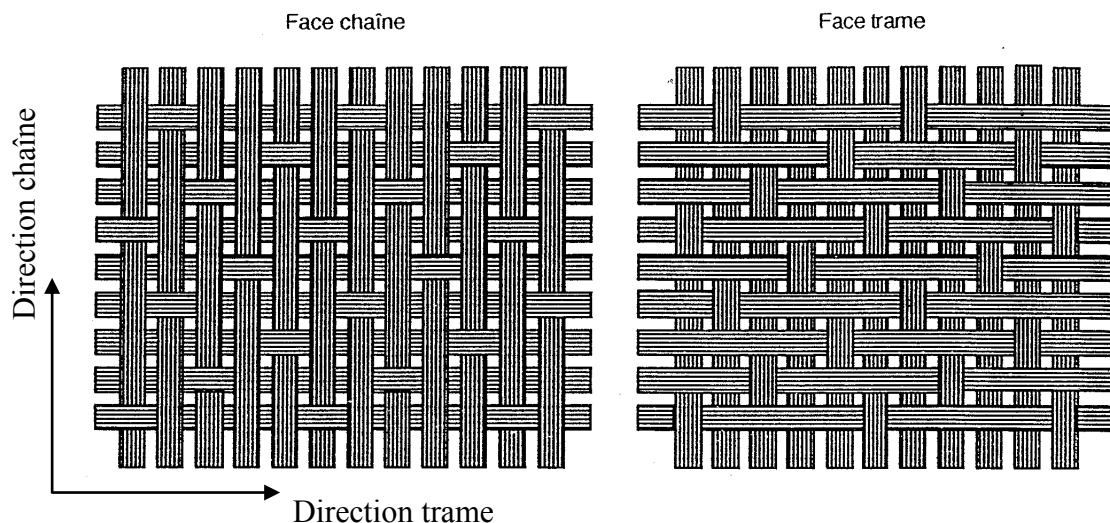


Figure 3-41 : Faces d'un tissu (à armure satin de 5 dans l'exemple)

Etant donné qu'un tissu à armure satin possède une face chaîne et une face trame, chacune faisant apparaître préférentiellement un des types de mèches en surface (Figure 3-41), les clichés ont été pris suivant ces deux faces sur deux éprouvettes de même drapage et présentant des longueurs de coupures quasi-identiques. Les clichés mettent dès lors en évidence des dommages sensiblement différents suivant la surface observée. Les dommages matriciels visibles se caractérisent par un blanchiment de résine.

Dans les deux cas (Figure 3-42 et Figure 3-43), un dommage matriciel est en avant de la pointe de coupure. Il est visible sur une distance de 0,5 à 1 mm soit une à deux mèches de largeur. Il est possible de remarquer que le trajet de coupure tend à suivre les zones d'ondulation des mèches ; le chemin de coupure est globalement rectiligne mais oscille entre les ondulations les plus proches. Toutefois, à l'intérieur d'une mèche, la coupure est perpendiculaire aux fibres et donc bien droite.

Le cliché pris en face chaîne (Figure 3-42) permet de mettre en évidence l'existence d'un halo de dommages matriciels entourant la coupure. Il est visible sur une hauteur de 2,5 à 3 mm de part et d'autre de la coupure. Ces dommages se caractérisent principalement en bandes très fines et longues. Elles correspondent très vraisemblablement à la zone matricielle interstitielle entre deux mèches de fibres consécutives. Elles mesurent entre 1 et 1,5 mm de long et semblent bornées par les zones d'ondulation propres au tissu (Figure 2-50).

Des observations semblables sont mises en lumière sur le cliché en face trame d'une coupure (Figure 3-43) dans un revêtement à deux plis dont les fibres sont orientées dans l'axe de sollicitation. Une zone de dommages de plus de 0,5 mm est en avant du front de coupure. Il semble que cette zone de dommages soit influencée par la taille des mèches du tissu (largeur d'une mèche vaut 0,5 mm dans le tissu étudié). Le halo de dommages entourant la coupure a globalement les mêmes dimensions que celui mis en évidence dans le cliché en face chaîne. Des bandes fines et longues sont visibles à une distance de 3 mm environ de part et d'autre de la coupure. Néanmoins, ces bandes sont dans ce cas horizontales et suivent donc l'orientation des mèches les plus proches de la surface du stratifié. Ces bandes ont une longueur comprises entre 1 et 1,5 mm.

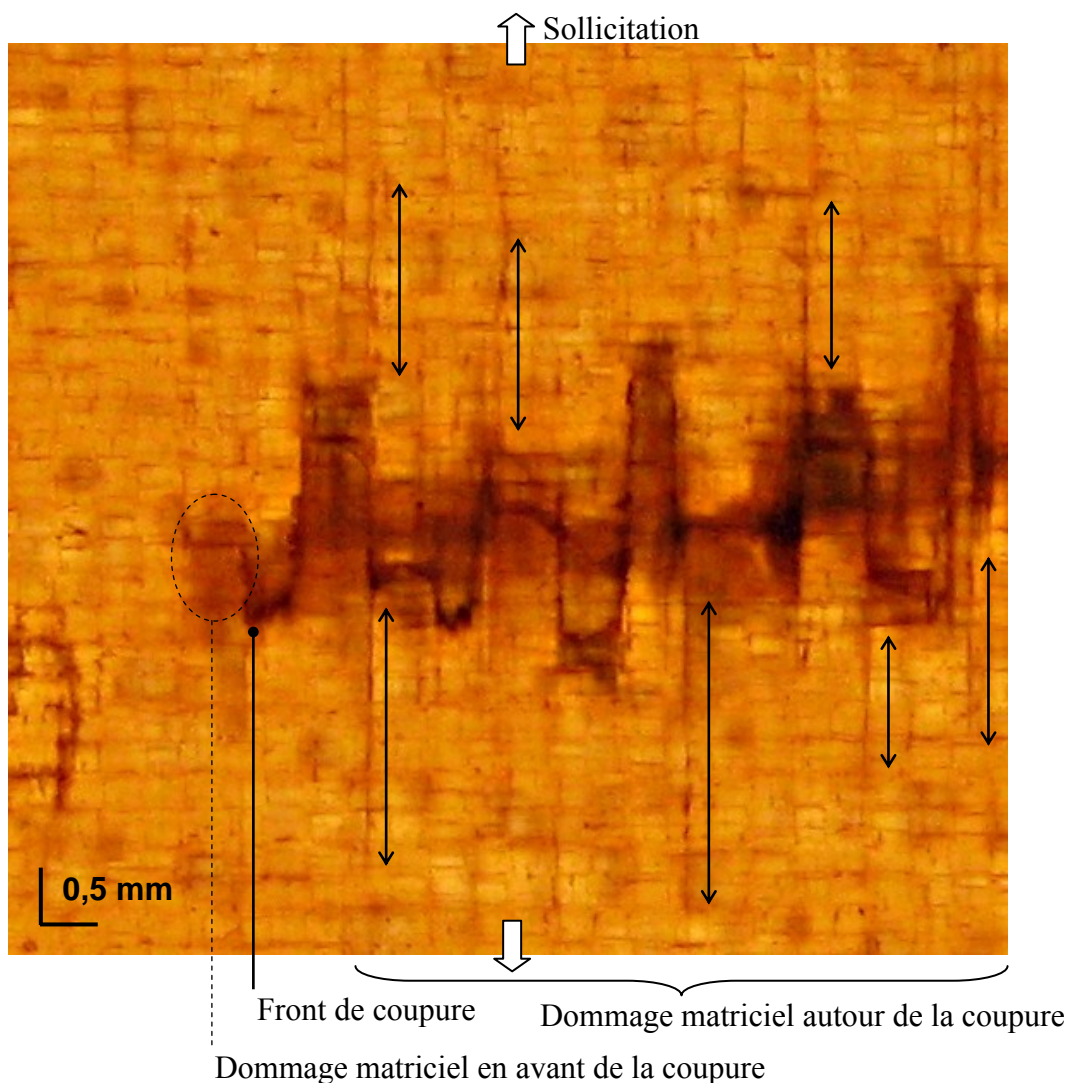


Figure 3-42 : Analyse des dommages visibles autour d'une coupure en face chaîne d'un revêtement $[0]_2$

Contrairement au cliché en face chaîne, il est possible de constater la présence de ces mêmes bandes horizontales en avant du front de coupure, comme le prévoit la modélisation pour les mèches de fibres orientées transversalement par rapport à la direction de sollicitation (Figure 3-34).

Des contrôles non-destructifs par ultra-sons et par rayons-X ont été réalisés sur des revêtements présentant une coupure de fatigue afin de quantifier plus précisément le dommage matriciel autour et en avant de la coupure mais sans succès. Les causes probables sont vraisemblablement dues à la faible épaisseur des revêtements étudiés ainsi qu'aux propriétés physiques des fibres de verre.

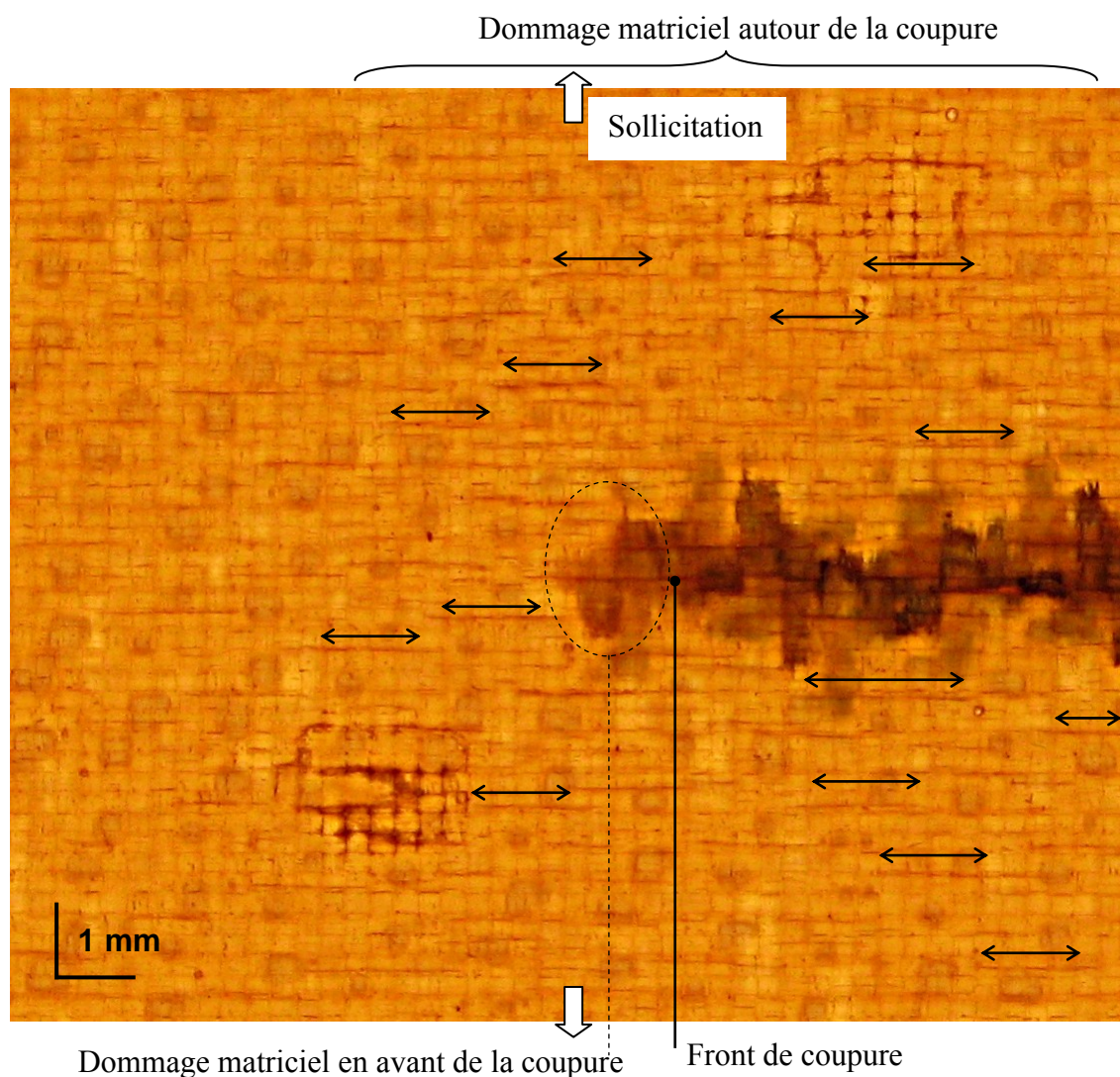


Figure 3-43 : Analyse des dommages visibles autour d'une coupure en face trame d'un revêtement $[90]_2$

La comparaison des zones de dégradation des ressorts donnés par le modèle avec les zones de dommages matriciels identifiés expérimentalement semblent qualitativement semblables. Le modèle prédit néanmoins des zones de dégradation environ deux fois plus grandes que celles observées dans la réalité. Cette constatation tend à suggérer l'utilisation d'un maillage plus fin et pas forcément lié à la taille de mèche du tissu étudié. Des développements ultérieurs permettront d'évaluer s'il faut augmenter le nombre de quadrangles tout en maintenant ou non le même nombre d'éléments ressorts afin d'améliorer les prévisions du modèle.

Cette même comparaison suggère également que les valeurs de raideur dégradées comprises entre 10^3 et 10^5 $\text{N}\cdot\text{mm}^{-1}$ correspondent à un endommagement diffus et partiel de la résine alors que les valeurs de raideur inférieures ou égales à 100 $\text{N}\cdot\text{mm}^{-1}$ sont plus représentatives de dommages matriciels visibles à l'œil et liées à un fort endommagement matriciel tel que seules les fibres assurent encore la tenue du matériau.

3.3.3 Simulation pour les stratifiés $[\pm 45]_2$

3.3.3.1 Comparaison des vitesses de propagation simulées et expérimentales

Le modèle utilisé pour décrire la propagation de coupure dans les revêtements $[0/90]_2$ est également exploité dans le cas de la propagation de coupure en fatigue dans les revêtements $[\pm 45]_2$. Il est utile de rappeler que, expérimentalement, des propagations ont été observées en fatigue pour une déformation globale maximale de l'éprouvette de $\varepsilon_{MAX} = 3.10^{-3}$ uniquement dans les éprouvettes présentant une bande d'UD carbone en pointe d'entaille faisant office d'arêtier. Dans ce type d'éprouvette, l'initiation de la coupure est très rapide. D'un essai à l'autre, les valeurs de vitesse de propagation mesurées sont concordantes. La durée d'initiation n'est donc pas prise en compte et la souplesse δ_3 est par conséquent nulle.

La comparaison des vitesses de propagation mesurées et simulées est réalisée, comme précédemment, au travers de la courbe de vitesse en fonction de la longueur de coupure. Etant donné la présence de l'arêtier et de l'entaille dans celui-ci, la longueur de coupure est mesurée à partir du fond d'entaille jusqu'au front de coupure.

La procédure d'obtention de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de coupure simulée est identique à celle décrite au paragraphe 3.3.1 et s'appuie sur les mêmes hypothèses. Comme il a été constaté expérimentalement que la coupure évolue globalement en ligne droite mais localement de façon perpendiculaire aux mèches de fibres et oscille donc entre deux directions à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction de sollicitation, le mode de calcul de la vitesse de propagation est légèrement modifié. La relation (60) est modifiée comme suit :

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{\sqrt{2}} \frac{w}{N} \quad (62)$$

avec w : largeur d'une mèche de fibres du tissu étudié (ici $w = 0,5\text{mm}$) ;

N : nombre de cycles de rupture de la mèche, déterminé à l'aide de la relation (59);

Le modèle éléments finis est décrit sommairement en Figure 3-9. Les résultats sont d'abord présentés dans les éprouvettes de largeur 30mm puis esquissés pour les éprouvettes de largeur 50mm.

a) Eprouvettes de largeur 30mm

La courbe de vitesse théorique est rapprochée des courbes d'essais (Figure 3-44). Les valeurs données par le modèle évoluent une nouvelle fois de façon saccadée. L'influence de la finesse du maillage devra être évaluée ultérieurement. L'allure de la courbe simulée est qualitativement semblable aux courbes expérimentales. L'influence

de l'arrêtier sur la vitesse de propagation est très marquée au niveau des points donnés par le modèle. La vitesse de propagation initiale simulée est supérieure de près de deux ordres de grandeur à celles mesurées en essais. Cela illustre les limites du modèle qui ne décrit la phase d'initiation d'aucun drapage. La phase de ralentissement de la vitesse observée expérimentalement à partir d'une longueur de coupure de 10 mm, n'est pas rendue par la modélisation. Un phénomène de dégradation en fatigue propre aux stratifiés $[\pm 45]_n$ sollicités en traction n'est peut-être pas pris en compte.

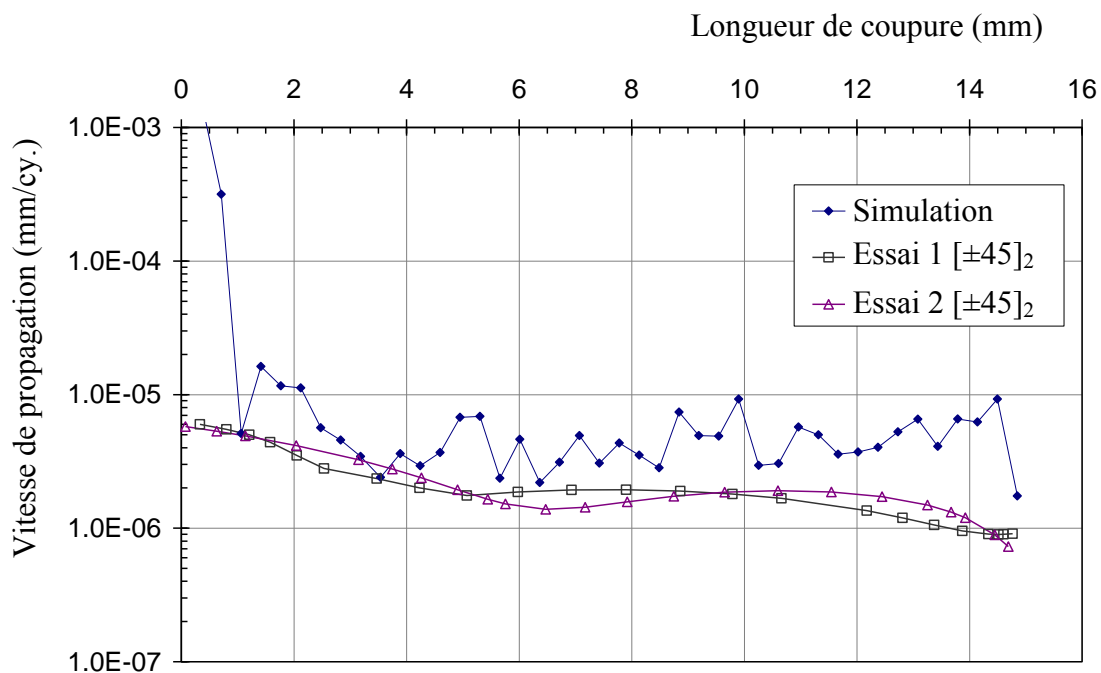


Figure 3-44 : Comparaison des vitesses de propagation simulées et mesurées en fonction de longueur de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 30mm

A part les zones extrêmes des courbes qui illustrent les faiblesses du modèle, les prédictions dans la zone centrale sont du même ordre de grandeur que les vitesses mesurées en essais. Le Tableau 3-7 permet une comparaison des valeurs de vitesse prédites et mesurées pour une longueur de coupure de 8mm. Ces valeurs soulignent le caractère conservatif du modèle quelle que soit la longueur de coupure dans les éprouvettes de largeur 30mm.

Tableau 3-7 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés $[\pm 45]_2$ de largeur 30mm

	Vitesse de propagation (mm/cy)	Longueur de coupure correspondante (mm)
Essai 1 $[\pm 45]_2$	$1,9 \cdot 10^{-6}$	7,9
Essai 2 $[\pm 45]_2$	$1,6 \cdot 10^{-6}$	7,8
Simulation	$3,7 \cdot 10^{-6}$	8,0

b) Eprouvettes de largeur 50mm

Les résultats du modèle dans cette nouvelle géométrie sont sensiblement identiques à ceux présentés auparavant (Figure 3-45). La présence de l'arêtier influence fortement les résultats du modèle pour les premières valeurs de longueur de coupure. Puis, la valeur de vitesse de propagation se stabilise rapidement autour d'une valeur moyenne. Des fluctuations non négligeables entre deux longueurs de coupure soulignent encore le manque de stabilité du calcul ou le caractère trop grossier du maillage retenu. Le ralentissement de la propagation observé en essais n'est pas décrit par la modélisation adoptée. Ce ralentissement pourrait correspondre au développement d'une zone de dommages qui tendrait à limiter de plus en plus le transfert d'efforts en front de coupure. Expérimentalement, la coupure semble même s'arrêter de propager un peu après avoir atteint une longueur de 25mm. Ce phénomène n'est pas décrit par le modèle.

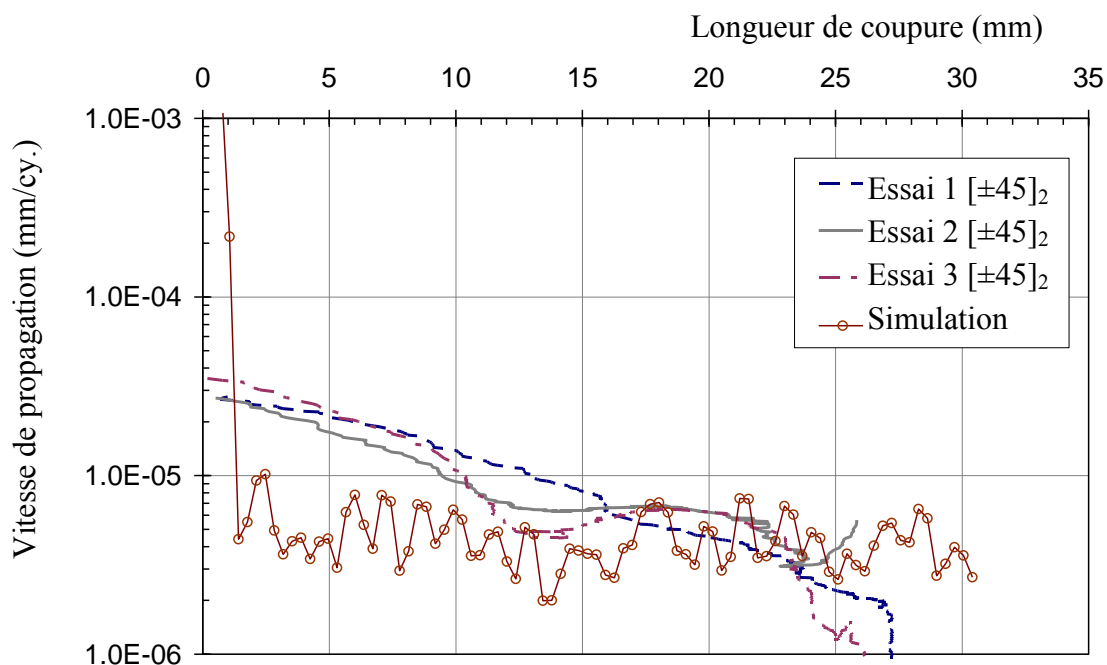


Figure 3-45 : Comparaison des vitesses de propagation simulées et mesurées en fonction de longueur de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ de largeur 50mm

L'influence de l'arêtier sur les résultats issus du modèle n'est vraiment que très ponctuelle alors qu'elle semble plus étendue sur les vitesses expérimentales. Cette constatation est illustrée par la comparaison des vitesses prédite et mesurées pour une longueur de coupure de 10mm (Tableau 3-8). Les valeurs expérimentales sont toutes du même ordre de grandeur. La vitesse de propagation donnée par le modèle est deux fois inférieure à ces valeurs expérimentales. Dans le cas d'éprouvettes de largeur 50mm, le modèle n'est plus conservatif, en tout cas sur une certaine plage de longueur de coupure. Néanmoins, le scénario de rupture semble correspondre à celui observé expérimentalement. C'est l'objet du paragraphe suivant.

Tableau 3-8 Comparaison de résultats du modèle par rapport aux valeurs expérimentales en propagation dans les stratifiés $[\pm 45]_2$ de largeur 50mm

	Vitesse de propagation (mm/cy)	Longueur de coupure correspondante (mm)
Essai 1 $[\pm 45]_2$	$1,3 \cdot 10^{-5}$	10,1
Essai 2 $[\pm 45]_2$	$9,2 \cdot 10^{-6}$	10,1
Essai 3 $[\pm 45]_2$	$1,1 \cdot 10^{-5}$	10,1
Simulation	$6,5 \cdot 10^{-6}$	10,0

3.3.3.2 Position de la déformation maximale dans la mèche

L'analyse du champ de déformations prédit semble confirmer l'orientation correcte choisie pour la modélisation, au moins au niveau phénoménologique. En particulier, l'alternance de l'orientation locale du front de coupure semble correctement rendue par le modèle. Afin d'illustrer ce propos, la déformation dans la direction des fibres en avant de la pointe de coupure est détaillé (Figure 3-46). La pointe de coupure est identifiée. Un seul des deux maillages du modèle est représenté : les mailles dont la direction fibres est orientée à -45° par rapport à l'axe de sollicitation ne sont pas représentées car c'est la mèche correspondante en pointe de coupure qui vient de rompre. Il est dès lors possible de remarquer que la déformation dans la mèche en pointe de coupure, dont la direction fibres est orientée à 45° par rapport à l'axe de la sollicitation, est maximale à cet endroit. Ceci impliquera la rupture de cette mèche et par conséquent le changement de direction du front de coupure. Il est également possible de remarquer le fort gradient de déformation dans la mèche considérée. Or, dans la modélisation adoptée et compte tenu des observations expérimentales de ce travail et d'autres auteurs, une mèche est supposée ne rompre qu'entièrement. C'est donc la valeur maximale de déformation fibres dans la mèche qui pilote le nombre de cycles de rupture en fatigue.

Une légère dissymétrie dans les déformations fibres données par le modèle entre les mailles représentant les deux directions de renforts du tissu est observée. Cela sera notamment illustré dans le paragraphe 3.3.3.3 où la cartographie de la dégradation des ressorts est analysée.

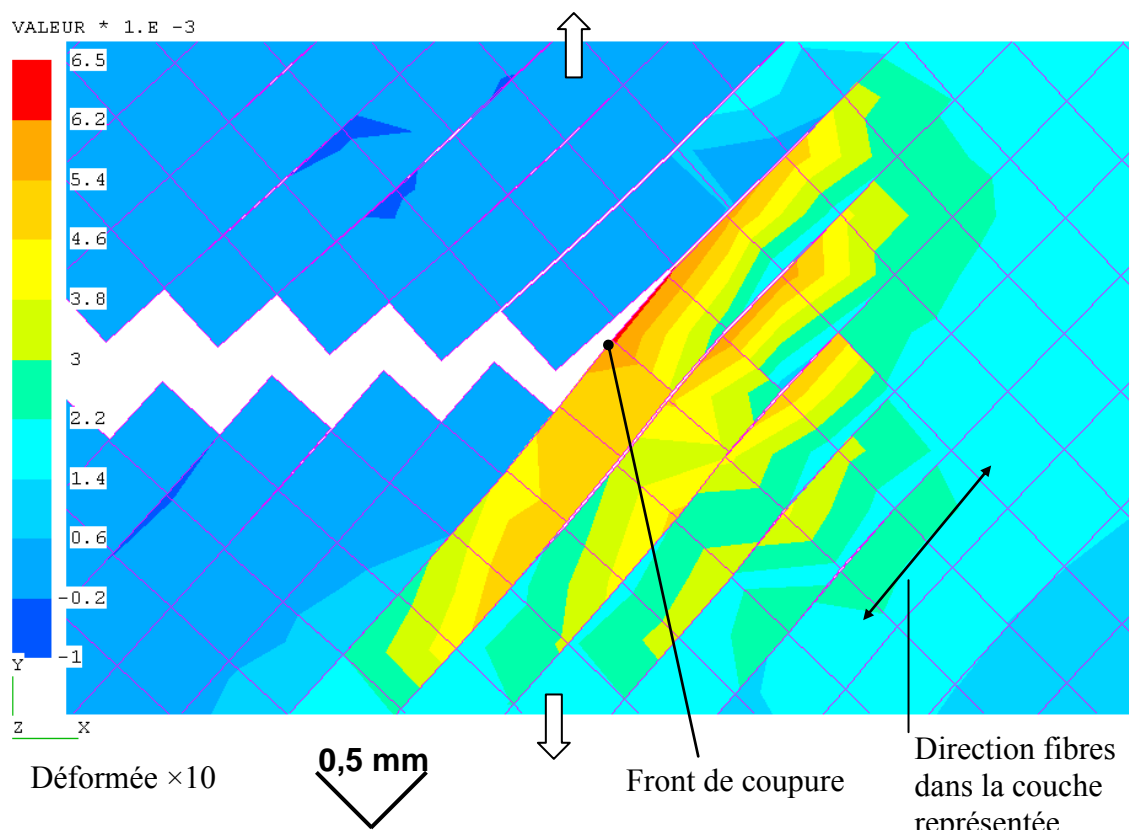


Figure 3-46 : Position de la déformation maximale sens fibres dans la mèche en front de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ selon la modélisation

La déformée étant amplifiée d'un facteur 10, il est également possible de remarquer que la mèche en pointe de coupure est désolidarisée des mèches voisines sur une longueur de 1,5 à 2,5mm. Il est rappelé que les éléments de liaison voient leur raideur dégradée dès que la déformation sens fibres dépasse la valeur de $\epsilon = 6.10^{-3}$. Des bandes longues et fines de blanchiment de résine placées entre deux mèches consécutives sont observées sur les clichés d'essais et peuvent y être associées (Figure 3-47). D'autre part, le modèle prédit que la mèche de fibres en front de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ est sollicitée dans une gamme de déformation fibres relativement étroite sur une longueur de 1,5 à 2 mm (soit 3 à 4 mailles).

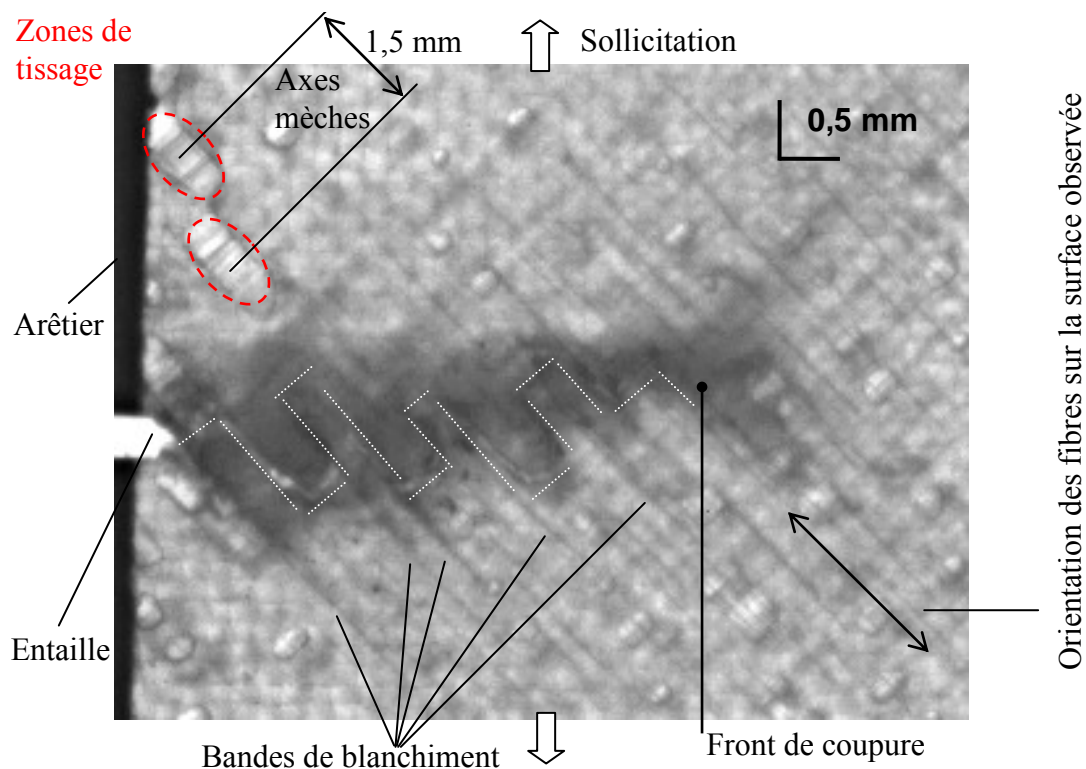


Figure 3-47 : Dommages visibles autour d'une coupure dans un stratifié $[\pm 45]_2$

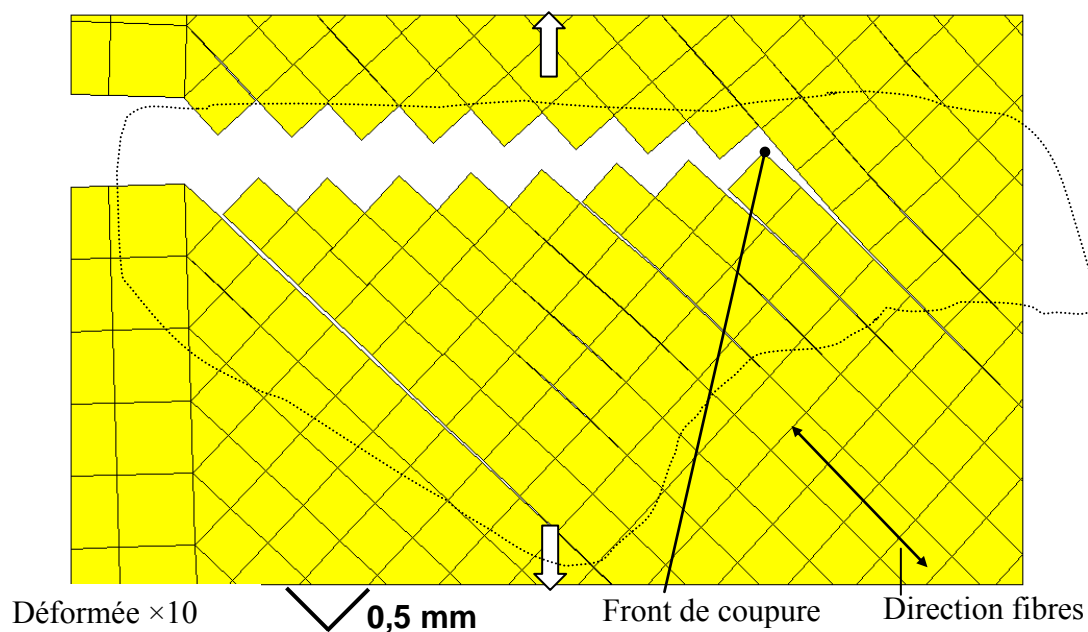


Figure 3-48 : Illustration du dommage matriciel prédit dans les revêtements $[\pm 45]_2$

Or, il est possible de remarquer sur le cliché en Figure 3-47 que la coupure tend à passer par les points de tissage consécutifs distants d'une valeur analogue. Un défaut

superficiel de résine due à l'enlèvement du film d'arrachage (cf. Annexe A) permet d'identifier deux points de tissage consécutifs en haut à gauche de ce cliché (Figure 2-47).

Enfin, avant d'analyser l'emplacement des éléments ressorts dégradés, il est nécessaire de remarquer que le modèle prédit que la mèche de même orientation devant la mèche en front de coupure, subit une déformation fibres non négligeable. Or, comme évoqué dans le cas des simulations de la propagation, ce constat suggère l'intégration d'une loi de cumul de type Miner sur la rupture en fatigue des fibres. En prenant comme référence de temps, la valeur du nombre de cycles de fatigue menant à la rupture de la mèche en front de coupure, la durée de vie consommée de la mèche en avant est alors (Tableau 3-9) :

Tableau 3-9 Evaluation du potentiel de durée de vie restant pour les mèches de fibres en avant du front de coupure dans le stratifié $[\pm 45]_2$

Déformation fibres maximale ϵ_{fibres}	Nombre de cycles de rupture correspondant	Potentiel de durée de vie consommé
$6,5 \cdot 10^{-3}$	$9,62 \cdot 10^4$	100%
$5,7 \cdot 10^{-3}$	$3,58 \cdot 10^5$	27%

La mèche en avant de la mèche en front de coupure voit donc son potentiel de durée de vie entamé de façon importante (27%). Cette prise en compte irait dans le sens d'une accélération de la vitesse de propagation. Or, expérimentalement, c'est plutôt une diminution de la vitesse qui est constatée. Il paraît donc vraisemblable que le modèle ne prend pas en compte une dégradation matricielle propre aux stratifiés $[\pm 45]_2$ sollicités en traction alternée qui tendrait à dégrader de façon plus importante la raideur des éléments de liaison et donc le transfert d'efforts entre les deux mèches considérées. Les valeurs de raideurs dégradées obtenues dans les simulations de la propagation de coupure dans les revêtements $[\pm 45]_2$ comparées à celles obtenues dans les revêtements $[0/90]_2$ semblent accréditer ce fait.

3.3.3.3 Cartographie du dommage des ressorts

L'adéquation de la modélisation choisie par rapport aux observations expérimentales a également été évaluée dans les revêtements $[\pm 45]_2$ au travers de l'analyse de la position par rapport au front de coupure des niveaux de dégradation des éléments ressorts. Cette cartographie prédite est présentée dans un premier temps dans les éprouvettes de largeur 30 mm pour différentes longueurs de coupure. Puis, les valeurs de raideurs dégradées des éléments ressorts sont exposées plus succinctement dans les éprouvettes de largeur 50 mm, les résultats étant très semblables à ceux de la géométrie présentée auparavant. Enfin, l'analyse des dommages visibles autour du front de coupure est menée afin d'évaluer la pertinence et les faiblesses du modèle.

La valeur initiale de la raideur des ressorts a été fixée à 10^6 N.mm^{-1} et comparativement aux termes de la matrice de raideur des quadrangles, représente un collage parfait entre les deux couches du tissu. La raideur de ces éléments de liaison évolue ensuite en fonction de la déformation sens fibres et de la déformation de cisaillement données par les éléments.

Il est également rappeler que le pas de grille utilisé sur les cartographies suivantes correspond à la distance entre deux nœuds consécutifs du maillage et est donc égale à $\frac{0,5}{\sqrt{2}} \cong 0,35$. Les raideurs endommagées sont cartographiées pour trois longueurs de coupure dans l'éprouvette de largeur 30 mm (Figure 3-49). Seules les mailles correspondant au revêtement de tissu sont représentées. La longueur de l'entaille initiale correspondant à la longueur de l'arêtier, la largeur de tissu vaut donc 17 mm.

La dégradation de la raideur des ressorts est importante lorsque la coupure présente une faible longueur. Ceci est évidemment dû à la présence de la bande d'UD carbone faisant office d'arêtier et qui draine un supplément d'effort en pointe d'entaille puis de coupure. Cette dégradation suit la direction des fibres et est donc orientée à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction de la sollicitation. Une légère dissymétrie des dégradations entre les deux directions est notable. La taille de maille retenue n'est peut-être pas adaptée. En début de propagation, la dégradation est importante, la raideur initiale peut être divisée par 10^5 minimum. Mais cette dégradation n'est plus atteinte lorsque la coupure mesure plus de 3 mm. La valeur moyenne de la raideur dégradée des ressorts est comprise ente 10^3 et 10^4 N.mm^{-1} . La dégradation est un peu en avance par rapport au front de coupure. De plus, elle accompagne la coupure sur une hauteur relativement constante d'environ 1,2 mm.

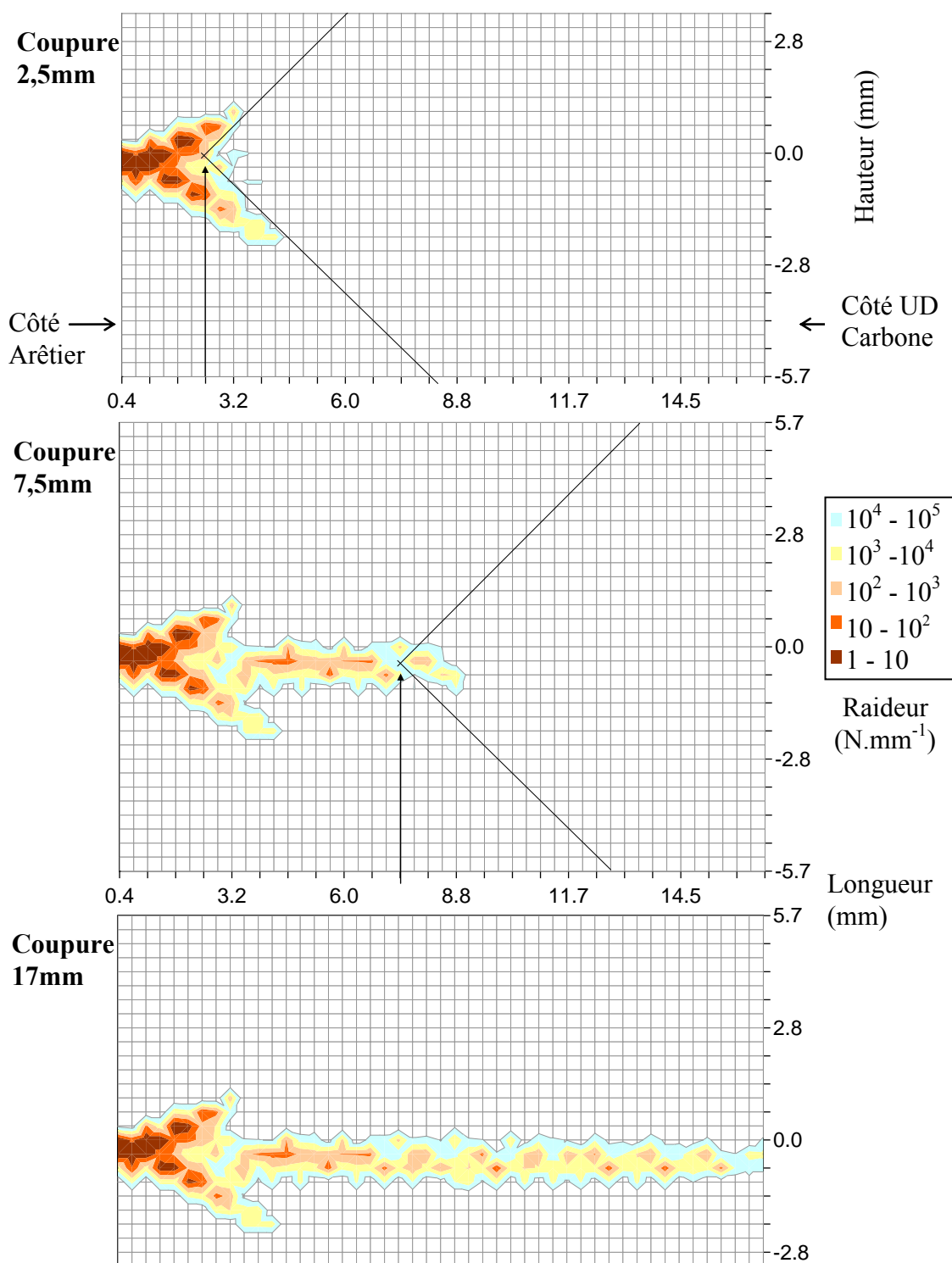


Figure 3-49 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts en fonction de la longueur de coupure dans un revêtement $[\pm 45]_2$

Les zones de dégradation des éléments de liaison sont identiques dans l'éprouvette de largeur 50mm (Figure 3-50).

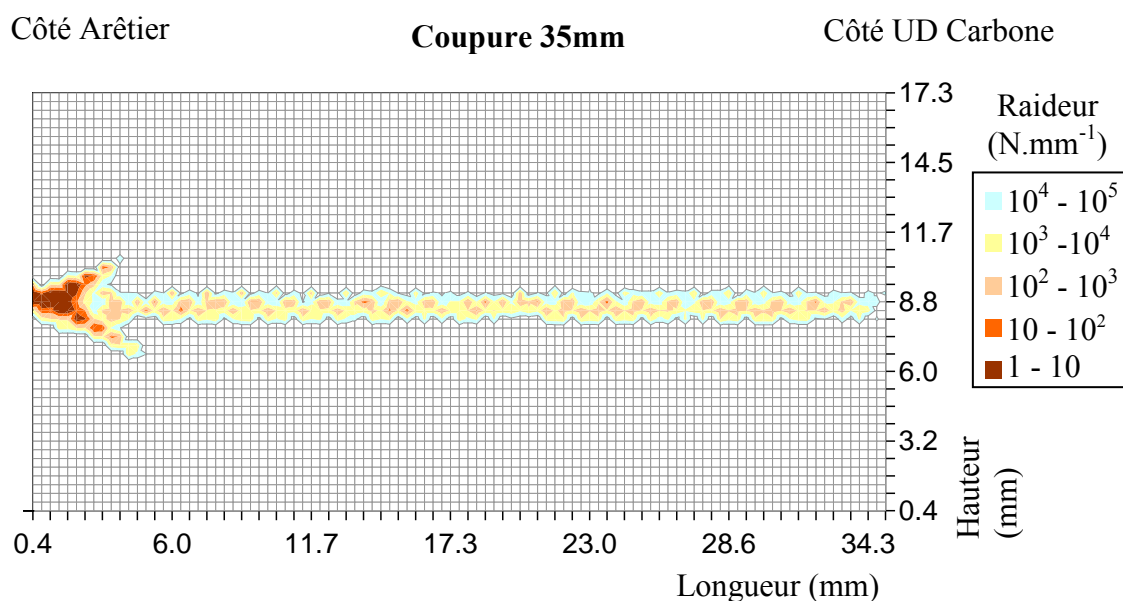


Figure 3-50 : Cartographie de la dégradation de la raideur des éléments ressorts dans une éprouvette $[\pm 45]_2$ de largeur 50mm

L'examen des dommages matriciels visibles autour de la coupure dans une éprouvette de largeur 50 mm permet d'évaluer la justesse de la dégradation des ressorts donnée par le modèle. Des bandes longues et fines correspondant à la fissuration de l'interstice de matrice entre deux mèches de fibres sont observées autour de la coupure sur une distance de 6,5mm soit plus que la prédiction du modèle. Si l'intensité du blanchiment de résine est un indicateur du degré d'endommagement de la résine, il est alors possible de constater un fort endommagement de la résine à 1 mm de part et d'autre de la coupure. En reprenant les conclusions concernant la dégradation des ressorts dans les stratifiés $[0/90]_2$, une forte dégradation de la résine correspondrait à une valeur de raideur des ressorts inférieure ou égale à 100 N.mm^{-1} alors qu'un endommagement diffus intermédiaire concorderait avec une raideur comprise entre 10^3 et 10^5 N.mm^{-1} . Or, c'est ce dernier intervalle de niveau de dégradation qui est uniquement prévu dans la simulation de la propagation dans le stratifié $[\pm 45]_2$ et de plus sur une hauteur plus faible que celle observée.

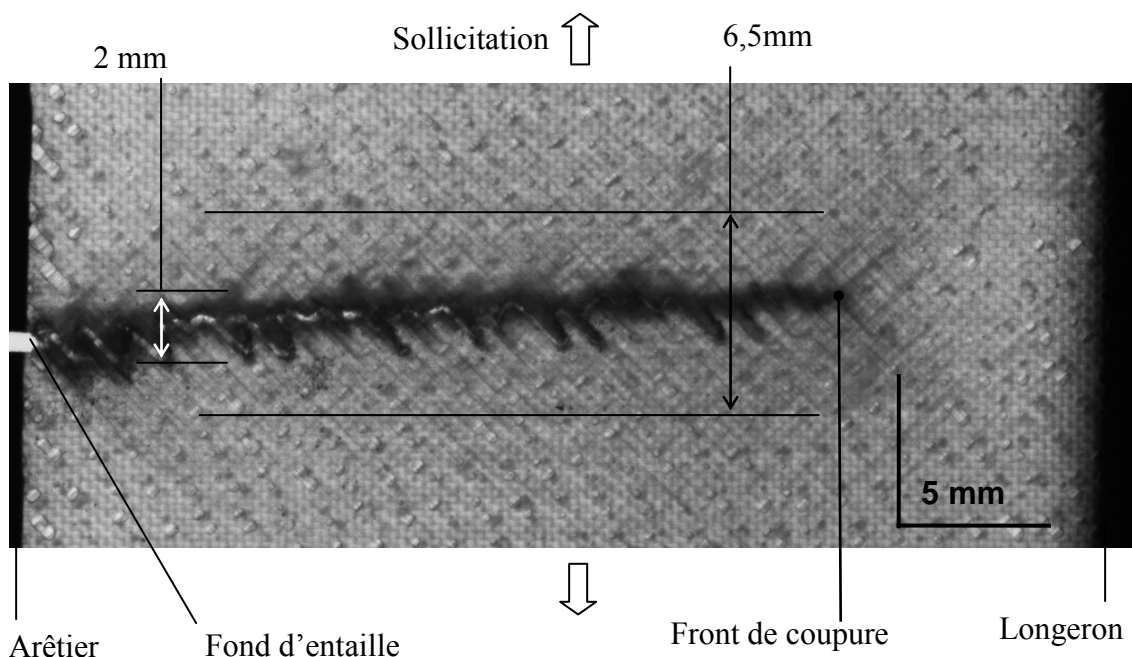


Figure 3-51 : Analyse des dommages visibles autour d'une coupure dans un revêtement $[\pm 45]_2$

Une partie du comportement en fatigue de la résine dans les revêtements $[\pm 45]_2$ n'est vraisemblablement pas prise en compte dans la simulation. L'examen des différentes souplesses semble confirmer cette remarque. En effet, la souplesse δ_2 des ressorts liée à la distorsion angulaire donnée par les quadrangles a été identifiée sur l'essai de traction statique sur les stratifiés $[\pm 45]_2$. Celle-ci n'intervient de façon conséquente dans le critère (56) de calcul de la souplesse résultante qu'au niveau de la forte zone de dégradation de la raideur des ressorts située en début de propagation. La valeur de distorsion angulaire seuil de début de dégradation n'est ensuite que ponctuellement atteinte au cours de la propagation. La souplesse δ_3 liée au temps d'initiation de coupure est nulle compte tenu que le temps d'initiation d'une éprouvette à l'autre n'influence pas le niveau de vitesse de propagation mesuré. La souplesse δ_1 n'intervient que quand la déformation fibres dépasse la valeur de $\varepsilon_{\text{fibres}} = 6.10^{-3}$; au regard des valeurs représentatives de déformation fibres prédites par le modèle (Figure 3-46), elle n'influence donc que peu la souplesse résultante. Seule la souplesses δ_4 , liée à la dégradation matricielle de fatigue en traction à niveau de déformation fibres moyen, influent la valeur de raideur des ressorts.

Des développements ultérieurs seront nécessaires et s'orienteront peut-être vers la prise en compte d'une déformation plastique de cisaillement qui pourrait apparaître en fatigue.

3.3.3.4 Exploitation des résultats du modèle pour les éprouvettes sans arêtier

Les essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes dont le revêtement est orienté à $[\pm 45]_2$ et ne présentant pas de bande d'UD carbone faisant office d'arêtier, n'ont permis d'obtenir que des vitesses de propagation très faibles voire nulles. Aucune propagation n'a été observée dans les éprouvettes de largeur 30 mm avec une entaille de longueur 3 mm. Une propagation très lente a été observée dans une éprouvette de largeur 50 mm et présentant une longueur d'entaille de 7,5 mm. Enfin, une propagation légèrement plus rapide a été mesurée dans une éprouvette de largeur 50 mm avec une entaille de 15 mm de longueur.

Malgré le manque de précision du modèle utilisé, les déformations sens fibres prévues par le modèle dans les éprouvettes sans arêtier qui n'ont pas ou peu propagé peuvent donner un ordre de grandeur de déformation sens fibres nécessaires à la création d'une coupure par rupture de la mèche en pointe d'entaille.

La déformation sens fibres prévue par le modèle en pointe d'entaille de 3 mm de long dans une éprouvette de largeur 30mm est égale à $3,8 \cdot 10^{-3}$. Selon la relation (59), une durée de vie de $20,6 \cdot 10^6$ cycles est associée à cette valeur de déformation. L'endommagement en fatigue de la résine en cisaillement pourrait de plus diminuer le transfert d'effort en pointe d'entaille au cours du temps.

Dans les éprouvettes de largeur 50mm, les déformations sens fibres données par le modèle sont de $4,7 \cdot 10^{-3}$ et de $6,5 \cdot 10^{-3}$ pour des longueurs d'entaille de 7,5 mm et 15 mm respectivement. Or, seule l'éprouvette présentant une entaille conséquente de 15 mm a propagé raisonnablement. Le niveau de déformation fibres prévu par le modèle dans ce cas de figure permet de définir une vitesse de déformation de $4 \cdot 10^{-6}$ mm/cy. C'est d'ailleurs ce niveau de déformation et donc de vitesse de propagation qui est calculé par le modèle dans le cas d'éprouvette présentant un arêtier pour une coupure de 15 mm. Cette valeur de vitesse prédite est globalement en accord avec celle mesurée.

Il semble utile, avant des améliorations ultérieures des prédictions du modèle, de retenir une valeur de déformation dans la direction des fibres de $\varepsilon_{\text{fibres}} = 6,5 \cdot 10^{-3}$ pour qu'il y ait propagation de coupure.

Néanmoins, les éprouvettes ayant propagé présentent toutes, arêtier ou pas, une diminution de vitesse et un arrêt de propagation à partir d'une certaine longueur de coupure d'environ 25 mm. C'est afin de comprendre et de décrire ce phénomène que le modèle doit être amélioré.

3.4 SYNTHÈSE

Le modèle proposé permet d'appréhender la compréhension des phénomènes intervenant dans le comportement endommageable des plis de tissus à base de fibres de verre et de résine époxy tant en statique qu'en fatigue et en propagation de coupure. Ce modèle phénoménologique donne des tendances et pourrait enrichir des modélisations plus classiques basées sur la mécanique de l'endommagement.

Le dommage principal intervenant dans les tissus composites, consistant en la présence de méta-délamination, désolidarisant les deux directions de renforts a guidé dans un premier temps l'orientation de la modélisation. Puis, à partir de l'analyse des courbes de traction statique dans la direction des fibres, le choix s'est porté sur la séparation des fibres d'une même direction et de la résine. L'hypothèse consiste à considérer qu'avant la rupture, la dégradation maximale correspond au fait que la résine est totalement fissurée et ne reprend plus d'effort. Le modèle éléments finis comporte donc deux maillages superposés liés entre eux par des ressorts dont la raideur peut être endommagée. L'évolution de celle-ci a été identifiée sur différents essais en statique ou de fatigue sur deux principaux stratifiés $[0]_2$ et $[\pm 45]_2$. Le choix s'est porté sur la sommation des souplesses associées à ces différents essais. Un exposant n_0 dit de pondération a été introduit pour prendre en compte l'influence du temps d'initiation de coupure sur les niveaux de vitesse de propagation atteints. Le choix d'un exposant unique pour tous les cas est discutable. Cela identifie une voie d'amélioration du modèle. Les déformées obtenues sur les différents drapages semblent attester de la bonne orientation du modèle. L'influence de la finesse du maillage sur les résultats pourrait également être évaluée. A ce sujet, des interrogations subsistent : les mèches de fibres doivent-elles être plus finement discrétisées tout en gardant le même nombre de ressorts ou le schéma élémentaire du modèle reliant huit éléments surfaciques par l'intermédiaire de quatre ressorts doit-il être reproduit selon une échelle plus petite ?

D'autre part, compte tenu des hypothèses importantes sur le comportement en fatigue à niveau de déformation moyen et haut, la compréhension et la description du comportement en fatigue des stratifiés $[0]_2$ et $[\pm 45]_2$ à ces niveaux de déformation maximale pourrait permettre une amélioration des prévisions du modèle.

Enfin, d'autres critères ont été testés, notamment de dégradation du module de cisaillement dans les éléments surfaciques, mais les résultats n'ont pas été convaincants. La sommation des souplesses de statique et de fatigue de même nature (i.e. identifiées sur des essais semblables comme traction sens fibres ou traction dans des stratifiés $[\pm 45]_n$) plus en accord avec les travaux de différents auteurs a également été testée. Toutefois, les résultats ont montré que les déformations calculées pour chaque avancée de coupure évoluent de manière trop saccadée et avec une trop grande amplitude.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Les travaux réalisés lors de cette étude permettent de mieux appréhender la propagation éventuelle de coupure dans les revêtements minces de structures sandwich fabriqués à partir de pré-imprégnés de tissus de fibres de verre et de résine époxy et sollicités en fatigue.

Une analyse expérimentale importante a été menée. Le développement d'une éprouvette technologique et d'un protocole d'essais, dont le but était de se rapprocher des modes de sollicitation des revêtements de pales en service, a permis d'obtenir des résultats expérimentaux intéressants ; en particulier, des courbes de vitesse de propagation dans différents drapages précisent des ordres de grandeur probablement utiles à la définition d'intervalles d'inspection.

De plus, les analyses micrographiques ont mis en évidence l'existence de dommages matriciels plus ou moins étendus qui devancent le front de coupure. La nature de ces dommages correspond à celle habituellement rencontrée dans les stratifiés à base de plis tissés. Il a également été montré que leur répartition est fonction du type d'armure du tissu et des dimensions des mèches de fibres utilisées lors de sa confection.

D'autre part, la détection d'une coupure est apparue évidente en l'absence de couche de peinture, cette dernière étant aisément identifiable par le blanchiment de résine visible à l'œil nu qui l'accompagne. Néanmoins, il a été souligné que l'habillage de la structure rend son identification plus délicate car la couche de peinture, du fait de sa souplesse, dissimule en partie ce défaut. Les contrôles non-destructifs réalisés sur les éprouvettes développées lors de cette étude tendent à privilégier les dispositifs d'émission acoustique, mais une investigation plus approfondie est nécessaire.

Même si ce n'était pas l'objet de l'étude, la durée d'initiation de coupure a été reconnue comme un facteur influençant la propagation. Certaines configurations d'essais ont permis de quantifier son impact sur la vitesse de propagation.

Ces recherches ont aussi souligné l'excellente tenue en fatigue de stratifiés entaillés à base de tissus carbone / époxy. En guise de recommandation et en l'absence de considérations économiques, l'utilisation de ce type de matériau (par exemple dans des revêtements composites intégrant des couches de matériaux différents) améliorerait très vraisemblablement la tenue de structures présentant une coupure.

Un seul tissu ayant été caractérisé dans cette étude, il pourrait être intéressant de mener des campagnes d'essais de propagation dans des stratifiés à base de tissus présentant une armure différente (taffetas, sergé, satin de 5...) et des dimensions de mèches également différentes afin d'évaluer la portée de la validité des conclusions du présent mémoire.

La modélisation proposée a été guidée par la discrétisation naturelle propre aux tissus. Elle vise à décrire les phénomènes de dégradation et de rupture intervenant dans les tissus. L'endommagement localisé du matériau a été privilégié par rapport à un endommagement diffus. Le modèle s'appuie sur la séparation des comportements en fatigue des constituants du matériau composite étudié au travers de l'utilisation de deux maillages superposés liés entre eux par des éléments particuliers au comportement endommageable.

La comparaison des prédictions du modèle par rapport aux résultats expérimentaux en propagation semble confirmer l'orientation choisie. Globalement, le modèle rend compte des résultats expérimentaux obtenus dans différents drapages.

Toutefois, il serait souhaitable d'améliorer la modélisation. Il ressort que l'influence de la finesse du maillage devra être évaluée ; comme la discrétisation influe sur le nombre d'éléments ressorts, il faudra définir s'il faut affiner le maillage surfacique (afin de mieux décrire le comportement d'une mèche de fibres et d'intégrer les endommagements qui y siègent) tout en conservant le même nombre d'éléments de liaison ou bien reproduire le motif numérique élémentaire à une échelle plus petite. La première voie d'amélioration est à privilégier.

De plus, il serait intéressant de prendre en compte la durée de vie des mèches de fibres sous forme de loi cumulative afin de rendre compte de l'accélération de la propagation.

Les prédictions du modèle montrent également que le comportement de la résine en fatigue dans les stratifiés $[\pm 45]_2$ n'est pas correctement décrit. L'apparition de déformations inélastiques en fatigue avérées par différents auteurs, n'est par exemple, pas prise en compte. Le ralentissement et l'arrêt de la propagation voire l'absence d'initiation de coupure en pointe d'entaille dans certaines configurations d'essais pourraient alors être expliquées.

D'autre part, la prise en compte de l'influence de la durée d'initiation sur les niveaux de vitesse de propagation dans les stratifiés $[0]_2$ et $[90]_2$ via l'utilisation d'un coefficient de pondération n_0 entre les différentes souplesses des ressorts n'est pas satisfaisante. Il serait préférable de décrire l'évolution des souplesses des ressorts en fatigue à différents niveaux maximums de déformation. Il serait également utile de caractériser le couplage traction – cisaillement. Cela permettrait peut-être d'affiner la compréhension des phénomènes locaux, en prédisant l'apparition d'une zone de dommages matriciels en avant de l'entaille, puis de la coupure, d'autant plus grande que la durée d'initiation est longue.

La justesse de la modélisation pourrait également être évaluée au travers de la prédiction de la rupture d'éprouvettes trouées, fabriquées à partir de pré-imprégnés de tissus, et sollicitées en traction tant en statique qu'en fatigue.

La définition et la description des phénomènes de dégradation propres aux matériaux composites apparaissant dans le prolongement d'accidents géométriques restent donc un enjeu majeur et constituent le cœur de la discussion.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Worn blade on sea crash helicopter - Thursday, 8 August, 2002

“There was "clear evidence of fatigue" in the rotor blade, the report states. Neither the damage nor the fault was detected during an inspection by Sikorsky after the helicopter was hit by lightning, accident investigators said.”

http://news.bbc.co.uk/2/hi/uk_news/england/2181054.stm

[Afaghi96]

AFAGHI A., YE L.

Notched strength and effective crack growth in woven fabric composite laminates with circular holes - Journal of reinforced plastics and composites 15 (1996) 344-358

[Alif97]

ALIF N., CARLSSON L.

Failure mechanisms of woven carbon and glass composites - Composite materials: Fatigue and Fracture (6th volume) ASTM STP 1285 (1997) 471-493

[Attia01]

ATTIA O., KINLOCH A., MATTHEWS F.

Modelling the fatigue life of polymer-matrix fibre-composite components - Composites science and technology 61 (2001) 2273-2283

[Bäcklund86]

BACKLUND J., ARONSSON C.

Tensile fracture of laminates with cracks - Journal of composite materials 20 (1986) 259-307

[Bailie89]

BAILIE JA.

Woven fabric aerospace structures - Handbook of composites, Structures and design, vol. 2 Amsterdam Elsevier (1989) 353-91

[Bathias91]

BATHIAS C.

Fracture and fatigue of high performance composite materials: mechanisms and prediction - Engineering Fracture Mechanics Vol. 40, No. 4/5, pp. 757-783, 1991

[Belmonte01]

BELMONTE H., MANGER C., OGIN S., SMITH P., LEWIN R.

Characterisation and modelling of the notched tensile fracture of woven quasi-isotropic GFRP laminates - Composites Science and Technology 61 (2001) 585-597

[Benzeggagh95]

BENZEGGAGH M.L.

Détection et identification des endommagements lors d'un processus de délaminage - Annales des composites : Journée AMAC/CSMA, pp. 49-83, 1995

[Bois07]

BOIS C., THOLON Y., HOCHARD C.

Localisation et suivi de la propagation d'une fissure de fatigue dans un stratifié constitué de plis tissés verre epoxy – Comptes rendus des 15^{ème} JNC (2007) 815-822

[Boniface93]

BONIFACE L., OGIN S., SMITH P.

Damage development in woven glass fibre/epoxy laminates under tensile loading - Second International Conference on Deformation and Fracture of Composites. Proceedings, 29-31 March 1993, Manchester.

[Bureau04]

BUREAU M., DENAULT J.

Fatigue resistance of continuous glass fiber/polypropylene composites: consolidation dependence - Composites Science and Technology Volume 64, Issue 12, Sept. 2004, pp 1785-1794

[Coats98]

COATS T., HARRIS C.

A progressive damage methodology for residual strength predictions of notched composite panels - Nasa / TM-1998-207646

[Degallaix02]

DEGALLAIX G., HASSAINI D., VITTECOQ E.

Cyclic shearing behaviour of a unidirectional glass/epoxy composite - International Journal of Fatigue 24 (2002) 319-326

[Demers97]

DEMERS C.

Tension-tension axial fatigue of E-glass fiber reinforced polymeric composites : tensile fatigue modulus - Construction and Building Materials Vol. 12, No. 1, pp. 51-58, 1998

[Ding95]

DING Y., YAN Y., MAC ILHAGGER R., BROWN D.

Comparison of the fatigue behaviour of 2-D and 3-D woven fabric reinforced composites - Journal of materials processing technology 55 (1995) 171-177

[Dyer98]

DYER K. P., ISAAC D. H.

Fatigue behaviour of continuous glass fibre reinforced composites - Composites Part B 29B (1998) 725-733

[Echtermeyer95]

ECHTERMAYER A., ENGH B., BUENE L.

Lifetime and Young's modulus changes of glass/phenolic and glass/polyester composites under fatigue - Composites Vol. 26 No 1, 1995 pp. 10-16

[Feng99]

FENG Z., ALLEN H., MOY S.

Theoretical and experimental investigation of progressive failure of woven composite panels - Journal of Composite materials, (33) 11/1999

[Fujii93]

FUJII T., AMIJIMA S.

Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite - Composites Science and Technology 49 (1993) 327-333

[Fujii94]

FUJII T., LIN F.

Fatigue behavior of a plain-woven glass fabric laminate under tension/torsion biaxial loading - Journal of Composite Materials, Vol. 29, No. 5 / 1995 pp. 573-590

[Garteur04]

HABIB F., DAVIES A., BAARAN J., OUSSET Y.

Group for Aeronautical Research and Technology in Europe (GARTEUR) - Literature survey on fatigue behaviour of composites structures, 2004

[Gay97]

GAY D.

Matériaux composites - HERMES (4e éd.)

[Hansen99]

HANSEN U.

Damage development in woven fabric composites during tension-tension fatigue - Journal of Composite Materials, Vol. 33, No 7/1999

[Hochard06]

HOCHARD C., PAYAN J., BORDREUIL C.

A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads - International Journal of Fatigue 28 (2006) 1270-1276

[Huang02]

HUANG Z.

Micromechanical modeling of fatigue strength of unidirectional fibrous composites - International Journal of Fatigue 24 (2002) 659–670

[Jessen91]

JESSEN S., PLUMTREE A.

Continuum damage mechanics applied to cyclic behaviour of a glass fibre composite pultrusion - Composites Volume 22, Issue 3, May 1991, Pages 181-190

[Kennedy01]

KENNEDY T., CHO M., KASSNER M.

Predicting failure of composite structures containing cracks - Composites Part A 33 (2002) 583-588

[Kumagai04]

KUMAGAI S., SHINDO Y., HORIGUCHI K., NARITA F.

Tension–tension fatigue behavior of GFRP woven laminates at low temperatures - Mechanics of Advanced Materials and Structures, 11 : 51-66, 2004

[Ladevèze92]

LADEVEZE P., LE DANTEC E.

Damage modelling of the elementary ply for laminates composites - Composites Science and Technology, 1992 - 43(3): p. 257-268.

[Lubin92]

LUBIN G, DASTIN S.

Aerospace applications of composites handbook of composites - Van Nostrand Reinhold Company (1992) 722–743

[Maa02]

MAA R., CHENG J.

A CDM-based failure model for predicting strength of notched composites laminates – Composites: Part B 3 (2002) 479-489

[McLaughlin02]

McLAUGGLIN P., SANTHANAM S.

Simulating damage growth in a [90/0]s composite laminate using quasi-two-dimensional finite element methods - Composite Structures 58 (2002) 227–236

[Mandell75]

MANDELL JF.

Fatigue crack propagation rates in woven and non woven fiber glass laminates - Composites Reliability, ASTM STP 580, American Society for Testing and Materials, 1975, pp. 515-527

[Marissen06]

MARISSSEN R., WESTPHAL T., STERK J.

Fracture of quasi-isotropic composite sheets with sharp notches - Composites Science and Technology 66 (2006) 1803-1812

[Naïk01]

NAÏK R., PATEL S., CASE W.

Fatigue damage mechanism characterization and modeling of a woven graphite/epoxy composite - Journal of thermoplastic composite materials, Vol. 14 (2001) 404-420

[Osada03]

OSADA T., NAKAI A., HAMADA H.

Initial fracture behavior of satin woven fabric composites - Composites structures, 61 (2003) 333-339

[Pandita01]

PANDITA S., HUYSMANS G., WEVERS M., VERPOEST I.

Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions - Composites: Part A, 32 (2001) 1533-1539

[Payan02]

PAYAN J., HOCHARD C.

Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings - International Journal of Fatigue 24 (2002) 299-306

[Payan04]

PAYAN J.

Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue - Thèse de doctorat de l'université Aix-Marseille II, 2004

[Pegoretti99]

PEGORETTI A., RICCO T.

Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres - Composites Science and Technology 59 (1999) 1055-1062

[Périé02]

PERIE J., CALLOCH S., CLUZEL C., HILD F.

Analysis of a multiaxial test on a C/C composite by using digital image correlation and a damage model correlation - Experimental Mechanics, 42 (2002) 318-328

[Petermann02]

PETERMANN J., SCHULTE K.

Strain base service time estimation for angle-ply laminates - Composites Science and Technology 62 (2002) 1043-1050

[Poe01]

POE C., REEDER J.

Fracture behavior of a stitched warp-knit carbon fabric composite - Nasa / TM-2001-210868

[Pugno06]

PUGNO N., CIAVARELLA M., CORNETTI P., CARPINTERI A.

A generalized Paris law for fatigue crack growth - Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 54 (2006) 1333-1349

[Ribicky78]

RYBICKI E.F., KANNINEN M.F.

A finite element in linear fracture mechanics - Inte. J. Num. Met Eng., 10 (1978) 25-35

[Schmitt02]

SCHMITT C., ABISROR A., PLUVINAGE G.

Fissuration en fatigue de plaques sollicitées en traction-torsion - Mécanique & Industries 3 (2002) 639-653

[Schulte87]

SCHULTE K., REESE E., CHOU T.

Fatigue behaviour and damage development in woven fabric and hybrid fabric composites - Proceedings of the Sixth International Conference on Composite Materials (ICCM-VI) and Second European Conference on Composite Materials (ECCM-II), vol. 4, 20-24 July 1987. London, UK:

[Sedrakian02]

SEDRAKIAN A., BEN ZINEB T., BILLOET J.-L.

Contribution of industrial composite parts to fatigue behaviour simulation - International Journal of Fatigue 24 (2002), 307–318.

[Shindo05]

SHINDO Y., INAMOTO A., NARITA F.

Characterization of Mode I fatigue crack growth in GFRP woven laminates at low temperatures - Acta Materialia 53 (2005) 1389-1396

[Shindo06]

SHINDO Y., TAKANO S., HORIGUCHI K., SATO T.

Cryogenic fatigue behavior of plain weave glass/epoxy composite laminates under tension–tension cycling - Cryogenics 46 (2006) 794–798

[Sims00]

SIMS G., BROUGHTON W.

Comprehensive Composite Materials - Volume 2; (ISBN: 0-080437206); Glass fiber reinforced plastics properties pp. 151-197

[Smith89]

SMITH E., PASCOE K.

Biaxial fatigue of a Glass-Fibre reinforced composite Part 1: Fatigue and Fracture Behaviour - Biaxial and Multiaxial Fatigue, EGF 3, 1989, Mechanical Engineering Publications, pp. 367-396

[Song98]

SONG DY., NOBUO O.

Approximate estimation of fatigue strength of polymer matrix composites by material properties - Materials Science and Engineering A254 (1998) 200-206

[Srivastava01]

SRIVASTAVA V.

Notched strength prediction of laminated composite under tensile loading - Materials science and engineering A328 (2002) 302-309

[Steeves04]

STEEVES C., FLECK N.

Collapse mechanisms of sandwich beams with composite faces and a foam core, loaded in three-point bending. Part II: experimental investigation and numerical modelling - International journal of mechanical sciences (46) 2004 585-608 (Cambridge)

[Tong02]

TONG J.

Characteristics of fatigue crack growth in GFRP laminates – International Journal of Fatigue 24 (2002) 291-297

[Woo07]

WOO S., CHOI N.

Analysis of fracture process in single-edge-notched laminated composites based on the high amplitude acoustic emission events - Composites Science and Technology 67 (2007) 1451-1458

[Xiao93]

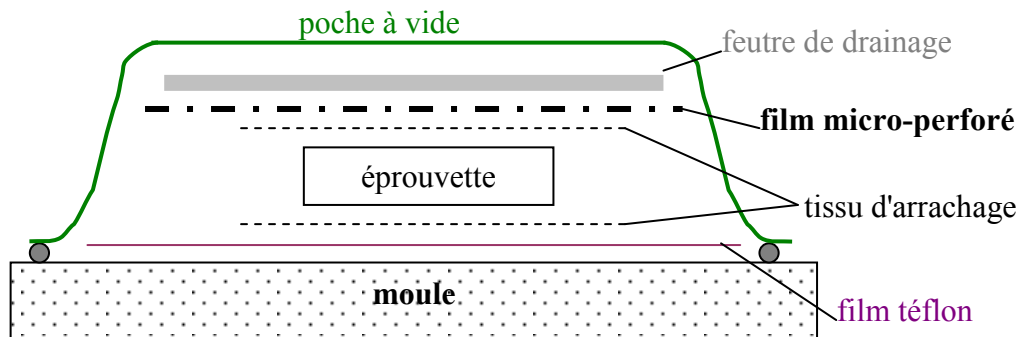
XIAO J., BATHIAS C.

Fatigue behaviour of unnotched and notched woven glass/epoxy laminates - Composites Science and Technology 50 (1994) 141-148

ANNEXES

ANNEXE A : PROCÉDE DE FABRICATION DES EPROUVETTES

Après découpe du pré-imprégné au cutter, le stratifié est cuit selon le cycle de polymérisation précisé en Figure 2-1 sous une dépression 0,9 bar suivant le principe schématisé ci-dessous :



ANNEXE B : RESULTATS DE CARACTERISATION DU TISSU ETUDIE

Les essais de caractérisation ont été menés en traction sur une machine d'essai INSTRON 4466 de capacité maximale de 10kN. La direction y correspond à la direction de traction.

Stratifié : [0] ₂ CHAINE V=0,5mm/min						
N° éprouvette	épaisseur (mm)	largeur (mm)	E _y (MPa)	σ _y ^{rupt} (MPa)	ε _y ^{rupt} (%)	ν
1	0.63	9.90	21911	369	2.13%	-0.15
2	0.63	10.00	21798	398	2.38%	-0.15
3	0.63	9.92	20891	385	1.94%	-0.14
Moyenne	0.63	9.94	21533	384	2.15%	-0.15
Ecart type	0.00	0.05	559	15	0.22%	0.01
Ecart type/moy	0%	0%	3%	4%	10%	-4%

Stratifié : **[90]₂ TRAME** V=0,5mm/min

N° éprouvette	épaisseur (mm)	largeur (mm)	E _y (MPa)	σ _y ^{rupt} (MPa)	ε _y ^{rupt} (%)	v
1	0.63	10.00	20893	278	2.18%	-0.15
2	0.63	10.00	20536	277	1.72%	-0.15
3	0.63	9.98	20338	277	1.81%	-0.15
Moyenne	0.63	9.99	20589	277	1.90%	-0.15
Ecart type	0.00	0.01	281	1	0.24%	0.00
Ecart type/moy	0%	0%	1%	0%	13%	-1%

Stratifié : **[±45]₂** V=2mm/min

N° éprouvette	épaisseur (mm)	largeur (mm)	G ₁₂ (MPa)	τ ₁₂ ^{rupt} (MPa)	γ ₁₂ ^{rupt} (%)
1	0.65	25.15	3520	68	-
2	0.64	25.16	3542	68	-
3	0.64	25.10	3549	63	-
Moyenne	0.64	25.14	3537	66	-
Ecart type	0.01	0.03	15	3	-
Ecart type/moy	1%	0%	0%	5%	-

Stratifié : **[±45 ; 0 ; ±45]₂** V=0,5mm/min

N° éprouvette	épaisseur (mm)	largeur (mm)	E _y (MPa)	σ _y ^{rupt} (MPa)	ε _y ^{rupt} (%)
1	0.64	25.10	13746	177	1.89%
2	0.64	25.10	13782	172	1.87%
3	0.64	25.10	13903	183	2.01%
Moyenne	0.64	25.10	13810	177	1.92%
Ecart type	0.00	0.00	82	5	0.08%
Ecart type/moy	0%	0%	1%	3%	4%

CONTRIBUTION A L'ETUDE DE LA PROPAGATION DE COUPURE EN FATIGUE DANS LES REVETEMENTS COMPOSITES TISSES MINCES

Les pales d'hélicoptères sont des structures composites sandwichs soumises à des sollicitations de fatigue et qui présentent des peaux relativement minces. L'apparition en service d'une fissure dans l'épaisseur du revêtement, dénommée **coupure**, reste plausible. L'objectif de cette étude est de caractériser la propagation de coupure en fatigue dans des stratifiés minces à base de plis de tissus de fibres de verre et de résine époxy.

Un **protocole d'essais original** est développé afin de se rapprocher des modes de sollicitations de ce type de structures. Une importante campagne expérimentale est menée et permet d'évaluer des niveaux de vitesse de propagation dans différents stratifiés. La propagation est notamment reliée par des observations **microscopiques, aux mécanismes d'endommagement propres aux tissus**. L'importance de la durée d'initiation sur les résultats expérimentaux est également soulignée.

La modélisation éléments finis proposée repose sur une description **de l'architecture** du tissu et des comportements en fatigue propres à chacun de ses constituants. **L'endommagement matriciel est introduit sous forme discrète par l'utilisation d'éléments de liaison entre les deux directions de renforts du tissu**. Le comportement en fatigue des mèches de fibres est appréhendé à l'aide de courbes S-N. Les prévisions du modèle sont analysées au travers des niveaux de vitesse de propagation mesurés et des endommagements observés en pointe de coupure.

Mots-clés

Structures composites tissées, Propagation de fissure en fatigue, Modélisation éléments finis, Durée de vie

STUDY OF THE FATIGUE CRACK GROWTH IN THIN COMPOSITE SKINS MADE OF WOVEN PLIES

Helicopter blades are made of composite sandwich materials mainly loaded in fatigue. Normally, they have relatively thin skins. A through-the-thickness crack could appear in these coatings. The aim of this study is to characterize the through-the-thickness crack propagation in fatigue in thin woven glass fabric laminates.

A specific fatigue test is developed so that these structures parts can undergo real stress conditions. A wide experimental campaign is undertaken which allows stating crack growth rates in several laminates. The propagation path is linked through microscopic investigations to specific damages of woven plies. Crack initiation duration influence on experimental results is also underlined.

The finite element modelling is based on the architecture of the fabric and on the fatigue behaviours of the matrix and the fibre. The fatigue damage matrix is introduced with user spring elements that link the two fibres directions of the fabric. The glass fibre fatigue behaviour is based on S-N curves. Numerical results are compared to measured crack growth rates levels and observed damages in the crack tip.

Keywords

Woven composite structures, Fatigue crack growth, Finite element analysis, Life prediction