

Université
de Toulouse

THÈSE

En vue de l'obtention du
DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :
Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse)

Discipline ou spécialité :
Génie mécanique, Mécanique des matériaux

Présentée et soutenue par :
Christian GARNIER

le : mardi 29 novembre 2011

Titre :
Etude du comportement dynamique des structures composites réalisées par
LRI :
application à l'impact et à la fatigue

Ecole doctorale :
Mécanique, Energétique, Génie civil et Procédés (MEGeP)

Unité de recherche :
Laboratoire Génie de Production (LGP Tarbes) de l'ENIT

Directeur(s) de Thèse :

Olivier PANTALE Ecole Nationale d'Ingénieurs, Tarbes Directeur de thèse

Rapporteurs :

Alain THIONNET Université de Bourgogne, Dijon Rapporteur
Bertrand WATTRISSE Université de Montpellier 2, Montpellier Rapporteur

Membre(s) du jury :

Michel GREDIAC Université Blaise Pascal, Clermont-Ferrand Président
Marie-Laëtitia PASTOR Université Paul Sabatier, Toulouse Encadrante
Bernard LORRAIN Ecole Nationale d'Ingénieurs, Tarbes Encadrant
Frédéric LACHAUD Université Paul Sabatier, Toulouse Invité
Pascal HERMEL Daher-Socata, Bouguenais Invité
Charles NAEJUS Daher-Socata, St Julien de Chedon Invité

Remerciements

Ce travail de recherche a été réalisé au sein de l'équipe Mécanique des Matériaux, des Structures et Procédés du laboratoire Génie de Production de Tarbes. Cette étude a été mise en place dans le cadre d'une convention CIFRE tripartite entre l'industriel DAHER-SOCATA (site de Saint Julien de Chedon), le Laboratoire Génie de Production de Tarbes et l'Agence Nationale Recherche et Technologie.

Je tiens à remercier Monsieur Pascal Hermel, responsable R&T de Daher-Socata, Monsieur Sébastien Mistou, Maître de conférences du LGP et Monsieur Daniel Noyes d'avoir été initiateur de ce projet et de m'avoir accordé leur entière confiance et les pleins pouvoirs pour mener à bien ce travail de thèse. Je remercie également Monsieur Olivier Pantalé d'avoir pris en charge l'encadrement de ces travaux.

Je tiens à remercier Monsieur Michel Grédiac, Professeur des Universités de l'Université Blaise Pascal de Clermont-Ferrand de m'avoir fait l'immense honneur de présider mon jury de soutenance. Je remercie également Monsieur Alain Thionnet, Professeur des Universités de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, et Monsieur Bertrand Watrresse, Professeur des Universités de l'Université de Montpellier 2, de m'avoir fait l'honneur de prendre la charge de rapporteur de mon manuscrit de thèse. Je les remercie également pour les échanges scientifiques que nous avons eus concernant celui-ci. Je tiens également à remercier Monsieur Frédéric Lachaud, Professeur des Universités de l'Université Paul Sabatier de Toulouse, de m'avoir fait l'honneur de se joindre à mon Jury de thèse en tant qu'invité.

Je tiens à remercier tout particulièrement Madame Marie-Laëtitia Pastor, Maître de Conférences de l'Université Paul Sabatier de Toulouse, et Monsieur Bernard Lorrain, d'avoir effectué l'encadrement de ces travaux. Leurs qualités scientifiques et humaines ainsi que leur disponibilité, nous ont permis d'avoir des échanges scientifiques sereins, efficaces et ce, dans la bonne humeur. Je voulais surtout les remercier pour leur confiance et l'amitié qui est née de cette collaboration. Je voulais aussi remercier Monsieur Charles Naejus, Directeur technique du site Daher-Socata de Saint Julien de Chedon, pour ses conseils avisés, ses discussions scientifiques avancées et surtout, pour ses qualités scientifiques et humaines.

Tout travail, quel qu'il soit, ne peut jamais être abouti sans un environnement de travail sain. Je tiens donc à remercier mon collègue de bureau, Vincent Wagner, pour nos moments studieux, nos moments d'humour et nos fameux « blind-tests ».

Je voudrais aussi remercier mes colocataires et amis, Romain Brault et Eric Villeneuve, de m'avoir supporté dans la phase de rédaction et pour tous les bons moments passés pendant ces trois années aux « pauses café », à la « collo », ... Mes remerciements vont aussi aux filles du labo collage, Laurence, Julie et Clélia pour m'avoir pris sous leurs ailes pendant les essais DSC et ARES.

Je voudrais aussi remercier Monsieur Joël Lacassagne, Monsieur Jean-Marie Ceccon, Monsieur François Martinez et Madame Virginie Lagarde, techniciens, pour leur disponibilité et leur aide.

Je remercie également toute l'équipe du CRC Composites, Sébastien, Toufic, Céline, Olivier « Chocho », Vincent, Fred, Thibault, Benjamin, Michel, Pierre-Olivier et les autres de m'avoir fait une place parmi eux.

Je remercie tous les membres du Laboratoire avec qui les échanges humains et scientifiques se sont toujours bien passés.

Je remercie toute l'équipe R&T de Daher-Socata, Dominique, Michaël, Stéphanie, ... et tous les membres de Daher-Socata qui ont gravité ou non autour de ma thèse.

Je remercie, bien sûr, tous les doctorants, anciens et nouveaux, pour leur amitié, les sorties sportives, les repas doctorants, ... Merci Andrei, Malik, Romain(s), Adrien(s), Eric, Güralp « Gürul Urul », Benjamin, Mickaël, Sabeur, Arnaud, Laurence, Julie, Clélia, Joël, Damien, Juan Diego, Paula, Samira, Babacar, Hassen, Cristina, ... et tous les autres qui se reconnaîtront.

Un dernier remerciement spécial à toute ma famille, à mes parents pour les concessions qu'ils ont faites pour que leurs enfants réussissent leurs vies, à mes frères, à mon grand-père qui s'en est allé au début de cette aventure et qui m'a donné cette force de continuer, et surtout à celle qui m'a supporté et qui m'a soutenu, malgré la distance. Merci Hélène .

Table des matières

Table des figures	iv
Table des tableaux	vii
Introduction	1
Chapitre 1 Caractérisation du procédé et du matériau	5
1.1 Etat de l'art	6
1.1.1 Les différents procédés d'élaboration de matériaux composites	6
1.1.2 Caractérisation d'un procédé de fabrication	19
1.2 Le matériau	28
1.2.1 Le tissu	28
1.2.2 La résine	28
1.2.3 Le composite réalisé.....	29
1.3 Caractérisation du procédé de fabrication : Liquid Resin Infusion.....	29
1.3.1 Le procédé utilisé : Infusion de résine liquide (LRI).....	29
1.3.2 Les cycles de cuisson utilisés	32
1.3.3 Contrôle du taux de porosité	33
1.3.4 Caractérisation calorimétrique par analyse enthalpique différentielle (DSC).....	35
1.3.5 Caractérisation thermomécanique par analyse rhéologique.....	37
1.4 Caractérisation mécanique du matériau de l'étude	40
1.4.1 Essai de traction	40
1.4.2 Essai de compression	43
1.4.3 Caractérisation par propagation d'ondes ultrasonores.....	46
1.5 Conclusion	48
Chapitre 2 Comportement à l'impact des Matériaux Composites	51
2.1 Etat de l'art	52
2.1.1 Impact : énergies et vitesses à prendre en compte	53
2.1.2 Les essais d'impact	55
2.1.3 Rappel sur les mécanismes d'endommagement	56
2.1.4 Mécanismes d'endommagement lors de l'essai d'impact	59
2.1.5 Les paramètres influençant la réponse à l'impact.....	62
2.1.6 Les Contrôles Non Destructifs	64
2.1.7 Les aspects modélisation	70
2.2 Les essais d'impact chez Daher-Socata	79
2.2.1 Représentativité de l'impact Daher-Socata	79
2.2.2 Moyens et procédures d'essais	79
2.2.3 Résultats et commentaires	85
2.3 Essais de reconstruction 3D de la ZE	86
2.3.1 Protocole expérimental.....	86
2.3.2 Résultats et commentaires	88
2.4 Le test de Compression Après Impact (CAI).....	89
2.4.1 Objectif	89
2.4.2 Moyens et procédure d'essais.....	90
2.4.3 Résultats et commentaires	91

2.5	Conclusions sur les essais d'impact	92
2.6	Modélisation numérique de l'impact	93
2.6.1	Approches utilisées	93
2.6.2	Données d'entrée du modèle	93
2.6.3	Etude de sensibilité	95
2.6.4	Modélisations	97
2.6.5	Résultats	100
2.7	Conclusion	111
Chapitre 3 Fatigue des Matériaux Composites		115
3.1	Etat de l'art	116
3.1.1	L'antériorité sur les composites	117
3.1.2	Facteurs influençant la tenue en fatigue	125
3.1.3	Les CND appliqués au suivi en fatigue	127
3.2	Etude préliminaire en fatigue	130
3.2.1	Protocole d'essais	131
3.2.2	Sensibilité en fréquence	135
3.3	Méthodologie en fatigue	137
3.3.1	Création d'une méthode de suivi en « temps réel »	137
3.3.2	Méthode d'analyse des données mécaniques	140
3.4	Essais de fatigue	143
3.4.1	Eprouvettes	143
3.4.2	Résultats	143
3.4.3	Analyse CND « post-mortem »	146
3.5	Conclusion	148
Chapitre 4 Analyse statistique de l'impact des Matériaux Composites		151
4.1	Etat de l'art	152
4.1.1	Introduction	152
4.1.2	Terminologie	155
4.1.3	Les principaux plans d'expériences	156
4.2	Création du Plan d'Expériences (P.E)	159
4.2.1	Choix des réponses et des facteurs	159
4.2.2	Choix du type de Plan d'Expériences	164
4.2.3	Création de la matrice d'expériences	165
4.2.4	Méthode de dépouillement	166
4.3	Caractérisation des matériaux du P.E	168
4.3.1	Mesure des propriétés physiques	168
4.3.2	Détermination des constantes élastiques	169
4.4	Essais Plan d'Expériences (impact)	170
4.4.1	Réponses obtenues	170
4.4.2	Graphes des effets moyens	172
4.4.3	Dépouillement statistique	175
4.4.4	Analyse des résultats	176
4.5	Conclusion	178

Conclusions et perspectives	181
Bibliographie	185

Table des figures

<i>Figure 1-1 : Aérostructures composites réalisées par Daher-Socata</i>	1
<i>Figure 1-2 : Programmes R&D Daher-Socata</i>	2
<i>Figure 1-1 : Principe du moulage au sac de préimprégnés [Car05]</i>	8
<i>Figure 1-2 : Principe de l'enroulement filamentaire en continu par voie sèche [BCC97]</i>	8
<i>Figure 1-3 : Principe de la projection simultanée [Car05]</i>	11
<i>Figure 1-4 : Principe de l'enroulement filamentaire par voie humide [Car05]</i>	11
<i>Figure 1-5 : Procédé de moulage par pultrusion [GRMCV00]</i>	12
<i>Figure 1-6 : Principe du moulage par centrifugation [Hea02]</i>	13
<i>Figure 1-7 : Principe du procédé Resin Transfer Molding (RTM) [Cel06]</i>	14
<i>Figure 1-8 : Principe du procédé Resin Film Infusion [QRKS99, CDB08, HSYH03]</i>	15
<i>Figure 1-9 : Principe de l'infusion de résine liquide</i>	16
<i>Figure 1-10 : Courbes DSC pour une résine TGMDA [OCSS00]</i>	19
<i>Figure 1-11 : Modèle de Maxwell généralisé</i>	21
<i>Figure 1-12 : Essai de compression</i>	23
<i>Figure 1-13 : Echantillons de mesure par contact direct [Mis00]</i>	25
<i>Figure 1-14 : Création de l'empilement et de la bâche à vide</i>	31
<i>Figure 1-15 : Paramètres d'un cycle de polymérisation [GMF+09]</i>	32
<i>Figure 1-16 : Tg obtenue pour les différents cycles</i>	36
<i>Figure 1-17 : Principe du rhéomètre à torsion rectangulaire</i>	37
<i>Figure 1-18 : Courbe rhéologique du G926/RTM6 pour le cycle 1</i>	38
<i>Figure 1-19 : Courbe rhéologique du G926/RTM6 pour le cycle 2</i>	38
<i>Figure 1-20 : Courbe rhéologique du G926/RTM6 pour le cycle 3</i>	39
<i>Figure 1-21 : Protocole expérimental de l'essai de traction uniaxiale avec mesures de déformations</i>	41
<i>Figure 1-22 : Evolution de la déformation ε_0 du G926/RTM6</i>	42
<i>Figure 1-23 : Evolution de la déformation ε_{45} du G926/RTM6</i>	42
<i>Figure 1-24 : Evolution de la déformation ε_{90} du G926/RTM6</i>	42
<i>Figure 1-25 : Courbe de traction du composite G926/RTM6 dans les axes principaux</i>	43
<i>Figure 1-26 : Courbe de compression expérimentale $\sigma_{11} = f(\varepsilon_{11})$</i>	45
<i>Figure 1-27 : Flambement expérimental lors de l'essai de compression</i>	45
<i>Figure 1-28 : Protocole expérimental - contact direct</i>	47
<i>Figure 2-1 : Classification des phénomènes dynamiques suivant le temps de sollicitation [DHRT00]</i>	54
<i>Figure 2-2 : Type de réponse selon la durée de l'impact [Ols00]</i>	55
<i>Figure 2-3 : Sévérité de l'impact [KM09]</i>	55
<i>Figure 2-4 : Décohésions fibre-matrice [Vio07]</i>	57
<i>Figure 2-5 : Microvides dans une zone interlaminaire [Mar07, Vio07]</i>	57
<i>Figure 2-6 : Délaminage local en pointe de fissure d'une fissure transverse</i>	58
<i>Figure 2-7 : Repère local du pli</i>	59
<i>Figure 2-8 : Endommagements dus à l'impact</i>	60
<i>Figure 2-9 : Cône d'endommagement [KM09]</i>	62

Figure 2-10 : Endommagement double hélice [KM09]	62
Figure 2-11 : Processus mis en jeu lors d'un contrôle CND [Che06].....	65
Figure 2-12 : Spectre électromagnétique.....	65
Figure 2-13 : Pulse-écho par multi-éléments [GPEL11].....	66
Figure 2-14 : Principe de la tomographie à coupes angulaires	70
Figure 2-15 : Mésoconstituants d'un stratifié.....	70
Figure 2-16 : Tour de chute MTT 60 Joules	80
Figure 2-17 : Système Tritop	82
Figure 2-18 : Protocole expérimental – digitalisation de surface	82
Figure 2-19 : Principe de la thermographie infrarouge.....	84
Figure 2-20 : Protocole expérimental – CND par thermographie IR.....	84
Figure 2-21 : Indentation résiduelle des plaques impactées G926/RTM6 $[[0^\circ/45^\circ]_3]_s$	85
Figure 2-22 : Zone endommagée des plaques impactées G926/RTM6 $[[0^\circ/45^\circ]_3]_s$	85
Figure 2-23 : Scanner Médical Siemens 140 keV	87
Figure 2-24 : Coupe tomographique en niveau de gris –	87
Figure 2-25 : Coupe tomographique du défaut maximal.....	88
Figure 2-26 : Reconstruction 3D du défaut C3-1	89
Figure 2-27 : Montage CAI.....	90
Figure 2-28 : Protocole expérimental – CAI	90
Figure 2-29 : Contraintes à rupture en CAI des plaques impactées.....	91
Figure 2-30 : Déflexion maximale en fonction du temps et de la taille d'élément.....	96
Figure 2-31 : Déflexion maximale en fonction de la taille maximale de l'élément	96
Figure 2-32 : Méthode de création du modèle par maillage orphelin.....	98
Figure 2-33 : Orientation pour la loi de traction-séparation	99
Figure 2-34 : Evolution de la force d'impact et du déplacement – modélisation 1	101
Figure 2-35 : Energies de la modélisation 1.....	102
Figure 2-36 : ALLIE-ALLKE-ALLDMD - modélisation 1	103
Figure 2-37 : Endommagement maximum du stratifié.....	104
Figure 2-38 : Critères d'endommagement dans le stratifié.....	104
Figure 2-39 : Evolution de l'énergie d'endommagement ALLDMD.....	105
Figure 2-40 : Evolution de la force d'impact et du déplacement – modélisation 2	106
Figure 2-41 : Energies de la modélisation 2.....	106
Figure 2-42 : Energie d'endommagement – Modélisation 2	107
Figure 2-43 : Evolution de la zone endommagée – modélisation 2.....	108
Figure 2-44 : Eléments érodés dans les interfaces	109
Figure 3-1 : Courbe S-N.....	117
Figure 3-2 : Fatigue life diagram pour un composite unidirectionnel [Tal08]	118
Figure 3-3 : Evolution de la rigidité d'un matériau composite en fatigue.....	120
Figure 3-4 : Approche CDM pour composites [Tal85a]	121
Figure 3-5 : Scénarii d'endommagement en fatigue [AT98]	123

Figure 3-6 : Mécanisme d'endommagement synergique multi-échelle (SDM) [VJT01]	124
Figure 3-7 : Détection du front de fissure par thermographie IR [LWJ+00]	127
Figure 3-8 : Evolution classique de la température moyenne en fatigue [FGLRR02]	128
Figure 3-9 : Incréments thermiques sous charge évolutive [LRR00]	128
Figure 3-10 : Détermination de la limite de fatigue par stabilisation de la température [Qua02]	129
Figure 3-11 : Détermination graphique de la limite de fatigue [Luo98]	129
Figure 3-12 : Epreuve de Fatigue Après Impact (FAI) [GLP10]	131
Figure 3-13 : Protocole expérimental de l'essai de fatigue	133
Figure 3-14 : Cycle de fatigue	134
Figure 3-15 : Etude de sensibilité pour différentes fréquences	136
Figure 3-16 : ΔT en fonction de la fréquence	136
Figure 3-17 : Vérification de la fréquence utilisée	137
Figure 3-18 : Méthode de soustraction	138
Figure 3-19 : Cartographies IR de l'évolution de la zone endommagée par impact	138
Figure 3-20 : Evolution du défaut d'impact dans les 2 directions	139
Figure 3-21 : Evolution du défaut des éprouvettes C2FEi	139
Figure 3-22 : Synopsis d'analyse des données mécaniques	140
Figure 3-23 : Evolution des modules pour C2FE1	141
Figure 3-24 : Evolution des critères D^+ et D^{*+} pour C2FE1 en traction	142
Figure 3-25 : Evolution des critères D^- et D^{*-} pour C2FE1 en compression	142
Figure 3-26 : Cycle d'hystérésis de l'éprouvette C2F3-I	144
Figure 3-27 : Evolution des E^+ des éprouvettes C2Fa-I	144
Figure 3-28 : Evolution des E^- des éprouvettes C2Fa-I	145
Figure 3-29 : Evolution des D^+ et D^{*+} des éprouvettes C2Fa-I	145
Figure 3-30 : Evolution des D^- et D^{*-} des éprouvettes C2Fa-I	146
Figure 3-31 : Coupes tomographiques et image IR du défaut	147
Figure 4-1 : Processus d'acquisition des connaissances [Gou01]	153
Figure 4-2 : Evolution de la température dans l'étuve lors du cycle de polymérisation	162
Figure 4-3 : Indentation résiduelle I_r : Y_1	171
Figure 4-4 : Taille de la ZE : Y_2	171
Figure 4-5 : Rapport des modules RE : Y_3	171
Figure 4-6 : Rapport des Fr : Y_4	171
Figure 4-7 : Graphe des effets moyens pour Y_1 (Ir)	173
Figure 4-8 : Graphe des effets moyens pour Y_2 (ZE)	173
Figure 4-9 : Graphe des effets moyens pour Y_3 (R_E)	173
Figure 4-10 : Graphe des effets moyens pour Y_4 (R_{Fr})	174

Table des tableaux

<i>Tableau 1-1 : Tableau récapitulatif des procédés de fabrication suivant leur mise en œuvre.....</i>	<i>17</i>
<i>Tableau 1-2 : Tableau récapitulatif des procédés de fabrication suivant l'aspect financier.....</i>	<i>18</i>
<i>Tableau 1-3 : Relations constantes élastiques – vitesses de propagation [Mis00].....</i>	<i>27</i>
<i>Tableau 1-4 : Caractéristiques du tissu G926 [Hex11b].....</i>	<i>28</i>
<i>Tableau 1-5 : Densité de la résine RTM6 avant et après cuisson [Hex11a].....</i>	<i>28</i>
<i>Tableau 1-6 : Propriétés mécaniques de la résine RTM6 après cuisson [Hex11a].....</i>	<i>29</i>
<i>Tableau 1-7 : Cycles de polymérisation utilisés pour l'étude.....</i>	<i>33</i>
<i>Tableau 1-8 : Densité, Porosité et Teneur Volumique pour les différents cycles.....</i>	<i>34</i>
<i>Tableau 1-9 : Comparaison des Tg pour les 3 cycles de cuisson.....</i>	<i>36</i>
<i>Tableau 1-10 : Tableau récapitulatif des Tg et Ta obtenues pour les 3 cycles de polymérisation.....</i>	<i>39</i>
<i>Tableau 1-11 : Caractéristiques mécaniques en traction du G926/RTM6.....</i>	<i>43</i>
<i>Tableau 1-12 : Caractéristiques mécaniques en compression du G926/RTM6.....</i>	<i>46</i>
<i>Tableau 1-13 : Réglage du générateur d'onde Sofranel 5800.....</i>	<i>47</i>
<i>Tableau 1-14 : Mesures des vitesses de propagation d'ondes dans le G926/RTM6 (en m.s⁻¹).....</i>	<i>48</i>
<i>Tableau 1-15 : Caractéristiques mécaniques du G926/RTM6 par la méthode des ultrasons.....</i>	<i>48</i>
<i>Tableau 2-1 : Energies d'impact sur avion [CDRMZ07].....</i>	<i>53</i>
<i>Tableau 2-2 : Paramètres de l'essai d'impact.....</i>	<i>81</i>
<i>Tableau 2-3 : Caractéristiques techniques de la tête Aramis 2D.....</i>	<i>82</i>
<i>Tableau 2-4 : Traitement des données obtenues par numérisation de surface.....</i>	<i>83</i>
<i>Tableau 2-5 : Traitement des données obtenues par CND – thermographie infrarouge.....</i>	<i>84</i>
<i>Tableau 2-6 : CND des plaques impactées G926/RTM6 [[0°/45°]₃]_s.....</i>	<i>85</i>
<i>Tableau 2-7 : Mesures de la ZE par tomographie RX.....</i>	<i>88</i>
<i>Tableau 2-8 : Résultats des essais d'impact sur éprouvettes impactées G926/RTM6 [[0°/45°]₃]_s.....</i>	<i>92</i>
<i>Tableau 2-9 : Données d'entrée matériaux pour le G926/RTM6.....</i>	<i>94</i>
<i>Tableau 2-10 : Données de la loi d'évolution de l'endommagement.....</i>	<i>94</i>
<i>Tableau 2-11 : Propriétés des modèles de sensibilité.....</i>	<i>95</i>
<i>Tableau 2-12 : Données d'entrée des surfaces cohésives.....</i>	<i>100</i>
<i>Tableau 2-13 : Comparaison modélisations – essais d'impact.....</i>	<i>110</i>
<i>Tableau 3-1 : Essais de traction des éprouvettes C-Ti.....</i>	<i>132</i>
<i>Tableau 3-2 : Cycles préliminaires de fatigue.....</i>	<i>134</i>
<i>Tableau 3-3 : Cycle final de fatigue.....</i>	<i>135</i>
<i>Tableau 4-1 : Paramètres influençant la réponse à l'impact des matériaux composites.....</i>	<i>160</i>
<i>Tableau 4-2 : Définition des tissus et de leurs niveaux.....</i>	<i>164</i>
<i>Tableau 4-3 : Matrice d'essais pour le plan d'expériences.....</i>	<i>164</i>
<i>Tableau 4-4 : Matrice d'expériences.....</i>	<i>166</i>
<i>Tableau 4-5 : Mesure des propriétés physiques des éprouvettes du plan d'expériences.....</i>	<i>169</i>
<i>Tableau 4-6 : Caractéristiques mécaniques pour les tissus 48302 et 3106.....</i>	<i>170</i>
<i>Tableau 4-7 : Matrices des essais et ses réponses.....</i>	<i>171</i>
<i>Tableau 4-8 : Résultats des effets du PE.....</i>	<i>175</i>

Introduction

Les matériaux composites, du fait de leurs performances mécaniques, offrent aujourd'hui de nouvelles perspectives pour l'industrie aéronautique. Cependant, la variabilité de leur comportement, liée notamment à la présence de défauts microscopiques initiaux ou induits en service, constitue un frein encore important à leur développement. Les études aéronautiques actuelles se tournent vers la résolution des problèmes liés au phénomène d'impact. La santé matière résiduelle, la caractérisation des défauts induits par l'impact et l'évolution des caractéristiques mécaniques sont des verrous à la conception des structures aéronautiques. De plus, en ce qui concerne leur réponse en fatigue, le comportement de ces matériaux est affecté par de nombreuses sources d'incertitude, notamment sur la nature des mécanismes physiques de dégradation mis en jeu. Ces incertitudes se traduisent alors par une forte dispersion dans la durée de vie de ces structures. Devant cette difficulté de prédire leur comportement à l'impact et en fatigue, des coefficients de sécurité très sévères sont généralement appliqués, tant sur les chargements que sur les résistances des matériaux, amenant inévitablement à des surcoûts élevés.

L'entreprise Daher-Socata, spécialiste du composite et équipementier de rang 1 est l'un des principaux acteurs de l'industrie aéronautique. Sa présence sur tous les types d'avions (aviation légère avec la réalisation totale de l'avion d'affaire TBM, aviation régionale, aviation de ligne ou hélicoptères) lui confère une place privilégiée dans le domaine de la réalisation d'aérostructures (Figure 1-1).

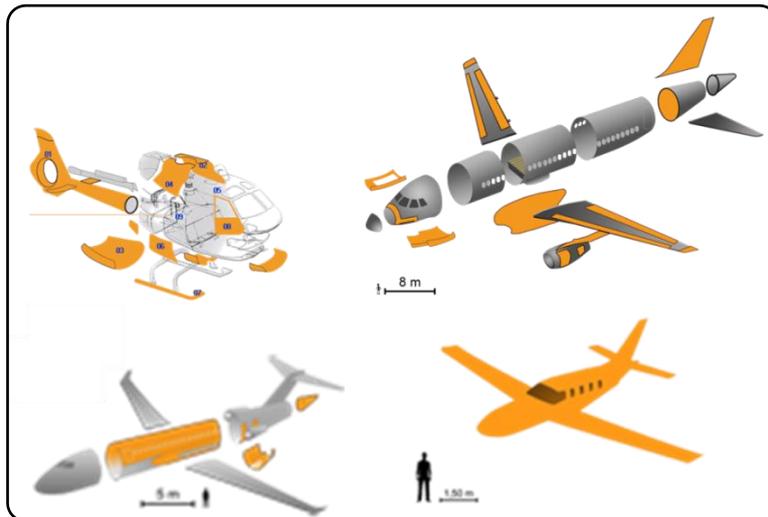


Figure 1-1 : Aérostructures composites réalisées par Daher-Socata

De nombreuses pièces réalisées par Daher-Socata (fuselage, empennage arrière) sont des pièces structurales de niveau 1¹ et peuvent être soumises à des impacts en tout genre. De plus, le désir de conserver sa place d'acteur de l'industrie aéronautique motive de nombreux programmes de Recherche et Développement (Figure 1-2) qui sont en cours de développement : la création d'un caisson central de voilure (ECOWINGBOX), d'un fuselage tout composite (FUSCOMP), d'une case de train d'atterrissage (NOFUDEM) ou bien même de structures intégrées plug and play comme le tail cone arrière (ADVITAC).

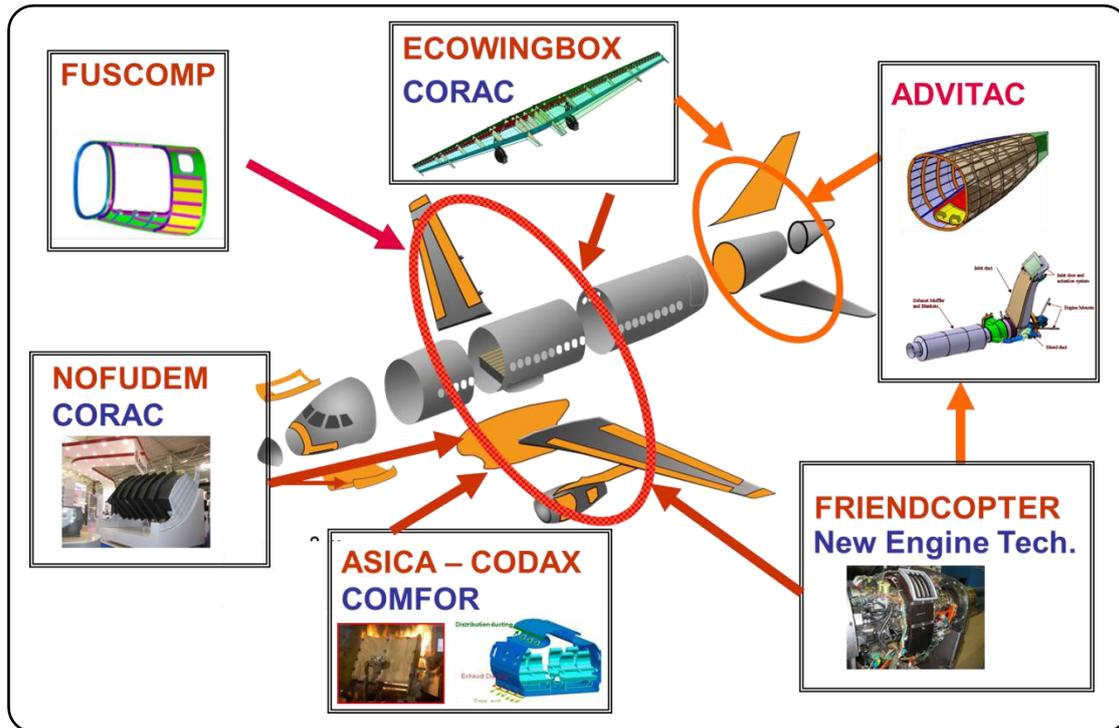


Figure 1-2 : Programmes R&D Daher-Socata

Tous ces programmes mettent en œuvre des technologies nouvelles et ont pour objectif de les intégrer, dans un futur proche, sur des avions en tant que pièces structurales. Dès lors, leur conception devra intégrer les problèmes liés à l'impact et à la fatigue des matériaux composites.

Cette thèse s'inscrit de façon transverse à tous les programmes R&D de Daher-Socata, et elle a pour but de comprendre le comportement à l'impact des structures composites ainsi que l'évolution en fatigue des endommagements produits par l'impact. Dès lors, nous pouvons réévaluer les coefficients de sécurité utilisés à la conception afin de l'optimiser.

Cette thèse s'articule autour de 4 chapitres.

¹niveau 1 : classement aéronautique correspondant aux pièces de structures d'un avion

Le premier chapitre nous permet de choisir le procédé de fabrication utilisé dans le reste des travaux et d'acquérir sa maîtrise. Toute la mise en œuvre des matériaux composites est expliquée et est réalisée par nos soins. Plusieurs cycles de polymérisation sont utilisés. Le composite réalisé est alors caractérisé en terme de taux volumique de porosité, de température de transition vitreuse et de caractéristiques mécaniques finales.

Le second chapitre s'intéresse à la réponse à l'impact faible énergie des plaques composites réalisées avec les trois cycles de polymérisation précédemment choisis. Cet impact est réalisé à l'aide d'une tour de chute libre instrumentée. L'endommagement engendré par cette sollicitation est détecté et quantifié à l'aide de moyens de mesure innovants : numérisation par projection de franges pour l'indentation résiduelle de surface, thermographie infrarouge et tomographie pour l'endommagement interne. Deux modèles numériques sont réalisés en prenant en compte l'endommagement des plis par le critère de Hashin et le délaminage par l'utilisation de surfaces cohésives pour la modélisation des interfaces. Une corrélation entre l'expérimental et le numérique est alors effectuée.

Le troisième chapitre traite de l'évolution de l'endommagement, créé par un impact faible énergie, lors d'un essai de fatigue dans le domaine traction-compression. Le cycle utilisé a pour but d'appliquer une sollicitation importante dans le domaine de compression. Une méthode de suivi de l'évolution de l'endommagement par thermographie infrarouge est réalisée. Cette méthode est complétée par une analyse en tomographie. L'analyse se fait aussi sur l'évolution des données mécaniques durant tout l'essai.

Le dernier chapitre, quant à lui, s'inscrit dans l'analyse statistique de la réponse à l'impact de structures composites par la méthode des variables qualitatives (Plan d'Expériences). Pour cette analyse, trois tissus, trois cycles de polymérisation et trois séquences d'empilement sont choisis. L'analyse de l'endommagement est faite en employant les méthodes développées dans le deuxième chapitre. Le dépouillement du plan d'expériences se fait par la méthode des variables qualitatives. Les niveaux des paramètres les plus influents sont donc définis et permettent alors une aide au dimensionnement.

Chapitre 1

Caractérisation du procédé et du matériau

1.1	Etat de l'art	6
1.1.1	Les différents procédés d'élaboration de matériaux composites	6
1.1.2	Caractérisation d'un procédé de fabrication	19
1.2	Le matériau	28
1.2.1	Le tissu	28
1.2.2	La résine	28
1.2.3	Le composite réalisé	29
1.3	Caractérisation du procédé de fabrication : Liquid Resin Infusion	29
1.3.1	Le procédé utilisé : Infusion de résine liquide (LRI)	29
1.3.2	Les cycles de cuisson utilisés	32
1.3.3	Contrôle du taux de porosité	33
1.3.4	Caractérisation calorimétrique par analyse enthalpique différentielle (DSC)	35
1.3.5	Caractérisation thermomécanique par analyse rhéologique	37
1.4	Caractérisation mécanique du matériau de l'étude	40
1.4.1	Essai de traction	40
1.4.2	Essai de compression	43
1.4.3	Caractérisation par propagation d'ondes ultrasonores	46
1.5	Conclusion	48

Cette première partie du mémoire est consacrée à la présentation générale des différents procédés d'élaboration et de mise en œuvre des composites carbone/époxyde.

La première partie présente un état de l'art des différents procédés d'élaboration des matériaux composites. Les différentes approches par voie sèche et voie humide sont détaillées avec une présentation de leur domaine d'application.

La deuxième partie de cet état de l'art est consacrée à la caractérisation générale des matériaux composites aux niveaux structural et mécanique.

Cet état de l'art nous permet alors de faire un bilan des différents procédés de deux points de vue différents : « mise en œuvre » et « investissement ». Le choix des techniques les mieux adaptées pour caractériser le matériau réalisé est réalisé.

La deuxième partie de ce chapitre est consacrée à la définition des matières premières utilisées (fibres et résine) et des séquences d'empilement pour la réalisation des éprouvettes.

La troisième partie traite de la prise en main du procédé de fabrication choisi, le procédé d'infusion de résine liquide. La modification des paramètres du cycle de polymérisation nous permettra de maîtriser ce procédé. De plus, nous caractériserons le composite réalisé aux niveaux calorimétrique et thermomécanique de façon à comprendre l'influence des modifications faites précédemment.

La quatrième partie de ce premier chapitre concerne la caractérisation mécanique du composite réalisé pour obtenir les modules et contraintes admissibles. Cette caractérisation se fait à l'aide d'essais destructifs simples et à l'aide d'une caractérisation ultrasonore.

1.1 Etat de l'art

1.1.1 Les différents procédés d'élaboration de matériaux composites

L'élaboration des matériaux composites peut être classifiée sous différentes formes. Gay [Gay 1997] propose de les classer selon les principes de moulage (mise en forme à chaud, mise en forme à froid) tandis que Binétruy [Binétruy 2000] propose un classement en utilisant deux types de classification : technologique et physique. Nous pourrions aussi utiliser une classification suivant le type de résine, thermodurcissable ou thermoplastique, et la taille de la série de production [Berbain 1997]. Pour cette étude, nous avons fait le choix d'utiliser la classification de Bathias [Bathias 2009] correspondant à l'état de la résine au moment de l'élaboration du produit fini. On distingue donc, conformément à cette classification, les

procédés de fabrication par voie sèche d'une part, et les procédés de mise en œuvre par voie humide d'autre part.

1.1.1.1 Procédés de fabrication par voie sèche

Les procédés de fabrication par voie sèche correspondent aux procédés pour lesquels les matériaux utilisés sont sous forme de semi-produits. La résine est déjà mélangée aux fibres mais sa polymérisation a été arrêtée à un stade appelé stade B [Berthelot 2005] : le cycle de polymérisation a commencé mais il a été stoppé par la congélation de l'ensemble fibre+résine à un état de gélification. La polymérisation finale de la résine est effectuée par une élévation de température lors du cycle de cuisson final.

Procédés utilisant des préimprégnés

Le produit final est réalisé par empilement successif de plis préimprégnés en respectant la séquence d'empilement prédéfinie par le cahier des charges techniques. Les tissus d'environnement et la séquence d'empilement des plis préimprégnés sont disposés dans un moule. Ils sont recouverts d'un sac étanche relié à une pompe à vide (Figure 1-1). La dépression relative à l'intérieur du sac permet l'évacuation de bulles d'air. Le moule est ensuite passé en étuve ou en autoclave, sous pression (qui peut atteindre 7 bar en autoclave ou sous presse), pour cuisson finale. Le cycle de cuisson final est défini par le type et la formulation de la résine mais aussi par certaines caractéristiques calorimétriques finales souhaitées. De par sa simplicité de mise en œuvre, ce procédé est fortement utilisé en industrie même si le drapage des plis préimprégnés fut pendant de longues années purement manuel [Gay 1997]. Aujourd'hui, des machines de drapage automatique sont utilisées pour améliorer les produits finis et en assurer une reproductibilité. Les avantages de cette méthode résident dans les caractéristiques mécaniques élevées obtenues pour chaque pli (variation du taux de fibres), et dans l'amélioration des conditions de travail des opérateurs [Berthelot 2005]. Ce procédé de fabrication comporte certains inconvénients. Nous pouvons citer par exemple la nécessité d'un lourd investissement : autoclave, azote pour mettre en pression l'ensemble de l'autoclave, machine à draper automatique, ... De plus, le stockage des matières premières a un coût important. Il serait 40% supérieur au stockage indépendant des fibres et de la résine [Celle 2006]. Cependant, ce procédé de fabrication s'applique à des pièces de géométrie moyennement complexe, à des séries de toute taille. La cadence de

fabrication dépend du nombre de plis et de la spécificité de la pièce à mouler. Par exemple, pour un bord d'attaque d'ATR 72, il faut 72 heures pour produire une pièce.

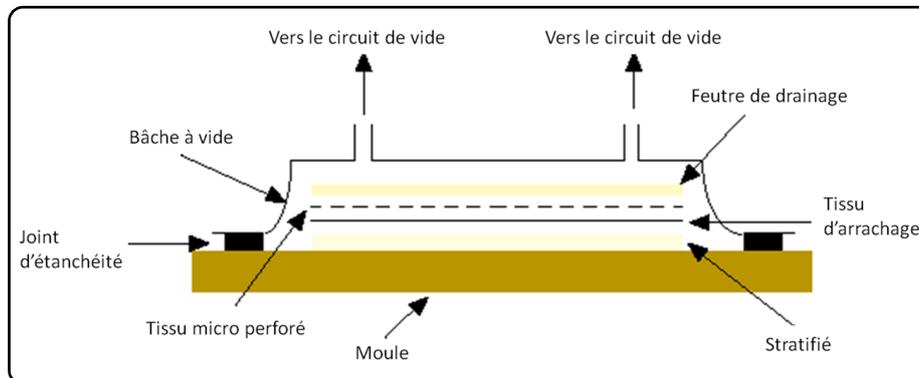


Figure 1-1 : Principe du moulage au sac de préimprégnés [Carreira 2005]

Bobinage ou enroulement filamentaire par voie sèche

Dans le cas de ce procédé par voie sèche, le fil est préalablement imprégné de résine lors de son passage dans l'imprégnatrice. Les fils ou rubans préimprégnés de résine sont placés sur une pièce de révolution en rotation avant d'être polymérisés en étuve (Figure 1-2). Pour les pièces de révolution à géométrie simple (par exemple des tubes [Berthelot 2005]), l'enroulement peut se faire en continu, alors que pour des pièces de révolution à géométrie complexe, l'enroulement se fait sur un mandrin démontable. Les fils suivent alors des trajectoires plus complexes appelées trajectoires géodésiques.

On distingue classiquement trois grandes catégories de bobinage : le bobinage hélicoïdal, le bobinage circonférentiel et le bobinage polaire.

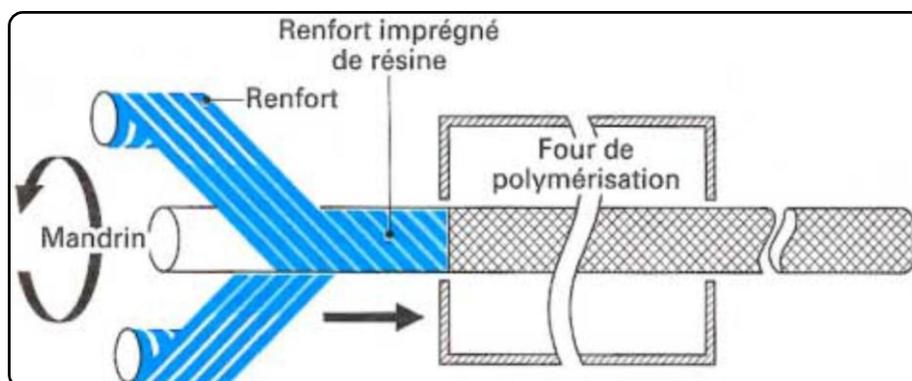


Figure 1-2 : Principe de l'enroulement filamentaire en continu par voie sèche [Berbain 1997]

Ce procédé nécessite un lourd investissement en terme de machines et de mandrins : il faut un mandrin par type de pièce réalisée. De plus, la taille des pièces réalisées est directement dépendante des capacités machine.

Cependant, ce procédé de fabrication s'applique aux pièces de grandes dimensions et de moyennes ou grandes séries (tubes, conteneurs, enveloppes de fusée, ...). Les pièces réalisées sont pour la plupart de révolution et ont des états de surface propres.

Moulage par compression

Le moulage par compression s'applique au mat (produit constitué de filaments, de fibres discontinues ou de fils de base, coupés ou non, orientés ou non, et maintenus ensembles sous forme de nappe) ou aux tissus préimprégnés. Ceux-ci sont empilés dans un moule préchauffé. Cet ensemble est mis sous une presse de façon à donner aux tissus la forme du moule et à polymériser la résine. Cette méthode permet donc d'avoir un produit fini ayant deux faces lisses similaires à celle du moule.

Cette technique est applicable aux moyennes et grandes séries et pour des cadences de production de 4 à 12 pièces par heure. Ce procédé nécessite un équipement plus important que pour le moulage de préimprégnés par sac à vide : un moule + contre moule, une presse et un système de chauffe dans le cas du moulage par compression à chaud. Il est applicable à des géométries simples ne comportant que des surfaces en dépouille.

1.1.1.2 Procédés de fabrication par voie humide

Les procédés de fabrication par voie humide caractérisent l'état de la résine lors de la mise en œuvre du produit fini. Lors de ce type de procédé, la résine est préparée (décongélation, mise à température, contrôle de la viscosité) simultanément au drapage des fibres. La résine est ensuite intégrée à la fibre à l'état liquide.

Moulage au contact

Cette technique de mise en œuvre des matériaux composites est l'une des plus basiques [Gay 1997]. Elle est largement utilisée dans le cas de pièces unitaires ou de grandes dimensions. Le principe de cette méthode est d'appliquer les fibres sur le moule, puis de venir imprégner les fibres avec un mélange de résine liquide et de catalyseur. Après gélification des premières couches de fibres/résine positionnées, on peut appliquer d'autres couches jusqu'au drapage complet de la pièce. A chaque mise en place d'un pli, il est nécessaire de « débuller »

la résine à l'aide d'un rouleau ou d'un pinceau. Le démoulage se fait après plusieurs heures de polymérisation à la température ambiante. La pièce démoulée est ensuite mise en étuve pour terminer le cycle de polymérisation de la résine.

Les avantages de ce procédé sont : un investissement initial très faible et un degré de formation pour la mise en œuvre moyennement élevé. Il permet la réalisation de pièces de petites ou moyennes séries, de toutes dimensions sans restriction dues à la géométrie de la pièce. Cependant, toutes les formes doivent être en dépouille.

Les inconvénients sont de plusieurs types : en terme d'hygiène et de sécurité et en terme de qualité du composite. Le mouleur est au contact de la résine tout au long de la fabrication : émanations, vapeurs, contact physique. De plus, la géométrie du moule n'est pas toujours adaptée à de bonnes positions de travail. La qualité de la pièce finie dépend de la minutie du mouleur et de l'état de surface initial du moule : seule une face présentera un bon état de surface. De plus, la proportion en fibres n'est pas maîtrisée et peut varier de 50% à 80% en volume. De ce fait, les caractéristiques mécaniques peuvent évoluer proportionnellement au taux volumique en fibres du composite réalisé [Berthelot 2005], c'est-à-dire dans de grandes proportions.

Projection simultanée

Le moulage par projection simultanée permet la projection, à l'aide d'un pistolet, de la résine et des fibres longues coupées. La longueur de fibres dépend du réglage du couteau. Le pistolet est alimenté en fibres et en résine (Figure 1-3). A l'intérieur de celui-ci, un couteau vient couper les fibres et les projeter sur le moule préalablement préparé. Cette technique requiert aussi une phase de « débullage ». Elle permet l'élaboration de pièces de moyennes ou grandes séries. Cependant, une des restrictions majeures de cette méthode est l'utilisation de fibres coupées qui vont influencer sur les caractéristiques mécaniques du produit fini. Leur dimension, de 5 à 25 mm, permet leur position dans les trois directions et, de ce fait permet la création d'un matériau ayant un comportement global isotrope. Cependant, comme les fibres sont coupées, il n'y a pas continuité du renfort. Plus la concentration de fibres est importante, plus les modules élastiques sont importants mais inférieurs à ceux rencontrés avec les tissus unidirectionnels ou tissés.

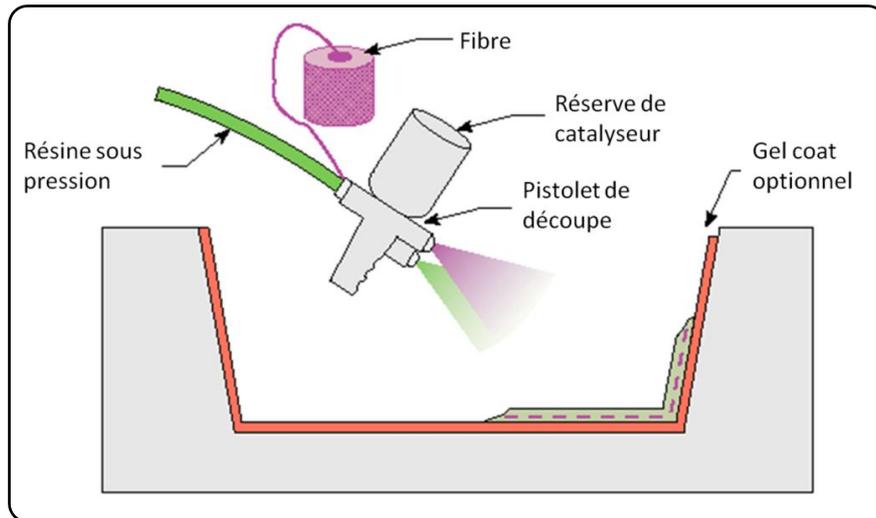


Figure 1-3 : Principe de la projection simultanée [Carreira 2005]

Enroulement filamentaire par voie humide

Cette méthode est similaire à l'enroulement filamentaire par voie sèche. La différence majeure est l'utilisation de fibres sèches. Celles-ci passent dans un bain de résine juste avant d'être enroulées sur le mandrin (Figure 1-4).

De nombreux paramètres, hors ceux du cycle de cuisson, peuvent agir sur le produit fini. Nous ne citerons que les plus importants de manière à ne pas faire une liste exhaustive. La vitesse de rotation du mandrin, et donc la vitesse de déroulement des fibres, la vitesse de translation du plateau comprenant le bac à résine et les fibres peuvent agir sur la tension des fibres. Dès lors, la séquence d'empilement et la teneur en résine diffèrent. Il en résulte une modification de la teneur en fibres et donc, du niveau de performance du composite réalisé [Hahn 1993, Lossie 1994, Kempner 1995, Mertiny 2002].

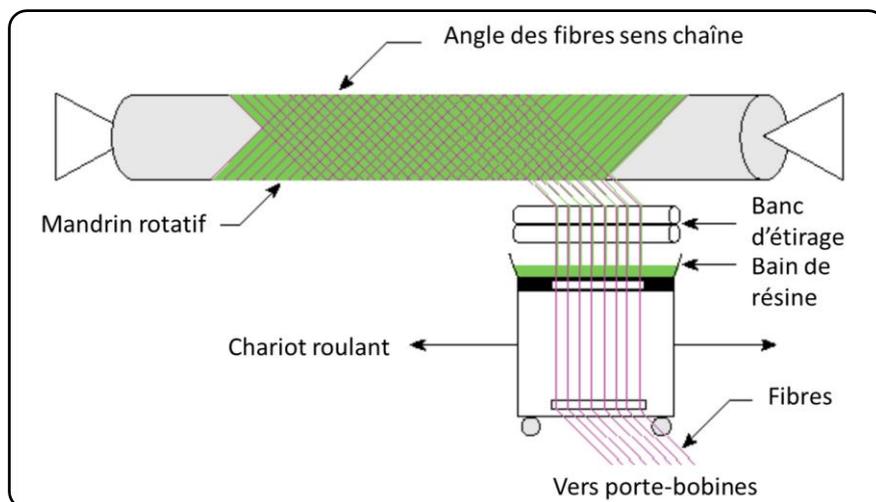


Figure 1-4 : Principe de l'enroulement filamentaire par voie humide [Carreira 2005]

Les avantages et inconvénients de l'enroulement filamentaire par voie sèche sont aussi applicables pour ce procédé. Les différences majeures se situent au niveau du stockage des matières premières et du taux de fibres. Le fait de stocker indépendamment les fibres et la résine réduisent les coûts de stockage contrairement au stockage de rouleaux préimprégnés. Le fait d'imprégner les fibres juste avant de draper et de les faire passer dans le banc d'étirage permet de contrôler la quantité de résine utilisée : le taux de fibres est alors contrôlé.

Moulage par pultrusion

Ethymologiquement, le nom de ce procédé est la contraction des mots anglais « pull » et « extrusion ». Ce procédé a pour but de créer des profilés composites, droits ou courbes, où les fibres sont orientées dans la direction d'extrusion. De plus, les taux volumiques de fibres peuvent atteindre les 80% [Berthelot 2005], ce qui va augmenter les caractéristiques mécaniques, en particulier les modules élastiques. Les fibres sèches passent à travers un bain de résine puis sont conduites dans des filières pour être moulées. A la sortie de cette filière, ce profilé entre directement dans un four pour polymérisation (Figure 1-5). Ce procédé d'élaboration est très intéressant dans la production de pièces en continu. Il peut être couplé à une machine de découpe pour créer des profilés au gabarit souhaité. Les cadences, selon la forme des profilés, peuvent varier de 0,5 à 3 m/minute.

Cependant, ce type de procédé n'est applicable qu'au formage de plaques ayant une géométrie spéciale et de profilés. L'investissement est lourd, vu le nombre de constituants de la chaîne de fabrication (Figure 1-5). De plus, chaque profilé nécessite sa filière et de ce fait un achat pour chacune.

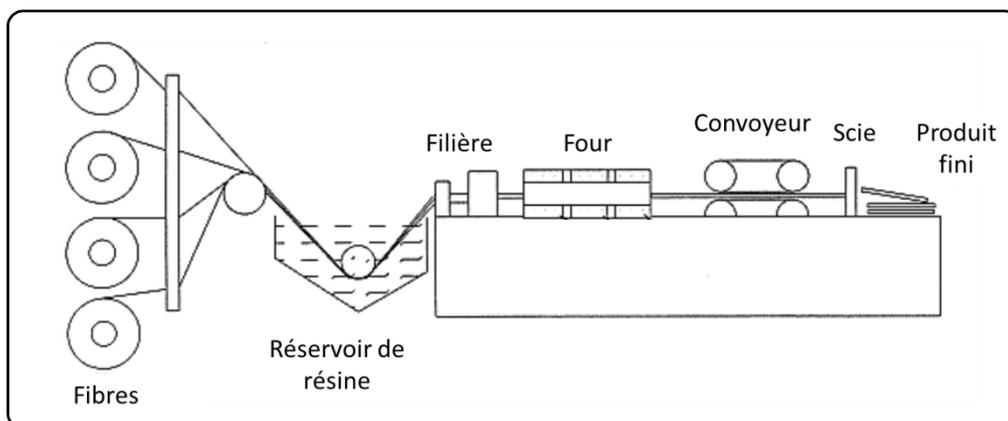


Figure 1-5 : Procédé de moulage par pultrusion [Gadam 2000]

Moulage par centrifugation

Cette technique, dérivée de la fabrication de tubes en fonte ou béton armé, permet la fabrication de tuyaux, tubes ou cuves en composite. Une buse projette des fibres coupées et de la résine déjà mélangée au catalyseur sur un moule en rotation. L'imprégnation de la résine sur les fibres se fait sous l'effet de la centrifugation [Hean 2002] (Figure 1-6). L'épaisseur et la stratification se font grâce aux passages successifs de la buse à l'intérieur du moule en rotation.

Un des atouts majeurs de cette méthode est l'obtention d'une surface extérieure propre et lisse (similaire à l'état de surface du moule). Cependant, ce procédé de fabrication ne permet pas l'utilisation de tissus ou de fibres longues et nécessite en outre un moule sans balourd et un guidage précis de la buse de projection [Berthelot 2005].

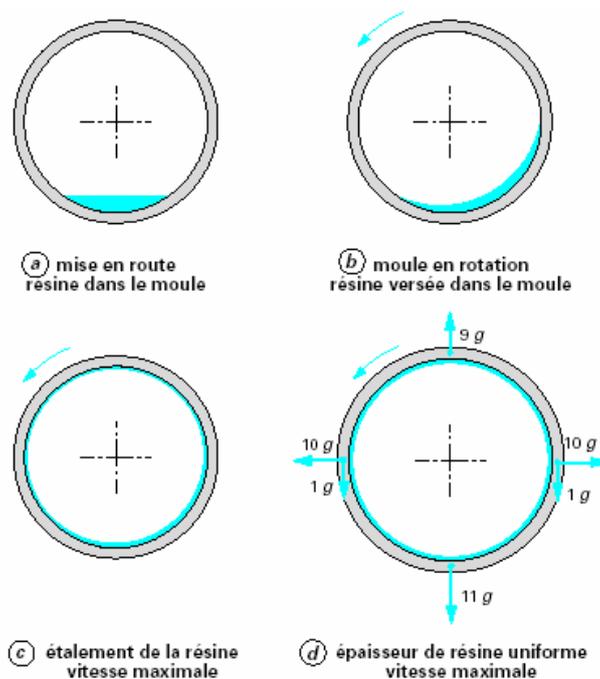


Figure 1-6 : Principe du moulage par centrifugation [Hean 2002]

Moulage par transfert de résine / Resin Transfer Molding (R.T.M)

Ce procédé est basé sur l'utilisation d'un moule et d'un contre moule de façon à avoir les deux surfaces de la pièce finie lisses. Après préparation des deux surfaces du moule, l'empilement de plis secs, en concordance avec la séquence d'empilement spécifiée par le cahier des charges, est positionné dans le moule. La résine est injectée sous pression dans le moule de façon à imprégner les fibres dans le sens chaîne (Figure 1-7). L'épaisseur du

composite fini est fonction de l'entrefer entre les deux faces du moule. Plusieurs variantes de ce procédé existent.

Le VA-RTM (Vacuum Assisted -RTM) couple la sortie du moule RTM avec une pompe à vide. La résine est donc envoyée dans le moule en pression-dépression. Cette méthode aide la propagation de la résine dans les fibres. Elle minimise en partie les pertes de charges subies par la résine lors de son passage entre les fibres. Elle peut permettre de finir l'injection d'une pièce qui n'aurait pas été terminée en RTM classique.

Le RTM light, quant à lui, n'utilise que la partie inférieure du moule. Le contre moule est remplacé par un sac à vide. L'investissement est donc moins lourd au niveau du moule. Cependant, des tissus d'environnement (tissu d'arrachage par exemple) doivent être ajoutés lors de l'élaboration de la pièce.

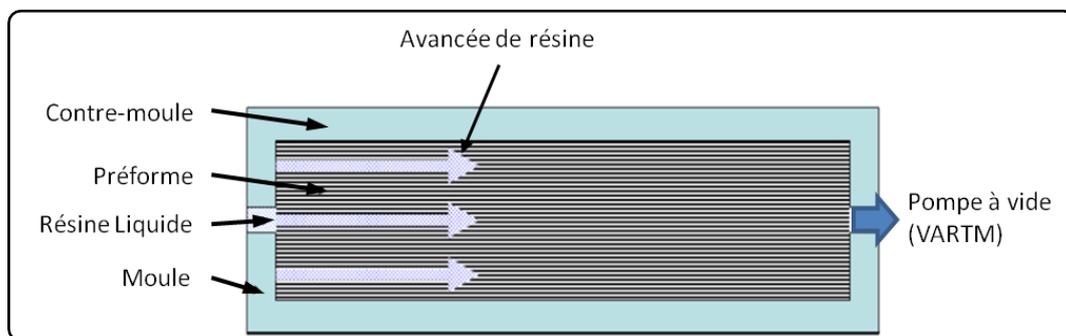


Figure 1-7 : Principe du procédé Resin Transfer Molding (RTM) [Celle 2006]

Ce procédé permet la fabrication de pièces à formes complexes, à épaisseur et taux volumique de fibres contrôlés. L'état de surface final de la pièce réalisée est directement lié à l'état de surface du moule. L'inertie thermique du moule permet d'avoir des cycles de polymérisation plus courts. Cependant, le fait d'utiliser un moule en deux parties augmente le coût d'investissement initial. De plus, dans le cas de pièces de grandes dimensions, il est difficile de remplir complètement le moule. Dès lors, une étude sur l'emplacement des différents points d'injection est nécessaire au succès de la pièce à réaliser [Kang 2000].

Infusion de film de résine / Resin Film Infusion (RFI)

Ce procédé (Figure 1-8) consiste à déposer une couche de résine solide sur le moule. Au-dessus de cette couche de résine sont disposés les plis de tissus préformés. Une plaque perforée peut être ajoutée au-dessus des plis préformés de façon à améliorer l'état de surface supérieur de la pièce réalisée. Au-dessus de cette plaque est positionné un tissu absorbant de

façon à absorber l'excédent de résine. L'ensemble est mis sous bâche pour l'étanchéité du contenu de celle-ci. Sous l'action simultanée d'un cycle de chauffe et d'un cycle de pression, la résine se liquéfie et les préformes fibreuses sont imprégnées dans l'épaisseur. Le cycle de chauffe permet la diminution de la viscosité et l'augmentation de l'infusibilité de la résine. Le cycle de pression sert, quant à lui, au maintien de la préforme fibreuse, à l'évacuation de l'air dans les tissus, et conditionne ainsi l'obtention d'un produit fini d'épaisseur donnée. L'infiltration de la résine dans les fibres et la réticulation de celle-ci se font en une seule phase [Celle 2006].

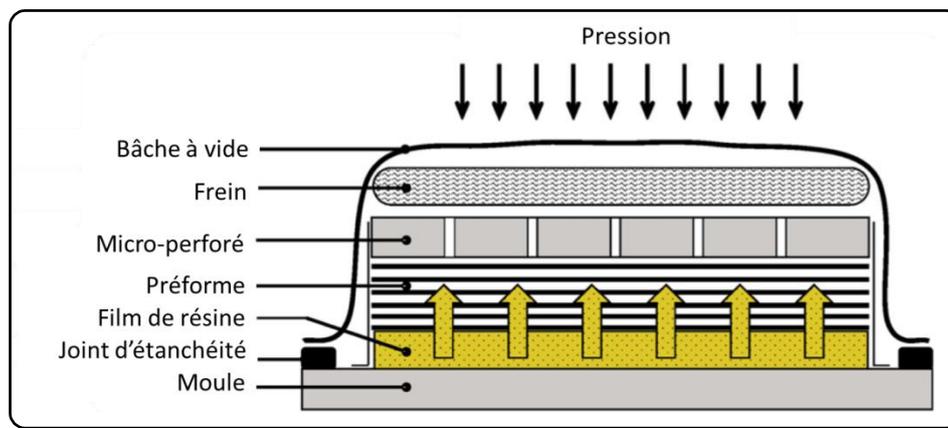


Figure 1-8 : Principe du procédé Resin Film Infusion [Qi 1999, Celle 2008, Han 2003]

Infusion de résine liquide / Liquid Resin Infusion (LRI)

L'infusion de résine liquide est basée sur l'imprégnation d'un empilement de tissus secs dans le sens transversal des fibres sous la seule action d'un tirage de vide (Figure 1-9). La résine traverse les fibres de haut en bas contrairement au RFI. Pour le bon déroulement de l'infusion, des tissus d'environnement sont utilisés. Le tissu d'arrachage permet la séparation de la bâche à vide par rapport à la pièce composite. Le tissu drainant, quant à lui, permet d'accélérer le flux de résine sur le dessus de la pièce à réaliser pour avoir une alimentation en résine quasiment instantanée sur toute la surface supérieure de la pièce à réaliser. Le frein sert à stopper la résine en fin d'infusion et l'empêche de remonter dans le circuit de vide. La bâche à vide, combinée au joint d'étanchéité, permet d'obtenir le vide dans les tissus secs. La séquence d'empilement et les tissus d'environnement sont placés sur le moule. Celui-ci a été préalablement préparé à l'aide d'une solution bouche-pores et d'un agent démoulant. Cette préparation permet une séparation plus aisée de la pièce et du moule.

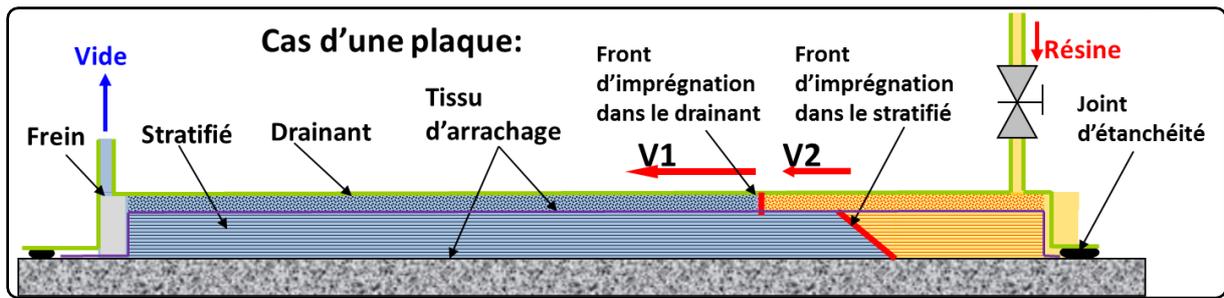


Figure 1-9 : Principe de l'infusion de résine liquide

Les avantages de cette méthode sont multiples. Tout d'abord, ce procédé est considéré à forte valeur ajoutée. Le fait d'utiliser un contre-moule flexible (bâche) réduit l'investissement car seul l'achat du moule et des tissus d'environnement sont nécessaires. De plus, l'infusion dans l'épaisseur réduit considérablement le chemin de la résine dans les fibres : les épaisseurs de composites utilisées sont toujours beaucoup plus faibles que les longueurs. Ajouté à cela, le tirage de vide lors de la progression de la résine dans l'épaisseur permet l'évacuation de bulles d'air résiduelles et ainsi d'améliorer la qualité du composite en terme de taux de porosité. Ce faible chemin parcouru permet également d'éviter l'apparition de zones sèches (non imprégnées ou à forte porosité) et aussi le découplage des phases d'imprégnation et de polymérisation de la résine. Des matériaux composites ayant un taux volumique de fibres de l'ordre de 60 % sont obtenus : cela améliore les caractéristiques mécaniques du matériau [Celle 2006].

Le procédé présente cependant quelques limites. Cette méthode novatrice nécessite la maîtrise de nombreux paramètres : le déphasage des vitesses de propagation de la résine entre les plis supérieurs et inférieurs (Figure 1-9), les pertes de charge dans les tissus, la température et le temps de gel de la résine, la température d'infusion de la pièce, les conditions d'infusabilité, les dimensions infusables, ... Ces phénomènes physiques complexes entrant en jeu doivent être déterminés expérimentalement. Cela entraîne donc une phase de développement importante pour obtenir les épaisseurs et les taux volumiques souhaités. De plus, la quantité importante de tissus d'environnement pose un problème de recyclage de ces déchets.

1.1.1.3 Choix du procédé de fabrication

Différents procédés de fabrication ont été définis dans la section précédente. Afin de justifier le choix du procédé de fabrication retenu pour cette étude, un bilan des différents procédés est présenté dans ce qui suit. Nous avons choisi une classification selon deux aspects : d'une part

la mise en œuvre et le résultat final (Tableau 1-1) et, d'autre part, l'aspect financier en termes d'investissement et de coûts (Tableau 1-2).

Classe	Procédé	Géométrie des pièces	Taille des pièces	Production	Qualité produit fini
Voie Sèche	Préimprégnés	Complexité moyenne	Quelconque	Grande série	Haute performance 1 face lisse
	Enroulement filamentaire	Cylindrique	Quelconque	Grande série	Face lisse au contact du mandrin Taux Vf < 80 %
	Compression	Complexité moyenne	Limitée à la taille de la presse	Grande série	Performance limitée Bon état de surface
Voie Humide	Contact	Quelconque $e > 1,5 \text{ mm}$ $r > 5 \text{ mm}$	Quelconque	Petite série	1 face lisse + 1 face brute Performance limitée
	Projection simultanée	Quelconque $e > 5 \text{ mm}$ $r > 5 \text{ mm}$	Quelconque	Petite série	1 face lisse + 1 face brute Performance limitée
	Enroulement filamentaire	Cylindrique	Quelconque	Grande série	Face lisse au contact du mandrin Taux Vf < 80 %
	Pultrusion	Profils à géométrie simple et complexe	Longueurs limitées	Grande série	Toutes les faces lisses Haute performance
	Centrifugation	Cylindrique	Limitée au moule	Grande série	2 faces lisses Performance élevée
	RTM	Complexité élevée	Jusqu'à 20 m ² selon complexité	1000 à 20000 pièces	Taux Vf < 50% Performance élevée 2 faces lisses
	RFI	Complexité moyenne	Jusqu'à 20 m ² selon complexité	1000 à 20000 pièces	50 % < Taux Vf < 60 % Performance élevée 1 face lisse
	LRI	Complexité moyenne	Quelconque	1000 à 20000 pièces	Taux Vf = 60 % Performance très élevée 1 face lisse

Tableau 1-1 : Tableau récapitulatif des procédés de fabrication suivant leur mise en œuvre

Classe	Procédé	Niveau d'équipement	Formation opérateur	Coût	Qualité produit fini
Voie Sèche	Préimprégnés	Important (machine à draper)	Faible	Moyen à important	Haute performance 1 face lisse
	Enroulement filamenteaire	Important	Moyen	Elevé	Face lisse au contact du mandrin Taux Vf < 80 %
	Compression	Moyen	Faible	Elevé (décroit avec l'augmentation du nombre de pièces)	Performance limitée Bon état de surface
Voie Humide	Contact	Très faible	Faible	Faible	1 face lisse + 1 face brute Performance limitée
	Projection simultanée	Moyen	Faible	Moyen	1 face lisse + 1 face brute Performance limitée
	Enroulement filamenteaire	Important	Moyen	Elevé	Face lisse au contact du mandrin Taux Vf < 80 %
	Pultrusion	Important	Importante	Elevé	Toutes les faces lisses Haute performance
	Centrifugation	Important	Moyen	Elevé	2 faces lisses Performance élevée
	RTM	Elevé	Faible	Elevé (décroit avec l'augmentation du nombre de pièces)	Taux Vf < 50% Performance élevée 2 faces lisses
	RFI	Faible	Moyenne	Faible	50 % < Taux Vf < 60 % Performance élevée 1 face lisse
	LRI	Faible	Moyenne à élevée pour les grandes dimensions	Faible	Taux Vf = 60 % Performance très élevée 1 face lisse

Tableau 1-2 : Tableau récapitulatif des procédés de fabrication suivant l'aspect financier

Notre étude s'articule autour d'un problème aéronautique où la réduction des coûts est très importante. De plus, nous avons décidé de travailler sur des plaques composites réalisées avec des tissus en carbone. Nous voulons donc des matériaux composites ayant des caractéristiques mécaniques élevées, ce qui se traduit par un fort taux volumique en fibres et une qualité finale du composite optimale. Le procédé choisi a pour but d'être utilisé dans le cas de pièces aéronautiques de grandes dimensions et de classe 1 (pièces structurales).

Dès lors, le procédé LRI apparaît être le mieux adapté. Il présente en effet une forte valeur ajoutée et permet d'obtenir des pièces ayant un taux volumique en fibre important ce qui va nous garantir de hautes propriétés mécaniques et donc une performance accrue du produit fini. De plus, il nous assure une bonne qualité du composite réalisé grâce au faible chemin parcouru par la résine (taux de porosité faible).

1.1.2 Caractérisation d'un procédé de fabrication

Le but de cette partie de l'étude est de répertorier quelques moyens de caractérisation du procédé de fabrication des matériaux composites à matrice thermodurcissable à partir des caractéristiques de la résine après polymérisation. La connaissance de certaines de ces caractéristiques nous permet d'avoir des indications concernant le comportement et le vieillissement de la résine dans le temps.

1.1.2.1 Caractérisation calorimétrique : analyse enthalpique différentielle (DSC)

Cette analyse est basée sur un apport calorimétrique avec une vitesse de montée en température choisie et constante [Cherdoud-Chihani 1997]. L'échantillon analysé, de masse très faible (de l'ordre d'une dizaine de mg) et déjà réticulé est soumis à une montée en température (Figure 1-10). Le flux de chaleur diminue lors du passage de la transition vitreuse. Le matériau passe alors d'un état vitreux rigide et fragile à un état caoutchoutique souple et ductile : ce changement de comportement est lié à un réarrangement des chaînes macromoléculaires leur permettant une plus grande mobilité. Cette réaction est consommatrice de chaleur contrairement à la réticulation (formation d'un réseau tridimensionnel à partir d'un système liquide de macromolécules indépendantes les unes des autres) : elle est dit endothermique. C'est surtout la variation de la capacité calorifique du matériau qui permet la mesure d'une T_g . Cette capacité augmente avec la température et au passage de la T_g , une augmentation brusque de celle-ci est détectée. Le passage de la transition vitreuse entraîne une modification du matériau : il devient caoutchoutique et donc plus souple.

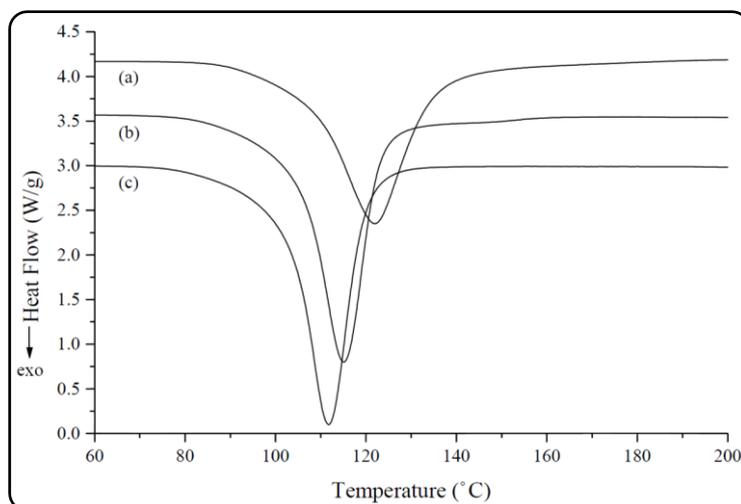


Figure 1-10 : Courbes DSC pour une résine TGMDA [Ooi 2000]

Les courbes obtenues par analyse enthalpique différentielle nous permettent aussi de définir le taux de conversion, ou taux de polymérisation, du matériau. Ce taux de conversion correspond au pourcentage de polymérisation de la résine. Il se calcule à l'aide de l'enthalpie résiduelle ΔH_f mesurée comme étant l'énergie que l'on peut encore apporter au matériau pour avoir une polymérisation totale ou quasi-totale. Ce taux de conversion nous donne aussi des indications concernant le vieillissement hygrothermique de la résine et des possibles mouvements macromoléculaires qui ont lieu en fonctionnement.

En effet, les molécules non-réticulées ou très peu réticulées peuvent être des zones d'accroche de molécules ou peuvent être victime du lessivage des matériaux composites (molécules chassées de la pièce et laissant place à d'autres molécules). De plus, le vieillissement des matériaux composites fait évoluer la température de transition vitreuse de la résine par un phénomène de plastification : l'eau pénètre dans le réseau et brise les liaisons secondaires qui assuraient une bonne partie de la rigidité. Cela entraîne alors une diminution de la température de transition vitreuse et du module élastique.

1.1.2.2 Caractérisation thermomécanique

La caractérisation thermomécanique peut être faite par une analyse rhéologique du matériau post cuisson. La rhéologie peut être définie comme étant la science qui étudie l'écoulement de matière sous l'effet d'un gradient de pression [Djilali 2007]. La donnée de sortie principale de cet essai est l'évolution d'un module complexe ou module dynamique, $G(\omega)$, représentatif du comportement dynamique du matériau, en fonction de la température pour une déformation ε et pour une fréquence f données. Ce module peut être séparé en un module réel $G'(\omega)$ et un module imaginaire $G''(\omega)$:

$$G(\omega) = G'(\omega) + iG''(\omega) \quad (1.1)$$

Ils sont respectivement appelés module de conservation et module de perte. Dans le cas de la rhéologie des solides, ces deux modules correspondent aux éléments utilisés dans le cas d'un modèle de Maxwell généralisé (Figure 1-11) : un ressort G modélise le comportement élastique du matériau $G'(\omega)$ et un amortisseur η le module visqueux $G''(\omega)$.

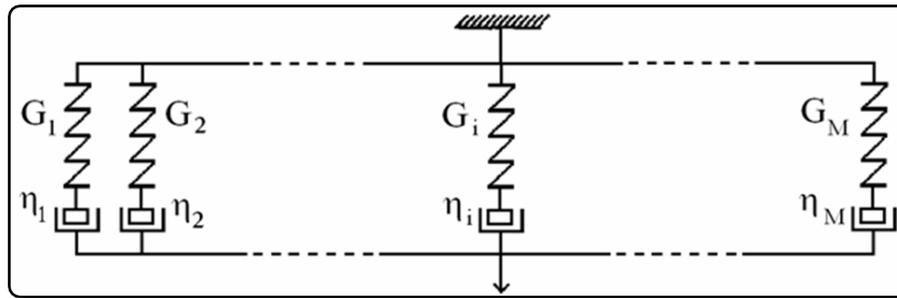


Figure 1-11 : Modèle de Maxwell généralisé

Nous nous intéressons alors au rapport du module visqueux sur le module, appelé $\tan \delta$. Lorsqu'il est maximum pour une température donnée, cela traduit une mobilité des macromolécules. La température correspondante, appelée $T\alpha$, est comparable à la température de transition vitreuse T_g obtenue dans le cadre d'une étude calorimétrique. Cette caractérisation thermomécanique nous permet donc de définir la température de transition vitreuse d'ordre mécanique ou de confirmer la température de transition vitreuse d'ordre thermique. Les deux températures obtenues représentent le même phénomène physique, un ramollissement de la matière, mais qui a deux origines distinctes : thermique dans le cas de la T_g et mécanique dans le cas de la $T\alpha$. Les deux températures alors obtenues ne sont pas strictement similaires : un écart de l'ordre de 10°C est constaté. Cette différence d'origine est aussi combinée à un effet de masse : en analyse rhéologique, la masse de l'échantillon est beaucoup plus importante qu'en DSC.

1.1.2.3 Caractérisation mécanique par essais mécaniques

Dans toute étude mécanique, une des composantes majeures est la connaissance du matériau utilisé. Elle se traduit par ses caractéristiques mécaniques. Celles-ci peuvent être définies par des tests statiques classiques régis par les normes associées. Ces essais doivent être instrumentés de façon à obtenir le maximum de données expérimentales pour l'analyse mécanique finale. Cependant, l'obtention des caractéristiques mécaniques hors plan reste complexe et nécessite des géométries d'éprouvettes et des montages d'essais spécifiques.

Essais de traction uniaxiale

Cet essai se base sur les standards concernant les tests mécaniques. Dans notre cas, nous prenons comme référence les normes correspondantes aux essais de traction sur plastiques renforcés par des tissus [**Erreur ! Source du renvoi introuvable.**, AFNOR 1997b]. Le principe de l'essai de traction est d'appliquer une consigne de chargement mécanique ou de

déplacement à vitesse constante à une éprouvette normalisée. Celle-ci doit être instrumentée soit par des jauges d'extensométrie, soit par un extensomètre mécanique ou optique. Les données obtenues lors de cet essai vont nous permettre d'obtenir les valeurs à rupture en traction X_t , de calculer les modules élastiques en traction E et le coefficient de poisson en traction ν_{12} .

Pour déterminer les modules de traction à 45° , un essai de traction à 45° peut être fait. On peut aussi les déterminer en utilisant les équations suivantes [Berthelot 2005] :

$$\frac{1}{E_{45^\circ}} = \frac{1}{E_1} \cos^4 \theta + \frac{1}{E_2} \sin^4 \theta + \left(\frac{1}{G_{12}} - 2 \frac{\nu_{12}}{E_1} \right) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \quad (1.2)$$

avec E_i les modules dans les directions i , ν_{12} le coefficient de Poisson dans le plan 1_2 , θ l'angle de déphasage par rapport à la direction chaîne.

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45^\circ}} - \frac{1}{E_1} - \frac{1}{E_2} + 2 \frac{\nu_{12}}{E_1} \quad (1.3)$$

Avec G_{12} , le module de cisaillement dans le plan 1_2 .

Essais de compression

Comme pour les essais de traction, les données d'essais et les dimensions des éprouvettes sont normalisées. Les éprouvettes sont moins longues et moins larges. De plus, le montage d'essai doit être étudié de façon à s'affranchir du flambement de l'éprouvette. Nous avons alors utilisé un montage d'essai de type ITRII (Figure 1-12) qui présente une grande rigidité et qui est bien adapté à ces essais. Les mordaches coniques, placées dans leurs empreintes dans les mors fixes et mobiles, permettent un serrage de l'éprouvette de plus en plus fort interdisant le glissement de l'éprouvette (auto-serrage). De plus, la zone utile de l'éprouvette est beaucoup moins longue que les talons, ce qui diminue le risque de flambement de celle-ci. Le pilotage de l'essai se fait soit en déplacement soit en charge, et les données obtenues sont collectées pour obtenir les caractéristiques mécaniques en compression E_{ic} .

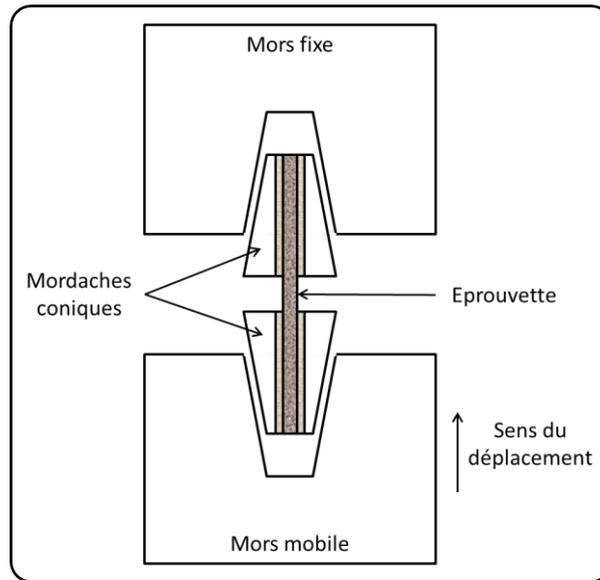


Figure 1-12 : Essai de compression

1.1.2.4 Caractérisation mécanique par mesures ultrasonores

Cette méthode est basée sur le fait que les caractéristiques mécaniques d'un matériau peuvent être déduites par la mesure de la vitesse de propagation des ondes longitudinales et transversales dans ce matériau. Dès lors, nous nous intéressons à déterminer ces vitesses de propagations (Tableau 1-3) de façon à remonter aux caractéristiques mécaniques.

Problème direct

Cette méthode, utilisée pour la caractérisation des matériaux, est basée sur la relation entre les constantes élastiques et la vitesse de propagation des ondes dans le matériau [Mistou 2000].

Quand il y a propagation d'onde ultrasonore plane dans un matériau, le déplacement $u_i(x_k, t)$ de tous les points de coordonnées x_k varie au cours du temps. Nous pouvons alors appliquer l'équation de la dynamique [Royer 1996] :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (1.4)$$

A partir de cette équation et en faisant apparaître V la vitesse de phase, u_i^0 la polarisation de l'onde, n_i les composantes du vecteur directeur de propagation, on peut réécrire l'équation de Christoffel :

$$\rho V^2 u_i^0 = C_{ijkl} n_j n_k u_l^0 \quad (1.5)$$

avec ρ la masse volumique et C_{ijkl} la matrice de rigidité.

Introduisons ensuite le tenseur du second ordre Γ_{il} :

$$\Gamma_{il} = C_{ijkl} n_j n_k \quad (1.6)$$

L'équation de Christoffel devient :

$$\rho V^2 u_i^0 = \Gamma_{il} u_l^0 \quad (1.7)$$

Dès lors, nous pouvons identifier les vitesses de phase et les polarisations des ondes planes, suivant une direction \vec{n} et la matrice de rigidité C_{ijkl} comme étant les valeurs propres et les vecteurs propres du tenseur Γ_{il} . De ce fait, dans un milieu anisotrope, l'équation de propagation des ondes planes s'écrit de la forme suivante [Mistou 2000] :

$$\det[\Gamma_{ij} - \rho V^2 \delta_{ij}] = 0 \quad (1.8)$$

avec δ_{ij} le symbole de Kronecker.

On peut alors définir les composantes du tenseur de propagation Γ_{il} par l'intermédiaire des composantes C_{ijkl} du tenseur de rigidité du quatrième ordre :

$$\begin{aligned} \Gamma_{11} &= C_{11}n_1^2 + C_{66}n_2^2 + C_{55}n_3^2 + 2C_{16}n_1n_2 + 2C_{15}n_1n_3 + 2C_{56}n_2n_3 \\ \Gamma_{12} &= C_{16}n_1^2 + C_{26}n_2^2 + C_{45}n_3^2 + (C_{12} + C_{66})n_1n_2 \\ &\quad + (C_{14} + C_{56})n_1n_3 + (C_{46} + C_{25})n_2n_3 \\ \Gamma_{13} &= C_{15}n_1^2 + C_{46}n_2^2 + C_{35}n_3^2 + (C_{14} + C_{56})n_1n_2 \\ &\quad + (C_{13} + C_{55})n_1n_3 + (C_{36} + C_{45})n_2n_3 \\ \Gamma_{22} &= C_{66}n_1^2 + C_{22}n_2^2 + C_{44}n_3^2 + 2C_{26}n_1n_2 + 2C_{46}n_1n_3 + 2C_{24}n_2n_3 \\ \Gamma_{23} &= C_{56}n_1^2 + C_{24}n_2^2 + C_{34}n_3^2 + (C_{46} + C_{25})n_1n_2 \\ &\quad + (C_{36} + C_{45})n_1n_3 + (C_{23} + C_{44})n_2n_3 \\ \Gamma_{33} &= C_{55}n_1^2 + C_{44}n_2^2 + C_{33}n_3^2 + 2C_{45}n_1n_2 + 2C_{35}n_1n_3 + 2C_{34}n_2n_3 \\ \Gamma_{21} &= \Gamma_{12} \quad \Gamma_{31} = \Gamma_{13} \quad \Gamma_{32} = \Gamma_{23} \end{aligned} \quad (1.9)$$

avec C_{ij} le tenseur de rigidité exprimé en sommant les indices (convention de sommation d'Einstein).

Comme l'équation de propagation des ondes planes est cubique en ρV^2 , trois modes d'ondes planes, ayant des vitesses de propagation différentes, peuvent se propager suivant la même direction \vec{n} à des polarisations orthogonales. Ces ondes, de direction \vec{n} , transmises par un transducteur se propagent dans le milieu solide par l'intermédiaire d'un milieu liquide ou couplant. Les ondes se propageant dans le matériau ne sont pas de direction équivalente à la source : les modes de propagation ne sont pas purement longitudinaux ou transversaux. Ainsi, les ondes ayant la polarisation la plus proche de la source sont appelées ondes quasi-

longitudinales, tandis que les autres sont appelées ondes quasi-transversales et sont considérées comme orthogonales aux ondes précédemment citées. Les vitesses de propagation des ondes longitudinales sont plus grandes que celles des ondes transversales [Mistou 2000]. Pour pallier le phénomène d'ondes quasi-longitudinales ou quasi-transversales, on peut décider de se placer dans le repère d'orthotropie du matériau pour obtenir des ondes purement longitudinales ou transversales. De ce fait, il est possible de calculer analytiquement les vitesses de propagation grâce aux constantes élastiques du matériau en choisissant ces directions particulières : c'est la résolution du problème direct.

Dans le cas où l'on calcule les constantes élastiques par l'intermédiaire de la mesure des vitesses de propagation ultrasonore, on parle de problème inverse.

Problème inverse

Le problème inverse nous permet, par l'intermédiaire de la mesure des vitesses de propagation des ondes planes dans des directions particulières, de calculer les 9 composantes élastiques d'un matériau composite orthotrope [Béakou 1991].

Pour ce faire, nous avons besoin de 4 échantillons (Figure 1-13) :

- 1 cubique
- 3 parallélépipédiques à 45 ° par rapport à chacun des plans de l'espace

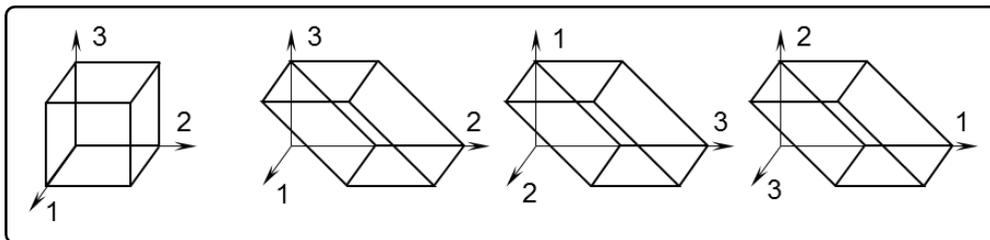


Figure 1-13 : Échantillons de mesure par contact direct [Mistou 2000]

Les mesures se font sur les facettes opposées de tous les échantillons de façon à obtenir les vitesses de propagation des ondes longitudinales et transversales. Celles-ci nous permettent de calculer, dans un premier temps les neuf constantes de la matrice de rigidité (Tableau 1-3) par la relation entre le tenseur de Christoffel et les vitesses de propagation puis dans un deuxième temps le facteur D :

$$D = C_{11} \cdot C_{22} \cdot C_{33} - C_{11} \cdot C_{23}^2 - C_{33} \cdot C_{12}^2 - C_{22} \cdot C_{13}^2 + 2 \cdot C_{12} \cdot C_{13} \cdot C_{23} \quad (1.10)$$

Dès lors, on peut calculer les constantes de l'ingénieur E_i , ν_{ij} et G_{ij} avec $[i,j=1,2,3]$:

$$\begin{aligned}
 E_1 &= \frac{D}{(C_{22} \cdot C_{33} - C_{23}^2)} & E_2 &= \frac{D}{(C_{11} \cdot C_{33} - C_{13}^2)} & E_3 &= \frac{D}{(C_{11} \cdot C_{22} - C_{12}^2)} \\
 G_{23} &= C_{44} & G_{13} &= C_{55} & G_{12} &= C_{66} \\
 \nu_{23} &= \frac{-E_2 (C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} & \nu_{32} &= \frac{-E_3 (C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} & & (1.11) \\
 \nu_{13} &= \frac{-E_1 (C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} & \nu_{31} &= \frac{-E_3 (C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} \\
 \nu_{12} &= \frac{-E_1 (C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33})}{D} & \nu_{21} &= \frac{-E_2 (C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33})}{D}
 \end{aligned}$$

L'association de ces méthodes ultrasonores avec les méthodes classiques de caractérisation mécanique, calorimétrique et thermomécanique nous permettent alors de caractériser parfaitement le matériau final en minimisant les essais destructifs.

Direction de propagat°	Direction de polarisat°	Type d'onde	Type d'essai Géométrie	Tenseur de Christoffel	Relation Constantes/Vitesse
n ₁ = 1 n ₂ = 0 n ₃ = 0	1	longitudinale		$\Gamma_{11} = C_{11}$	$C_{11} = \rho V_{11}^2$
	2	transversale		$\Gamma_{22} = C_{66}$	$C_{66} = \rho V_{12}^2$
	3	transversale		$\Gamma_{33} = C_{55}$	$C_{55} = \rho V_{13}^2$
n ₁ = 0 n ₂ = 1 n ₃ = 0	1	transversale		$\Gamma_{11} = C_{66}$	$C_{66} = \rho V_{21}^2$
	2	longitudinale		$\Gamma_{22} = C_{22}$	$C_{22} = \rho V_{22}^2$
	3	transversale		$\Gamma_{33} = C_{44}$	$C_{44} = \rho V_{23}^2$
n ₁ = 0 n ₂ = 0 n ₃ = 1	1	transversale		$\Gamma_{11} = C_{55}$	$C_{55} = \rho V_{31}^2$
	2	transversale		$\Gamma_{22} = C_{44}$	$C_{44} = \rho V_{32}^2$
	3	longitudinale		$\Gamma_{33} = C_{33}$	$C_{33} = \rho V_{33}^2$
n ₁ = 0 n ₂ = √2/2 n ₃ = √2/2	1	transversale		$2\Gamma_{11} = C_{55} + C_{66}$	$C_{55} + C_{66} = 2\rho V_{S23}^2$
	2-3	quasi-longitudinale quasi-transversale		$2\Gamma_{22} = C_{22} + C_{44}$ $2\Gamma_{23} = C_{23} + C_{44}$ $2\Gamma_{33} = C_{33} + C_{44}$	
n ₁ = √2/2 n ₂ = 0 n ₃ = √2/2	2	transversale		$2\Gamma_{22} = C_{44} + C_{66}$	$C_{44} + C_{66} = 2\rho V_{S13}^2$
	1-3	quasi-longitudinale quasi-transversale		$2\Gamma_{11} = C_{11} + C_{55}$ $2\Gamma_{13} = C_{13} + C_{55}$ $2\Gamma_{33} = C_{33} + C_{55}$	
n ₁ = √2/2 n ₂ = √2/2 n ₃ = 0	3	transversale		$2\Gamma_{33} = C_{44} + C_{55}$	$C_{44} + C_{55} = 2\rho V_{S12}^2$
	1-2	quasi-longitudinale quasi-transversale		$2\Gamma_{11} = C_{11} + C_{66}$ $2\Gamma_{12} = C_{12} + C_{66}$ $2\Gamma_{22} = C_{22} + C_{66}$	

Tableau 1-3 : Relations constantes élastiques – vitesses de propagation [Mistou 2000]

1.2 Le matériau

Les matériaux choisis pour cette étude sont tous issus de l'industrie aéronautique et sont employés dans les programmes R&D de Daher-Socata. De plus, ils doivent être compatibles avec le procédé de fabrication précédemment choisi pour ces travaux : le LRI.

1.2.1 Le tissu

Le tissu carbone utilisé est un satin 5 carbone HR commercialisé par Hexcel Composite sous la référence HexForce G926 1304 TCT INJ E01 2F (Tableau 1-4).

Armure	Satin 5
Type de fibres	HTA 5131 6K
Diamètre filament	7 μm
Masse nominale	370 g/m^2
Epaisseur d'un pli	0,37 mm
Répartition en masse	50% chaîne 50% trame
Poudrage	E01

Tableau 1-4 : Caractéristiques du tissu G926 [Hexcel 2011b]

1.2.2 La résine

La résine utilisée est une résine époxyde monocomposant de type TGMDA (TétraGlycidyl Méthylène DiAniline) qui réagit avec une combinaison de durcisseurs amines aromatiques : c'est donc une résine rigide permettant une tenue en température élevée. En effet, elle contient deux cycles aromatiques en plus de ceux des durcisseurs et quatre groupements réactifs époxydes par macromolécule, ce qui permet de former un réseau dense et peu mobile. Elle a également une excellente tenue à l'humidité. Son nom commercial est RTM6. Elle a été élaborée pour les procédés d'infusion par Sicomin.

Les tableaux ci-dessous (Tableau 1-5 et Tableau 1-6) montrent les données physico-mécaniques constructeur de la résine seule pour un cycle de cuisson à 180 °C.

	Etat initial	Polymérisée
Densité de résine à 25°C	1,11	1,14

Tableau 1-5 : Densité de la résine RTM6 avant et après cuisson [Hexcel 2011a]

	Traction	Flexion
Résistance à rupture (MPa)	75	132
Module élastique (MPa)	2890	3300
Déformation à rupture (%)	3,4	/
Normes utilisées	ASTM D638	ASTM D790

Tableau 1-6 : Propriétés mécaniques de la résine RTM6 après cuisson [Hexcel 2011a]

1.2.3 Le composite réalisé

Dans l'optique d'une caractérisation à l'impact de nos plaques composites, nous nous sommes conformés aux standards de ces essais qui préconisent des épaisseurs de l'ordre de 4 mm. Il nous a alors fallu valider notre procédé pour cette épaisseur. Le matériau étudié, devant être orthotrope, présente une symétrie miroir qui nous impose l'empilement de 12 plis. La séquence d'empilement choisie est $[[(+/-45)/(0/90)]_3]_s$ et l'épaisseur finale est alors de 4,52 mm.

Dans le cas de la validation des longueurs infusables, nous choisissons un unique point d'injection en bout de plaque. Les dimensions des plaques détournées doivent être de 400 x 400 mm².

1.3 Caractérisation du procédé de fabrication : Liquid Resin Infusion

1.3.1 Le procédé utilisé : Infusion de résine liquide (LRI)

Le procédé utilisé pour tout le reste de l'étude est le procédé d'infusion de résine liquide aussi appelé procédé LRI. Il a été choisi pour sa forte valeur ajoutée.

Ce procédé est basé sur deux principes. L'injection de la résine se fait par aspiration par l'intermédiaire d'une pompe à vide. Le deuxième principe est que l'imprégnation de résine se fait suivant la direction transverse des fibres. Ce second principe induit un déphasage entre l'imprégnation des tissus secs de surface et ceux de la face opposée (Figure 1-9). Il est donc nécessaire de pouvoir maîtriser ce phénomène. Si les vitesses d'imprégnation de la résine sont trop importantes ou trop différentes, elles auront une influence sur la qualité de la pièce finale : emprisonnement de bulles d'air, non imprégnation de la totalité des tissus, ... De plus, le taux volumique en fibres changera et le taux de porosité pourra aussi évoluer. Ce procédé est habituellement réservé aux pièces de faible épaisseur.

Ce procédé se déroule en plusieurs phases :

- Phase 1 : Préparation des matières premières

Tout d'abord, il faut déconditionner la résine dans le cas d'une résine monocomposant : sortie de la chambre froide, prise de la quantité souhaitée, étuvage pour obtenir la viscosité d'injection. Dans le cas d'une résine bi-composant, il faut préparer les quantités de résine et de durcisseur en respectant les proportions conseillées par le constructeur.

Les tissus sont ensuite découpés de façon à réaliser un empilement dégressif (ou en escalier).

- Phase 2 : Préparation du moule et des tissus d'environnements (tissus drainant, silicone, tuyaux, bâche à vide, ...)

Dans notre étude, le moule est assimilé à une plaque de verre, ce qui nous permet de suivre l'évolution de la résine sur les deux faces simultanément. Cette plaque de verre subit une préparation :

- Nettoyage
- Application de trois couches de bouche-pores Sicomin Si 022 à 15 minutes d'intervalle
- Lustrage
- Application de quatre couches d'agent démoulant Sicomin Si043 à 15 minutes d'intervalle
- Lustrage

Le bouche-pores a pour effet de combler les défauts de surface et d'obtenir une surface lisse. Le lustrage sert à enlever l'excédent de bouche-pores ou d'agent démoulant. L'agent démoulant va permettre le démoulage plus facile de la pièce : aucune accroche entre la pièce et le moule.

- Phase 3 : Réalisation de la bâche à vide (Figure 1-14)

Celle-ci sert de contre-moule. Elle permet, par l'intermédiaire du joint d'étanchéité et du tirage de vide, d'appliquer une pression relative sur les tissus. Des ponts de bâche sont disposés à la périphérie des plis de façon à cloisonner au maximum la résine dans les fibres. Deux points importants sont à respecter : éviter les tensions dans la bâche (chemin préférentiel de résine) et s'assurer du vide maximum (perte de charge nulle).

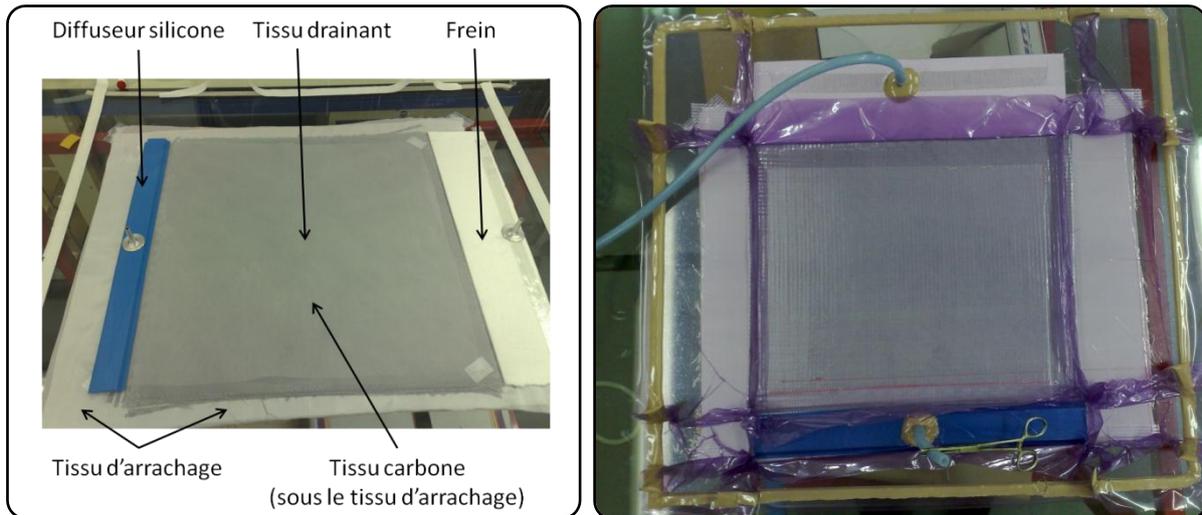


Figure 1-14 : Création de l'empilement et de la bâche à vide

- Phase 4 : Cuisson de l'enzymage ou préformage

Les tissus utilisés sont des tissus poudrés. Cette poudre, aussi appelée enzymage, est une résine thermodurcissable. Son rôle est de maintenir les tissus secs dans une forme particulière avant infusion. Dès lors, après positionnement des tissus secs et de la bâche à vide, cette résine doit être polymérisée. Le cycle classique de préformage préconisé par Hexcel Composite est un palier de 20 minutes à 110°C.

- Phase 5 : Injection de la résine par aspiration

Cette phase est la phase la plus délicate du procédé. La résine est déconditionnée au préalable pour être à température ambiante avant injection. Simultanément la préforme est mise en étuve de façon à avoir une température homogène en son sein et la résine est mise en préchauffe pour diminuer sa viscosité et de ce fait améliorer son infusabilité. Lorsque les deux éléments précédents sont à température, l'injection est lancée. La résine passe dans un système de chauffe qui permet l'élévation à la température d'injection. La résine est drainée sur la largeur du tissu par l'intermédiaire d'un diffuseur silicone rainuré sur sa face inférieure. Le diffuseur est relayé par le tissu drainant ou grille pour permettre à la résine de recouvrir la partie supérieure de la plaque. La résine imprègne ensuite les tissus dans l'épaisseur. Elle se propage ensuite dans le sens longitudinal des tissus par imprégnation. Elle pénètre la totalité de la préforme fibreuse jusqu'à atteindre le frein en ayant imprégné les deux faces. Dès lors, l'arrivée de résine est coupée et le cycle de cuisson est lancé.

- Phase 6 : Cycle de cuisson pour polymérisation de la résine

La résine est préchauffée, de façon à augmenter sa fluidité. Au moment de l'infusion, elle atteint la température d'injection (correspondant à la température du palier d'injection) pour pénétration dans la préforme fibreuse qui est confinée dans une enceinte plus chaude de 20 °C. Après remplissage total des plis, l'arrivée de la résine est coupée et la température augmente, de façon contrôlée, jusqu'à la température du palier de polymérisation. A la fin de celui-ci, la descente en température est contrôlée jusqu'à température ambiante (Figure 1-15).

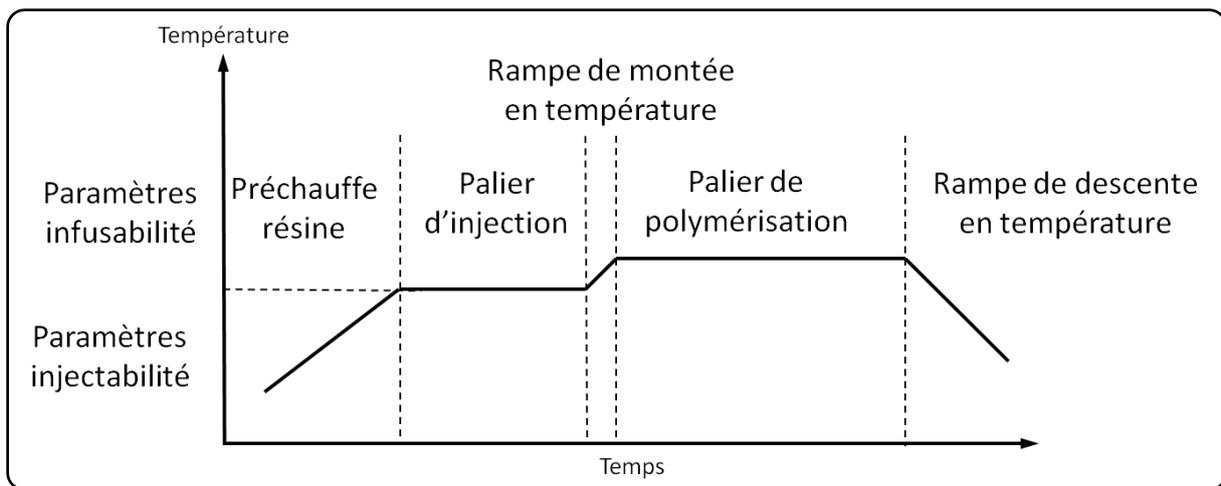


Figure 1-15 : Paramètres d'un cycle de polymérisation [Garnier 2009]

- Phase 7 : Détourage et finition de la pièce

Cette dernière phase permet d'obtenir le produit fini aux dimensions spécifiées dans les plans de définition, avec un aspect de surface propre, notamment sur les contours.

Ce procédé, simple de mise en œuvre, comporte certaines limitations. Comme la propagation de résine se fait par aspiration, il faut faire attention à la perte de charge provoquée par les tissus, les micro-fuites, ... Ces pertes de charge réduisent les tailles des pièces à réaliser avec un point unique d'injection.

1.3.2 Les cycles de cuisson utilisés

1.3.2.1 Le cycle de préformage

Dans le cadre de préforme fibreuse d'épaisseur conséquente, supérieure à 4 mm, nous augmentons la durée du palier pour nous assurer que le cœur de la préforme a bien atteint les 110°C pendant une période de 20 minutes.

Le cycle de préformage choisi est donc le suivant :

- Montée en température jusqu'à 110°C
- Palier de 60 min à 110 °C
- Descente en température jusqu'à température ambiante

1.3.2.2 Les cycles de cuisson

Dans cette partie, nous voulons voir l'influence du cycle de polymérisation sur les caractéristiques finales du matériau. Nous nous sommes donc basés sur une étude faite au laboratoire concernant la résine RTM6 seule [Poussines 2009]. Cette étude a révélé que l'utilisation de différents cycles permet d'avoir des températures de transition vitreuse de la résine RTM6 de différents ordres. Poussines [Poussines 2009] a utilisé un cycle de polymérisation préconisé par le constructeur et l'a optimisé. Nous nous intéressons donc à trois cycles différents :

- Le cycle de cuisson optimisé (cycle 1)
- Le cycle de cuisson préconisé (cycle 2)
- Le cycle de cuisson avec une durée de cuisson plus faible de façon à faire baisser la raideur en flexion du composite (cycle 3)

Pour élaborer ces trois cycles de polymérisation, nous avons dû définir les paramètres du cycle présenté précédemment (Figure 1-15) et les avons spécifiés dans le tableau suivant (Tableau 1-7).

	T _{résine} à l'injection	T _{pièce} à l'injection	Montée en température	Palier de polymérisation	Descente en température	T _{finale}
Cycle 1	110 °C	130 °C	2 °C/min	1h à 185 °C	2 °C/min	20 °C
Cycle 2	110 °C	130 °C	instantanée	2h à 150 °C	2 °C/min	20 °C
Cycle 3	110 °C	130 °C	instantanée	30 min à 150°C	2 °C/min	20 °C

Tableau 1-7 : Cycles de polymérisation utilisés pour l'étude

La montée en température instantanée correspond à une élévation de température théorique. Cette vitesse de montée est limitée par les caractéristiques de l'étuve. De ce fait, la valeur « instantanée » correspond à la montée en température la plus rapide possible.

1.3.3 Contrôle du taux de porosité

Le calcul du taux de porosité nous sert à valider la santé matière en sortie du procédé. Dans le domaine aéronautique, le seuil d'acceptabilité en ce qui concerne la teneur volumique en

porosité est 2,5 %. Cette limite nous assure donc une répartition homogène des porosités dans toute la pièce sans accumulation dans une zone particulière.

Pour déterminer le taux de porosité intrinsèque à notre composite, nous devons faire deux mesures distinctes. Tout d'abord, nous déterminons la densité du composite par pesée statique, puis nous faisons une dissolution de résine. Cette dernière mesure nous permet de calculer la teneur volumique en fibres de chaque échantillon. Cette procédure se base sur la norme EN2564 [AFNOR 1998] et nous donne les résultats suivants pour chacun des cycles de polymérisation utilisés. Les échantillons sont nommés e_{i-j} avec i le cycle de polymérisation utilisé et j la zone dans laquelle est prélevée l'échantillon. Les zones de prélèvement sont alors aléatoirement définies mais chaque échantillon provient de zones différentes.

		e_{i-1}	e_{i-2}	e_{i-3}	Moyenne	Ecart-type
cycle 1	Densité	1,483	1,488	1,480	1,484	0,004
	Porosité (%)	0,773	1,203	1,349	1,109	0,299
	Taux volumique en fibres (%)	55,3	56,1	56,4	55,9	0,569
cycle 2	Densité	1,494	1,500	1,494	1,496	0,003
	Porosité (%)	0,899	0,902	1,675	1,158	0,447
	Taux volumique en fibres (%)	57,5	57,5	58,9	58,0	0,808
cycle 3	Densité	1,503	1,503	1,511	1,506	0,005
	Porosité (%)	1,242	0,935	0,877	1,108	0,196
	Taux volumique en fibres (%)	59,7	59,2	59,0	59,3	0,361

Tableau 1-8 : Densité, Porosité et Teneur Volumique pour les différents cycles

L'analyse des résultats montre que quel que soit le cycle de polymérisation utilisé, la densité n'évolue quasiment pas quel que soit l'endroit de prélèvement. Cette tendance est aussi confirmée par la teneur volumique en renfort qui n'évolue que de 6% selon les cycles de polymérisation utilisés. Nous pouvons également constater que le taux de porosité, pour les trois cycles de polymérisation, est inférieur à 2,5 %. Par conséquent, nous nous situons dans la plage d'acceptabilité pour une application aéronautique d'ordre 1.

Du fait d'un prélèvement aléatoire des échantillons dans les plaques, nous constatons une dispersion (écart-type maximum 40%) dans la mesure de la porosité. La porosité, phénomène aléatoirement réparti dans notre matériau, peut varier d'une zone à une autre. Cependant, le critère le plus important est l'acceptation selon la plage précédemment indiquée.

Notre procédé est donc bien répétable et nos plaques répondent aux exigences aéronautiques souhaitées. La caractérisation thermomécanique est alors envisageable.

1.3.4 Caractérisation calorimétrique par analyse enthalpique différentielle (DSC)

1.3.4.1 Protocole expérimental

Nous disposons du matériel d'analyse enthalpique différentielle DSC Shimadzu DSC-50. Nous employons comme capsule de référence les capsules calibrées en aluminium Perkin-Elmer. Elles servent à l'encapsulation de nos échantillons. Dans le cas d'une analyse par DSC de résine époxyde, il est recommandé d'avoir une masse de résine de l'ordre de 5 mg. Comme le composite utilisé est fortement chargé en fibres, nous faisons usage d'une masse plus conséquente de façon à obtenir une masse de résine similaire à celle préconisée. Nos échantillons ont donc une masse comprise entre 20 et 30 mg. Pour déterminer la température de transition vitreuse, une vitesse de montée en température est choisie : elle doit correspondre à la cinétique de la réaction voulue. Classiquement, pour les résines époxydes, une vitesse de 10 °C/min est utilisée : nous utilisons donc cette valeur. Cette expérience est faite sous azote de façon à éviter toute oxydation du matériau pendant la montée en température. Après encapsulation de notre échantillon, la capsule-référence et la capsule-échantillon sont mises dans le four de la DSC. Lorsque l'équilibre thermique est atteint, nous pouvons faire une rampe de montée en température de 0 °C à 250 °C par palier de 10 °C/min. Nous obtenons une courbe avec en abscisses, la température et en ordonnées, un flux thermique (Figure 1-16 Figure 1-10). Après obtention de cette courbe, nous devons faire un traitement pour rétablir la ligne de base qui nous permet d'amplifier le phénomène. Les changements macromoléculaires, dus au passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique sont traduits sur la courbe par une chute importante du flux thermique. La température de transition vitreuse est donc établie comme étant le point d'inflexion de cette courbe.

1.3.4.2 Résultats obtenus

Cette étude par DSC est réalisée sur les échantillons G926/RTM6 pour les 3 cycles de cuisson considérés précédemment. Les résultats sont présentés sur la figure suivante (Figure 1-16).

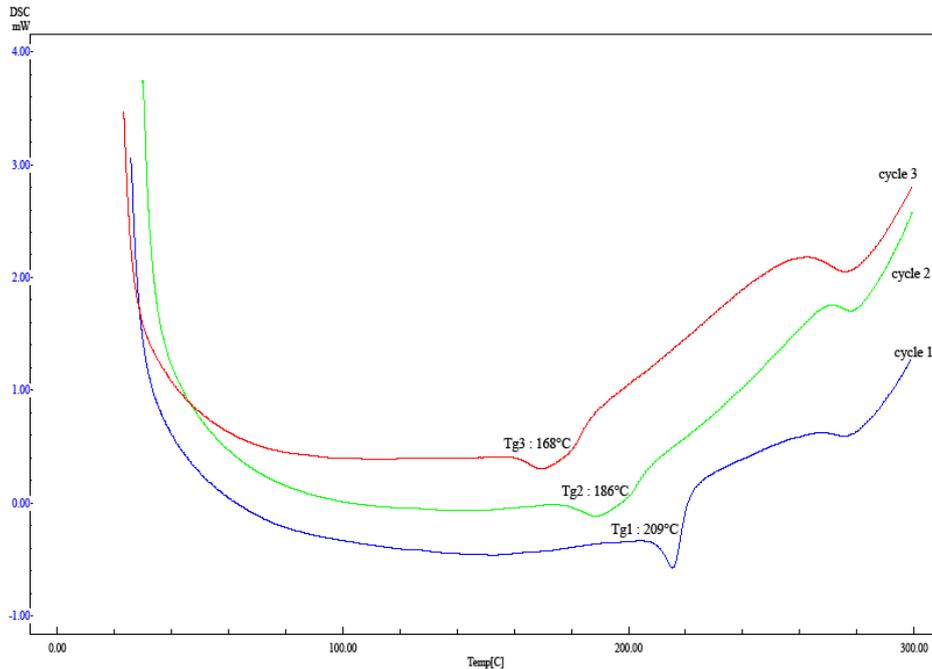


Figure 1-16 : Tg obtenue pour les différents cycles

Dans le tableau suivant (Tableau 1-9), nous avons choisi de comparer les Tg obtenues pour nos échantillons avec les Tg obtenues par Poussines [Poussines 2009] lors de son étude sur la résine RTM6. Cependant, ses travaux n'ont concerné que les 2 premiers cycles de polymérisation que nous avons utilisés. Nous nous attendons cependant, pour le 3^{ème} cycle de polymérisation à obtenir une température de transition vitreuse inférieure. La température de transition vitreuse obtenue lors d'un cycle de polymérisation est fonction de la température et du temps du palier du cycle. Dans le cas du cycle 3, sous polymérisé, le composite obtenu atteint la même température que lors du cycle 2, mais la durée est nettement moins importante (30 min contre 120 min). Dès lors, l'énergie calorifique emmagasinée par le composite 3 est plus faible que celle du composite 2 : il s'en suit une température de transition vitreuse moins importante.

	T _g attendue [Poussines 2009]	T _g expérimentale
Cycle 1	215 °C	209 °C
Cycle 2	185 °C	186 °C
Cycle 3	< 185 °C	168 °C

Tableau 1-9 : Comparaison des Tg pour les 3 cycles de cuisson

De ces résultats, nous constatons que les 3 cycles provoquent des températures de transition vitreuse différentes. Plus la résine atteint, lors de son cycle de polymérisation, une température élevée, plus la température de transition vitreuse est importante sans jamais dépasser la température de cuisson. Le principe de Gillham [Gillham 1974] dit que la Tg d'une résine ne peut être supérieure à la température vue par celle-ci au cours de la

réticulation. Nous obtenons alors trois composites qui ont des mouvements macromoléculaires à différentes températures, mais qui ont aussi une ductilité différente. Plus la température de transition vitreuse est élevée, plus le matériau est fragile. Nous pourrions observer ces phénomènes lors des essais mécaniques.

1.3.5 Caractérisation thermomécanique par analyse rhéologique

1.3.5.1 Protocole expérimental

Le rhéomètre à déformation imposée, utilisé pour cette étude, est l'ARES de la société Rheometric Scientific. La déformation imposée est de type torsion rectangulaire (Figure 1-17).

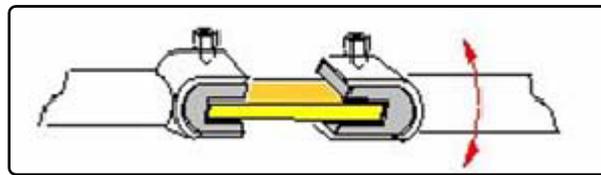


Figure 1-17 : Principe du rhéomètre à torsion rectangulaire

Dans un premier temps, on effectue un « Strain sweep » de façon à déterminer un niveau de déformation à imposer à la pièce. On procède ensuite à une « rampe en température » de 20 °C à 250 °C pendant laquelle on applique une torsion sinusoïdale au taux de déformation déterminé précédemment. On suit l'évolution des modules élastiques, visqueux et de leur rapport pour déterminer le lieu des mouvements macromoléculaires.

1.3.5.2 Résultats obtenus

Nous obtenons, pour chaque cycle de polymérisation, les courbes suivantes et leur évolution (Figure 1-18 à Figure 1-20). La température de transition vitreuse de type thermomécanique nous indique le lieu de la relaxation des chaînes macromoléculaires. Elle est représentée par le maximum de $\tan \delta$ (Figure 1-18) ou le maximum de $G''(\omega)$ (Figure 1-19, Figure 1-20).

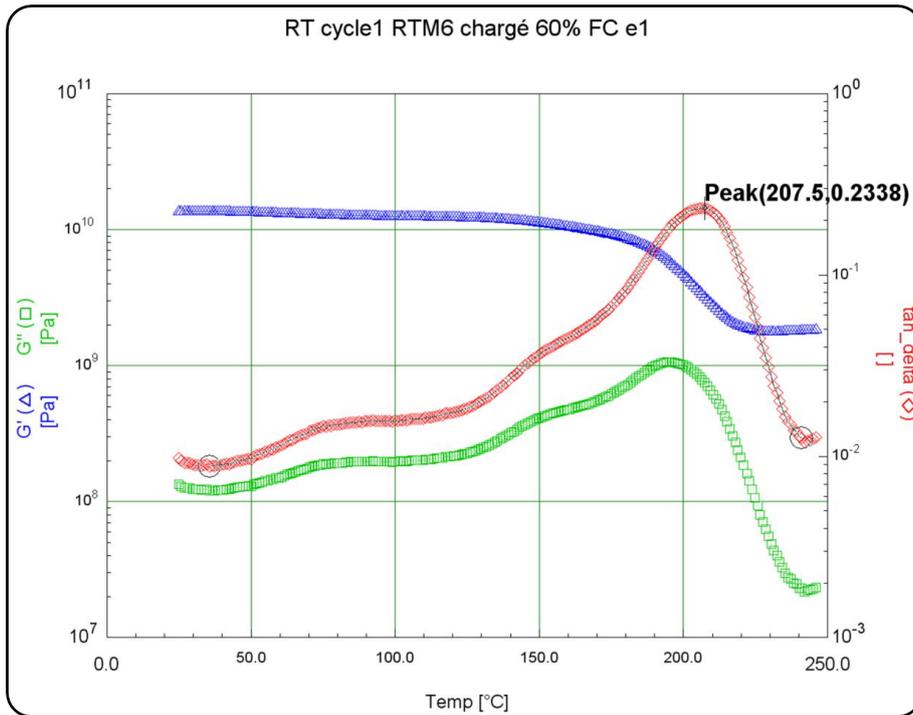


Figure 1-18 : Courbe rhéologique du G926/RTM6 pour le cycle 1

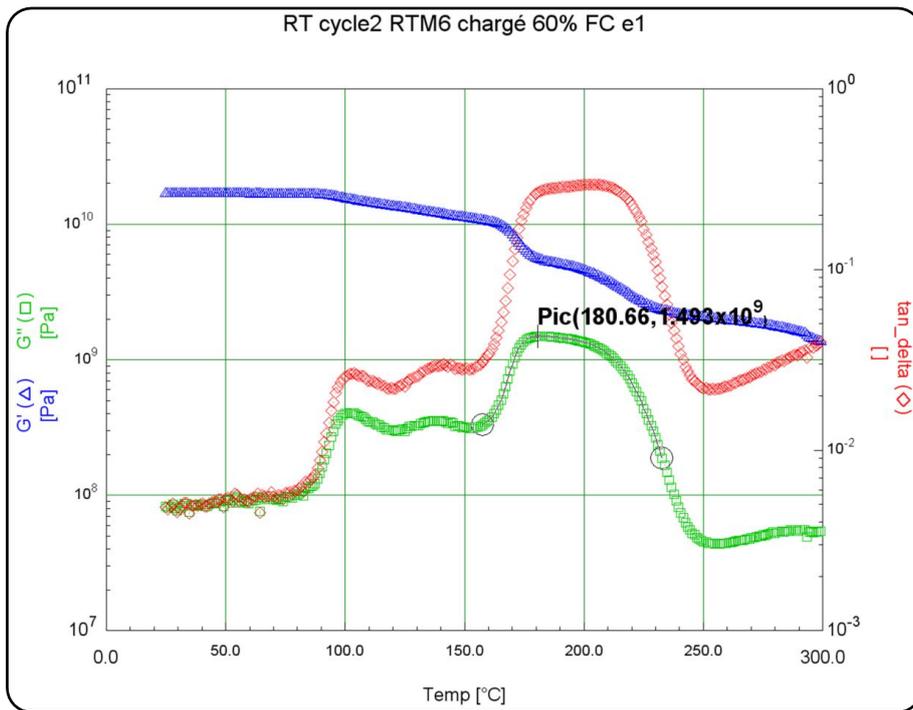


Figure 1-19 : Courbe rhéologique du G926/RTM6 pour le cycle 2

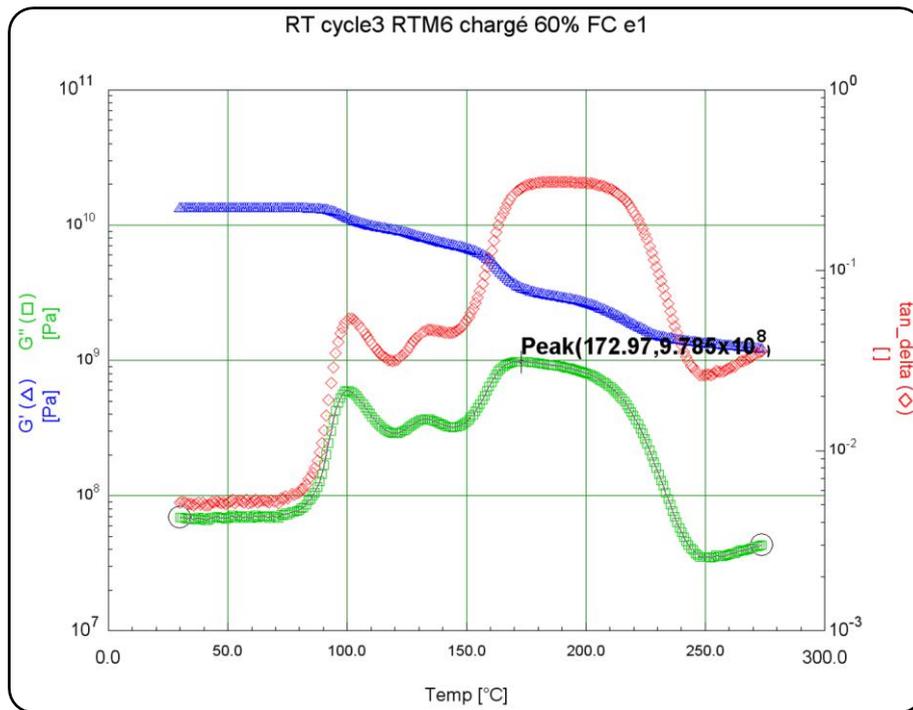


Figure 1-20 : Courbe rhéologique du G926/RTM6 pour le cycle 3

Les courbes de rhéologie montrent bien une chute du module élastique G' (Figure 1-18, Figure 1-19, Figure 1-20) lorsque $\tan \delta$ est maximal. Cela se traduit par des relaxations des chaînes macromoléculaires. Les T_{α} obtenues pour les trois cycles confirment le fait que plus la température de cuisson est élevée, plus les températures de transition vitreuse le sont.

Le tableau ci-dessous (Tableau 1-10) récapitule les températures de transition vitreuse de type calorimétrique (T_g) et de type mécanique (T_{α}) et les compare aux caractéristiques de la résine RTM6 seule.

Cycle utilisé	1	2	3
T_g attendue (°C)	210	185	170
T_g (°C)	211	186	168
T_{α} (°C)	207	181	173

Tableau 1-10 : Tableau récapitulatif des T_g et T_{α} obtenues pour les 3 cycles de polymérisation

L'utilisation de l'analyse rhéologique confirme les résultats obtenus en analyse enthalpique différentielle autant du point de vue qualitatif que du point de vue quantitatif. La faible différence (181 °C pour 186 °C au niveau du cycle 2) entre les températures T_{α} et T_g s'explique par l'origine (mécanique ou thermique) de l'obtention de la mesure. Cette tendance est confirmée sur les deux autres cycles de polymérisation.

1.4 Caractérisation mécanique du matériau de l'étude

Pour la caractérisation du matériau de l'étude, nous nous intéressons à un composite G926/RTM6 réalisé par LRI. Le cycle de polymérisation utilisé est le cycle 2 et tous les plis sont empilés à 0 degrés. Comme le tissu est équilibré (50% des fibres dans le sens chaîne et 50% dans le sens trame), nous avons donc un stratifié 0° équilibré.

Nous avons tout d'abord, dans un souci de minimiser le nombre d'éprouvettes, choisi de n'utiliser qu'un seul cycle de polymérisation. Le cycle de cuisson 2 a été choisi puisqu'il est préconisé par le constructeur et couramment utilisé dans l'industrie aéronautique.

1.4.1 Essai de traction

1.4.1.1 Procédure d'essai

Les éprouvettes utilisées respectent les dimensions de la norme [AFNOR 1997b]. Leur dimension est 250 x 100 x 4,44 mm³. Elles ont des talons en verre/époxyde, orientés à +/- 45°, de 1mm d'épaisseur.

La machine d'essai utilisée est une machine de fatigue Instron 1345 à 4 colonnes, avec un contrôleur Instron 8800 (Figure 1-21). La cellule de force est de 250 kN $\pm 0,5\%$ en dynamique et 500 kN $\pm 0,5\%$ en statique (dans la gamme de 10 % à 100 % de la capacité maximale). Le capteur de déplacement est un LVDT de 100 mm de course. Cette machine est équipée de deux mors hydrauliques. La commande de l'essai se fait à l'aide du logiciel Bluehill.

Comme l'exige la norme pour les essais de qualification, le pilotage de l'essai se fait en déplacement à une vitesse de 0,5 mm/min. Les éprouvettes sont équipées de rosettes, type HBM K-RY81-3/120-3-2M, sur une face, de façon à mesurer les déformations sur celle-ci et une mesure de déformation par suivi de pixels est faite sur la deuxième face à l'aide de la tête de mesure de stéréo-corrélation GOM Aramis et le logiciel de triangulation GOM Aramis. Ces jauges sont reliées à une centrale d'acquisition de type HBM Spider 8. Les données sont traitées à l'aide du logiciel Catman Easy.



Figure 1-21 : Protocole expérimental de l'essai de traction uniaxiale avec mesures de déformations

1.4.1.2 Traitement des données issues des jauges

L'utilisation des rosettes nous permet d'avoir les déformations dans différentes directions. Les rosettes sont composées de 3 jauges orientées respectivement à 0° , 45° et 90° . Nous appelons respectivement les déformations J_1 , J_{12} et J_2 données par chacune des jauges.

Le champ de déformation 2D s'écrit :

$$\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_{11} = J_1 & \varepsilon_{12} = J_{12} - \frac{\varepsilon_{11}}{2} - \frac{\varepsilon_{22}}{2} \\ \varepsilon_{12} = J_{12} - \frac{\varepsilon_{11}}{2} - \frac{\varepsilon_{22}}{2} & \varepsilon_{22} = J_2 \end{vmatrix} \quad (1.12)$$

Par la suite, ce champ de déformation et le champ de contraintes associé doivent être recalculés dans les axes principaux de déformations. Nous utilisons les formules relatives au cercle de Mohr [Massonnet 2001].

1.4.1.3 Résultats

Nous présentons, tout d'abord, les évolutions des déformations obtenues par jauges d'extensométrie (Figure 1-22 à Figure 1-24) et par suivi de pixel pour une éprouvette donnée. Dans un second temps, nous retraçons une courbe de traction contrainte-déformation dans les axes principaux de déformation pour chaque face (Figure 1-25).

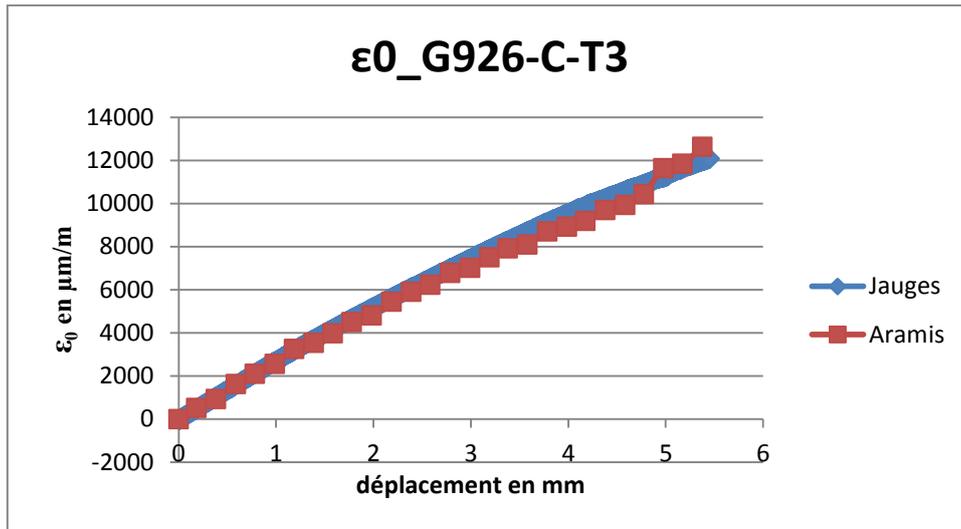


Figure 1-22 : Evolution de la déformation ϵ_0 du G926/RTM6

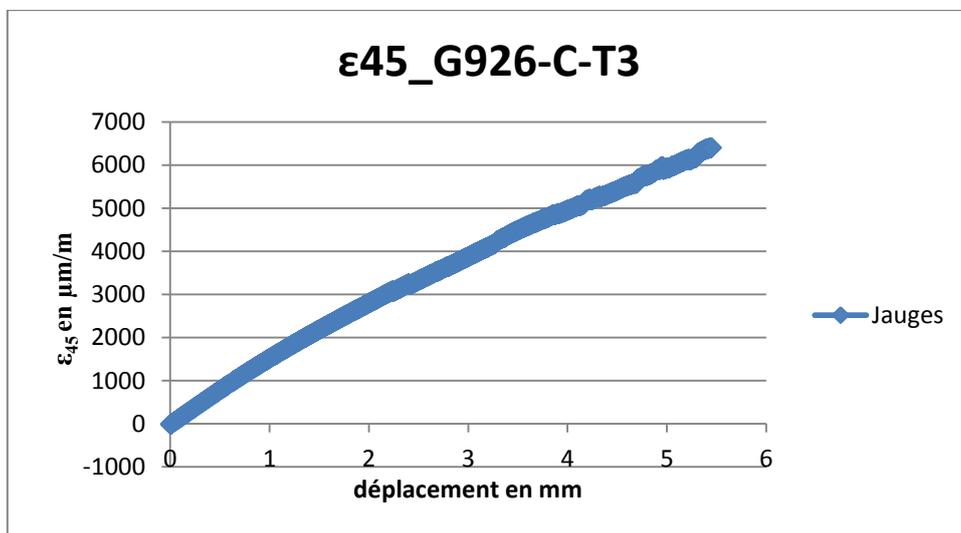


Figure 1-23 : Evolution de la déformation ϵ_{45} du G926/RTM6

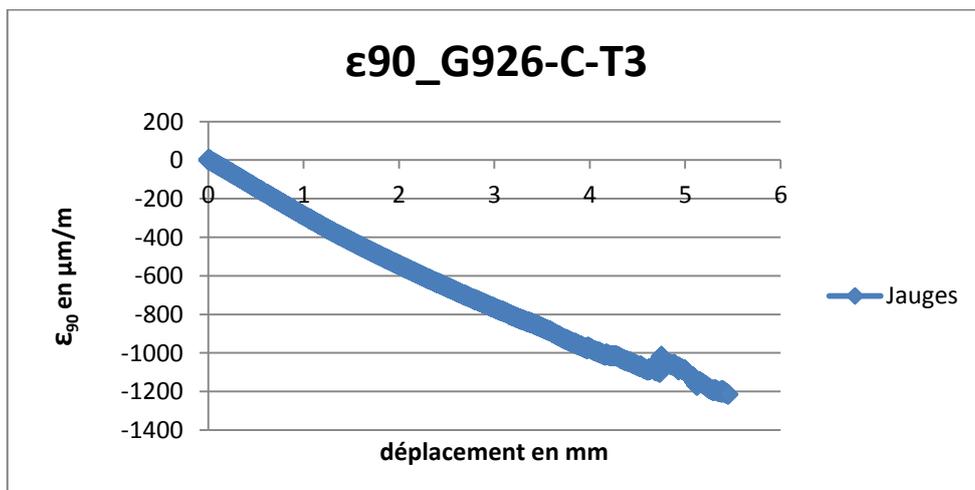


Figure 1-24 : Evolution de la déformation ϵ_{90} du G926/RTM6

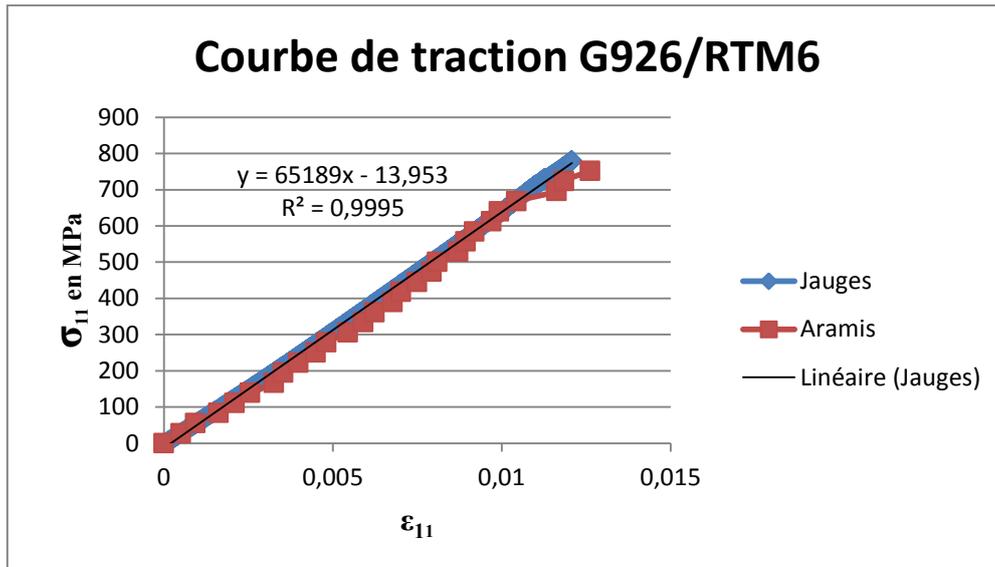


Figure 1-25 : Courbe de traction du composite G926/RTM6 dans les axes principaux

De ces courbes, nous pouvons constater que le comportement du composite G926/RTM6 est un comportement de type élastique fragile. Les évolutions des déformations issues des jauges et de la méthode de suivi de marqueurs nous confirment ce comportement et nous permettent de calculer les composantes élastiques souhaitées (Tableau 1-11).

De plus, les deux méthodes permettent de suivre le comportement des deux faces de l'éprouvette. Ces deux moyens de mesure montrent un comportement similaire, ce qui traduit un comportement homogène dans toute l'éprouvette. Ce comportement doit être vérifié à la vue de l'épaisseur du composite. La méthode de traction est totalement maîtrisée et le comportement obtenu valide une fois de plus la maîtrise du procédé de fabrication.

		l (mm)	e (mm)	S (mm ²)	Fr (kN)	σ_r (MPa)	E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	ν_{12}
G926	G926-C-T2	24,63	4,37	107,65	82,2	764	64435	64435	0,11
	G926-C-T3	25,09	4,40	110,33	86,0	780	65189	65189	0,10
	G926-C-T1	25,11	4,38	109,98	89,1	810	66878	66878	0,09
				moyenne	85,8	785	65501	65501	0,10

Tableau 1-11 : Caractéristiques mécaniques en traction du G926/RTM6

1.4.2 Essai de compression

Pour tous les essais de compression, nous prendrons pour hypothèse que le matériau est sollicité dans ses axes d'orthotropie, que son comportement est linéaire et que la sollicitation est de la compression simple.

1.4.2.1 Procédure d'essai

Les dimensions des éprouvettes de compression sont définies par la norme associée à ces essais [AFNOR 1997a]. Elles sont de forme parallélépipédique et mesurent 110 x 10 x 4,52 mm³. Des talons en verre/époxyde, de dimension 50 x 10 x 1 mm³ sont collés sur l'éprouvette de façon à avoir une grande zone de transfert de charge mais aussi pour réduire la zone utile et éviter le flambement. La vitesse de déplacement est de 0,5 mm/min dans le sens de compression et le montage de type ITRII est utilisé. La machine d'essai est une machine de traction électromécanique de type 550R de chez Instron (Figure 1-12). La cellule de force a une capacité de 100 kN $\pm 2\%$ (dans la plage de 10% à 100% de la capacité maximale). Le logiciel utilisé pour la commande de l'essai est Merlin de chez Instron.

Une vérification du flambement est nécessaire de façon à confirmer l'état de compression simple. Nous utilisons un critère de flexion pour vérifier l'absence de flambement :

$$\frac{|\sigma_{11}(face1) - \sigma_{11}(face2)|}{|\sigma_{11}(face1) + \sigma_{11}(face2)|} = 0 \quad (1.13)$$

Dans le cas de l'étude expérimentale, qui ne peut jamais atteindre la théorie, nous nous fixons une limite acceptable de flambement inférieure à 10 % pendant la première moitié de l'essai. Pendant la première partie de l'essai, nous obtenons une réponse linéaire de l'éprouvette. Des jauges simples sont collées de chaque côté de l'éprouvette et sont sollicitées dans l'axe. Or, au fur et à mesure de l'essai, l'éprouvette s'endommage et il y a flambement local des fibres, voir interpénétration des fibres lors de la rupture. L'état de contraintes devient tridimensionnel pour une mesure unidirectionnelle (jauges). Les données des jauges de mesures sont, en fin d'essai, donnée à titre indicatif. La validation de l'essai se fait si le critère de flexion n'excède pas les 10% pendant 70% de l'essai.

1.4.2.2 Résultats

Les essais de compression permettent de tracer d'une part, la courbe de la contrainte de compression en fonction des déformations de compression (Figure 1-26) puis d'autre part, la courbe de vérification en flambement (Figure 1-27).

En ce qui concerne la courbe de compression, nous traçons aussi les droites de régression linéaire dans les parties linéaires (entre 10 % et 50 % de la charge à rupture) des courbes : nous obtenons les modules élastiques de chacune des faces.

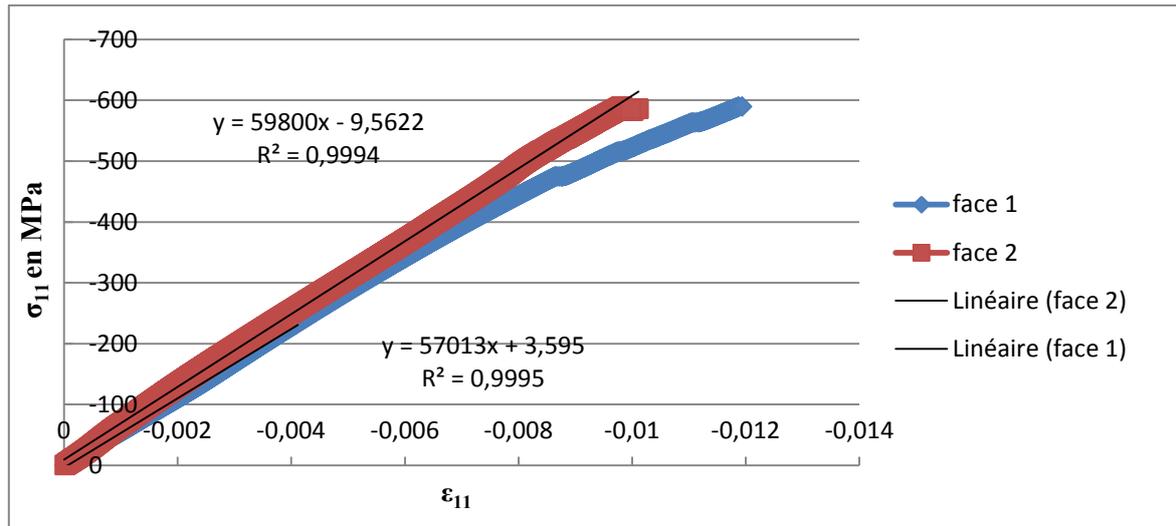
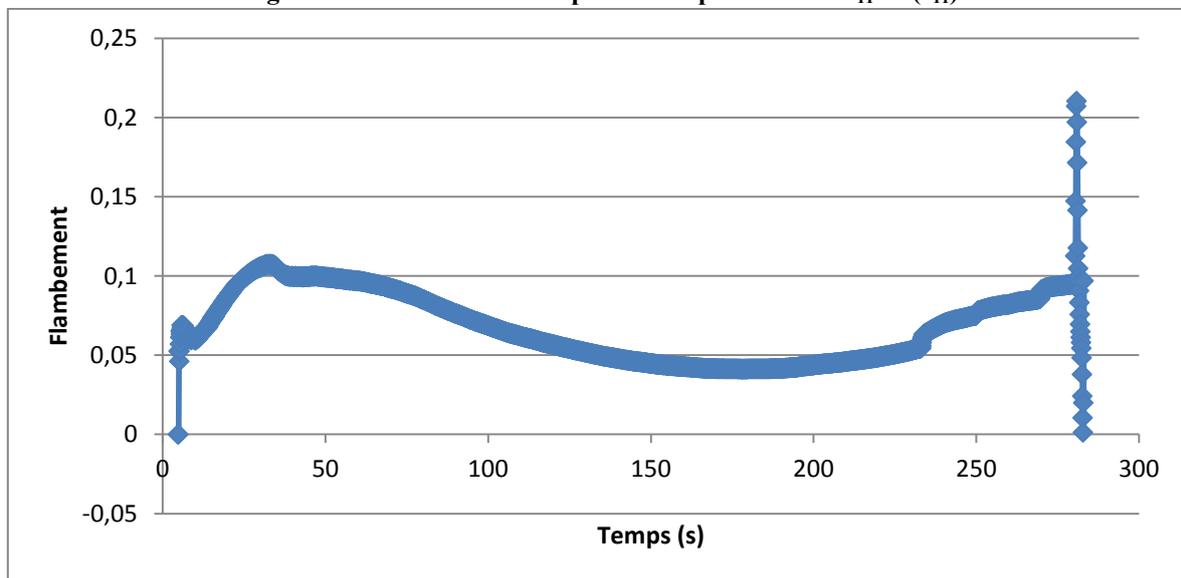
Figure 1-26 : Courbe de compression expérimentale $\sigma_{11} = f(\epsilon_{11})$ 

Figure 1-27 : Flambement expérimental lors de l'essai de compression

Nous constatons, grâce à ces 2 courbes expérimentales (Figure 1-26 et Figure 1-27), que la condition de flambement varie tout au long de l'essai. Au début de celui-ci, cette condition est de l'ordre de 0,1 : ceci est dû à la mise en place du montage. Lors de la suite de l'essai (partie linéaire), ce rapport de flambement décroît et se stabilise à 0,05 : cela traduit une réponse similaire des deux faces lors de la phase purement élastique en compression du matériau. A la fin de cet essai, le rapport de flambement croît de nouveau jusqu'à rupture : ce phénomène est dû à l'enchevêtrement des fibres lors de l'amorce de rupture du matériau.

De plus, nous pouvons déterminer les modules élastiques en compression sur les deux faces : 57013 MPa et 59800 MPa pour les faces 1 et 2 respectivement : cela correspond à une différence de l'ordre de 5 %. Les modules relatifs aux autres éprouvettes sont répertoriés dans le tableau suivant (Tableau 1-12).

		σ_{rc} (MPa)	E_{1c} (MPa)
G926	G926-C-C2	-586,07	58668
	G926-C-C3	-652,26	65282
	G926-C-C4	-597,20	62054
	moyenne	-611,84	62001

Tableau 1-12 : Caractéristiques mécaniques en compression du G926/RTM6

Nous pouvons alors, d'une part, valider l'essai (respect du flambement et écart de l'ordre de 5 % entre les modules des deux faces) et d'autre part, continuer la caractérisation du matériau.

1.4.3 Caractérisation par propagation d'ondes ultrasonores

Dans cette partie, nous utilisons la méthode de caractérisation par contact direct et équations inverses. L'inconvénient majeur de cette méthode est le fait qu'il faut un composite épais de l'ordre de 60 plis (20 mm). Le problème est que nos matières premières ne sont pas disponibles en pré-imprégnés et que l'infusion de ce nombre de plis est très compliquée. Nous avons élaboré une méthode qui s'est avérée infructueuse. En parallèle, une autre méthode a été élaborée au laboratoire et utilisée pour faire les plaques épaisses.

1.4.3.1 Procédure d'essai

Pour pouvoir effectuer ces mesures, il faut au préalable mesurer la densité du matériau et l'épaisseur de chaque cube utilisé.

Le dispositif expérimental (Figure 1-28) est composé d'un générateur d'ondes ultrasonores de type Sofranel 5800 (500 MHz), d'un oscilloscope numérique Hewlett Packard et de plusieurs paires de transducteurs d'ondes longitudinales (EPA M109) et transversales (EPA V106) dans une plage de fréquence allant de 1 à 20 MHz. L'onde produite par le générateur d'ondes est définie par le réglage de celui-ci (Tableau 1-13). L'oscilloscope numérique est synchronisé au générateur ultrasonore par l'horloge interne de ce dernier. Le premier transducteur, relié au générateur, sert d'émetteur tandis que le second, branché à l'oscilloscope sert de récepteur. L'onde générée par le générateur est transmise à l'éprouvette par l'intermédiaire d'un agent couplant. Celle-ci se propage dans le matériau jusqu'à atteindre le récepteur. L'oscilloscope permet donc de récupérer le temps de vol de l'onde (temps nécessaire pour parcourir la distance entre les deux transducteurs). En premier lieu, un étalonnage des transducteurs permet de mesurer le blanc : il correspond au temps nécessaire pour traverser le couplant. Ce temps de référence est retranché au temps de vol total pour avoir le temps de vol dans

l'éprouvette. Ce dernier, couplé à l'épaisseur et à la densité du matériau permet de récupérer la vitesse d'onde.

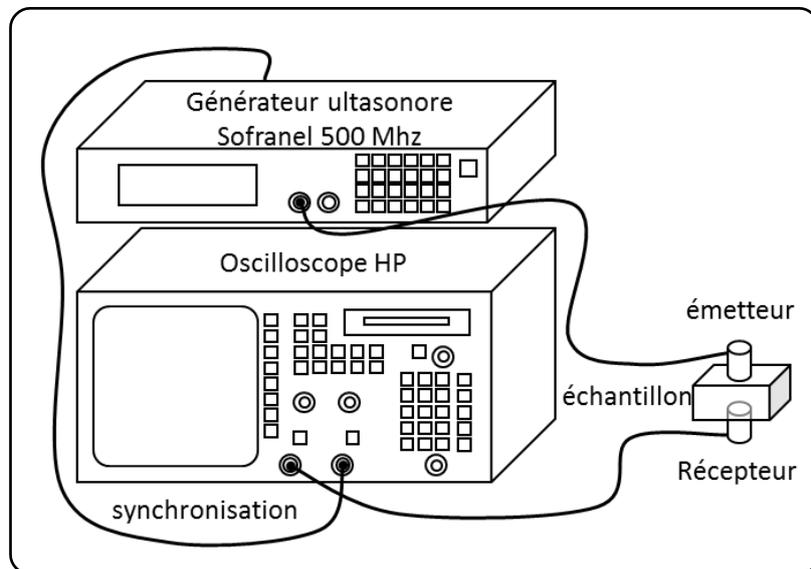


Figure 1-28 : Protocole expérimental - contact direct

Mode	Transmission
Fréquence de récurrence (PRF)	5 kHz
Puissance	100 μ J
Amortissement	15 Ω
Fréquence de coupure haute (PH)	1 kHz
Fréquence de coupure basse (PB)	35 MHz
Atténuation entrée	20 dB
Atténuation sortie	0 dB
Gain	20 dB
Sensibilité	0,459 dB

Tableau 1-13 : Réglage du générateur d'onde Sofranel 5800

1.4.3.2 Résultats

La mesure de neuf vitesses de propagation d'ondes est nécessaire pour déduire toutes les constantes de l'ingénieur. Dans le cas des tissus équilibrés, le comportement est similaire dans les plans 1-3 et 2-3 (Figure 1-13), et le comportement dans les directions 1 et 2 sont égaux. De ce fait, nous nous retrouvons avec les égalités suivantes :

$$\begin{aligned}
 V_{11} &= V_{22} \\
 V_{13} &= V_{23} \\
 V_{s1} &= V_{s2}
 \end{aligned}
 \tag{1.14}$$

Le nombre de mesure de vitesse de propagation d'ondes peut alors être réduit à six.

Les tableaux suivants répertorient les vitesses mesurées (Tableau 1-14) et les caractéristiques mécaniques déduites de ces vitesses (Tableau 1-15) en appliquant les relations entre les constantes élastiques et les vitesses de propagation (Tableau 1-3).

V_{11}	V_{33}	V_{13}	V_{12}	V_{s1}	V_{s3}
6724	2845	1729	2030	2298	4607

Tableau 1-14 : Mesures des vitesses de propagation d'ondes dans le G926/RTM6 (en $m.s^{-1}$)

$E_1=E_2$ (GPa)	E_3 (GPa)	ν_{12}	$\nu_{13}=\nu_{31}$	G_{12} (GPa)	$G_{13}=G_{23}$ (GPa)
67,90	12,13	0,06	0,17	6,24	4,53

Tableau 1-15 : Caractéristiques mécaniques du G926/RTM6 par la méthode des ultrasons

Nous constatons que cette technique nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques du matériau utilisé dans les trois directions. Ces données sont par la suite des données d'entrée du modèle numérique.

1.5 Conclusion

Dans cette première partie, nous nous sommes principalement intéressés au procédé de fabrication par infusion de résine liquide (LRI). Nous avons pu noter qu'un des avantages majeurs de ce procédé est sa forte valeur ajoutée. Nous l'avons mis en œuvre pour pouvoir déterminer les paramètres d'infusabilité. Ceux-ci ont été définis et le procédé LRI a été maîtrisé : le seuil de taux de porosité de 2,5% est respecté, les plaques épaisses, de l'ordre de 4,5 mm sont infusées dans un temps inférieur au temps de gel de la résine. De plus, quel que soit le cycle de polymérisation choisi, le taux volumique en fibre du produit final est quasi-constant, environ 55%, et la densité du composite est elle aussi constante et de l'ordre de 1,5.

Nous nous sommes aussi intéressés à l'élaboration de plaques composites en G926/RTM6 ayant des cycles de cuisson différents. Les résultats obtenus en termes de température de transition vitreuse sont équivalents à ceux attendus en se basant sur la cuisson seule de la résine époxyde TGMDA. Ces résultats nous permettent donc de valider la maîtrise du procédé et de poursuivre vers une étude à l'impact d'un composite G926/RTM6 obtenu par différents cycles de polymérisation.

De plus, nous avons mis en œuvre des tests mécaniques destructifs nous permettant de déterminer certaines constantes élastiques du composite élaboré en traction et en compression. Nous avons aussi pu valider l'utilisation d'équipement de corrélation d'images pendant les essais de traction. Les données obtenues par la méthode de suivi de pixels sont équivalentes à

celles données par les jauges d'extensométrie. Les données mécaniques obtenues en traction simple ont été validées par une étude ultrasons utilisant le problème de contact direct avec équations inverses. Cette étude nous a aussi permis d'obtenir les composantes élastiques non obtenues par tests mécaniques. Les écarts entre les essais destructifs et les essais par ultrasons sont acceptables et de l'ordre de 4 % sur les modules E_1 et E_2 . Cependant, les valeurs obtenues pour le coefficient de Poisson donnent un écart de l'ordre de 40% entre les deux mesures. Nous pouvons constater la limite de cette méthode qui est très sensible au milieu environnant, qui n'est pas adaptée pour des matériaux ayant des coefficients de Poisson faibles et qui ne donne aucune valeur admissible à rupture.

Dès lors, la maîtrise du procédé de fabrication et la connaissance des caractéristiques mécaniques du matériau vont nous permettre de faire une étude sur des sollicitations différentes. Dans le chapitre suivant, nous nous intéressons au chargement d'impact.

Chapitre 2

Comportement à l'impact des Matériaux Composites

2.1	Etat de l'art	52
2.1.1	Impact : énergies et vitesses à prendre en compte	53
2.1.2	Les essais d'impact	55
2.1.3	Rappel sur les mécanismes d'endommagement	56
2.1.4	Mécanismes d'endommagement lors de l'essai d'impact	59
2.1.5	Les paramètres influençant la réponse à l'impact.....	62
2.1.6	Les Contrôles Non Destructifs	64
2.1.7	Les aspects modélisation.....	70
2.2	Les essais d'impact chez Daher-Socata	79
2.2.1	Représentativité de l'impact Daher-Socata	79
2.2.2	Moyens et procédures d'essais	79
2.2.3	Résultats et commentaires	85
2.3	Essais de reconstruction 3D de la ZE	86
2.3.1	Protocole expérimental.....	86
2.3.2	Résultats et commentaires	88
2.4	Le test de Compression Après Impact (CAI).....	89
2.4.1	Objectif	89
2.4.2	Moyens et procédure d'essais.....	90
2.4.3	Résultats et commentaires	91
2.5	Conclusions sur les essais d'impact.....	92
2.6	Modélisation numérique de l'impact	93
2.6.1	Approches utilisées	93
2.6.2	Données d'entrée du modèle	93
2.6.3	Etude de sensibilité	95
2.6.4	Modélisations	97
2.6.5	Résultats	100
2.7	Conclusion	111

Cette deuxième partie du mémoire est consacrée à la réponse à l'impact des matériaux composites, tant au niveau des essais mécaniques qu'au niveau de la modélisation numérique. La première partie présente un état de l'art des énergies à prendre en compte dans le cadre d'un impact faible vitesse et faible énergie de type BVID (défini ultérieurement) et de leur représentativité. Elle traite également des mécanismes d'endommagement des matériaux composites, dans le cas d'un impact de type BVID. Une revue des paramètres influençant le comportement à l'impact des matériaux composites et des méthodes de Contrôle Non Destructif (CND) pour mesurer leur endommagement est réalisée. Des approches théoriques et numériques sont aussi présentées.

La deuxième partie de ce chapitre sera dédiée aux essais d'impact ayant eu lieu chez l'industriel Daher-Socata. Ils nous serviront de base dans la définition des impacts réalisés au sein du laboratoire. Le matériel d'essai, les procédures développées pour réaliser les essais d'impacts, la mesure de l'indentation résiduelle après numérisation par projection de franges et la mesure de la zone endommagée par thermographie infrarouge couplée avec un traitement d'images sont présentés. Les essais sont établis sur des éprouvettes carbone/époxyde réalisées par infusion de résine liquide en utilisant les trois cycles de polymérisation présentés au chapitre précédent.

La troisième partie du chapitre évoque les tests de Compression Après Impact (CAI), la méthode associée et les essais réalisés sur les précédentes éprouvettes. Un comparatif des résultats est effectué afin de les mettre en relation avec les cycles de polymérisation utilisés.

La dernière partie de ce chapitre est consacrée à la modélisation du phénomène d'impact faible énergie. Deux méthodes sont utilisées : la première s'appuie sur une séquence d'empilement classique, décrite par une superposition de plis, tandis que la deuxième s'appuie sur la décomposition de l'empilement en plis et surfaces cohésives. Dans les deux cas, le critère d'endommagement utilisé pour les plis est celui de « Hashin » avec une propagation de type énergétique. L'endommagement dans les surfaces cohésives est quant à lui représenté par un critère de type « contrainte maximale » pour l'initiation et de type « traction-séparation » pour la propagation.

2.1 Etat de l'art

Lors du dimensionnement des matériaux composites, l'endommagement dû à l'impact est un enjeu majeur. Contrairement aux matériaux métalliques qui portent en surface les traces d'une sollicitation de type impact, les matériaux composites peuvent avoir subi la même sollicitation

alors qu'aucune trace n'est visible sur la surface. Cependant, cette sollicitation dynamique peut modifier la cohésion interne de la structure. Une réduction de la rigidité et des modules peut alors se faire ressentir [Abrate 2001].

De nombreuses questions se posent vis-à-vis des impacts à prendre en compte et des énergies mises en jeu. Nous allons donc étudier dans un premier temps les énergies et vitesses à considérer, puis dans un deuxième temps, les modes de dégradation dus à ces impacts.

2.1.1 Impact : énergies et vitesses à prendre en compte

Dans le cadre de notre étude, nous nous intéressons aux impacts faible énergie. Ils correspondent aux défauts hors vol : défauts issus du processus de fabrication, du stockage, de maintenance ou d'accidents de piste. Chacun d'entre eux peut être caractérisé par une énergie donnée (Tableau 2-1).

Section	Zone	Type d'impact	Energie (J)
Extrados	Près du fuselage (à l'intérieur)	Chute d'outils	4,0
		Moyen de manutention	20
Intrados	Extérieure	Chute d'outils	4,0
	Extérieure	Grêlons	30-35
		Mise en place des mâts-réacteur	16
Fuselage arrière	Partie supérieure	Montage de :	
		1) stabilisateur vertical	57
		2) gouvernail	10
		3) réservoir hydraulique	29
		4) accumulateur hydraulique	28
		5) aérofrein	6,0
		6) échangeur de pré-refroidissement	62
	Moyen de manutention du moteur	44	
	Moyen de manutention du circuit A/C	57	
	Parties latérales	Montage de :	1) réservoir hydraulique
2) échangeur de pré-refroidissement			11,0
3) aérofrein			6,0
Moyen de manutention du moteur		8,0	
Moyen de manutention du circuit A/C		20	

Tableau 2-1 : Energies d'impact sur avion [Cesari 2007]

Il faut alors définir si l'impact faible énergie induit forcément de faibles vitesses d'impact. Sjöblom [Sjöblom 1988] et Shivakumar [Shivakumar 1985] et leurs collaborateurs ont défini l'impact faible vitesse comme un évènement pouvant être traité comme une sollicitation quasi-statique. Pour eux, la limite supérieure des basses vitesses peut varier de 1 à 10 m.s⁻¹ selon la rigidité de l'objet impacté, des matériaux de l'éprouvette, de la masse et de la rigidité de l'impacteur. La réponse dynamique de la structure dépend alors fortement de la durée du contact. La réponse est gouvernée par l'énergie de déformation. Cantwell et Morton [Cantwell 1991] caractérisent comme impact faible vitesse toute sollicitation dynamique ayant une vitesse inférieure à 10 m.s⁻¹, en se basant sur les vitesses employées lors de l'utilisation courante des appareillages expérimentaux (par exemple une tour de chute libre ou un pendule de choc Charpy). Abrate [Abrate 1991, Abrate 2001, Abrate 2005], quant à lui, considère que toutes les sollicitations dynamiques inférieures à 100 m.s⁻¹ sont des impacts faible vitesse. Liu [Liu 1987] et Joshi [Joshi 1987] ont une approche différente qui se base sur l'endommagement interne à la structure. Ils classent donc comme sollicitation haute vitesse tout impact ayant une pénétration provoquant des ruptures de fibres. Les sollicitations faible vitesse sont caractérisées par du délaminage et de la fissuration matricielle.

Dans le cas d'impacts faible énergie, la réponse mécanique des composites peut évoluer selon les vitesses de sollicitation ou le temps d'impact (Figure 2-1) [Dragon 2000].

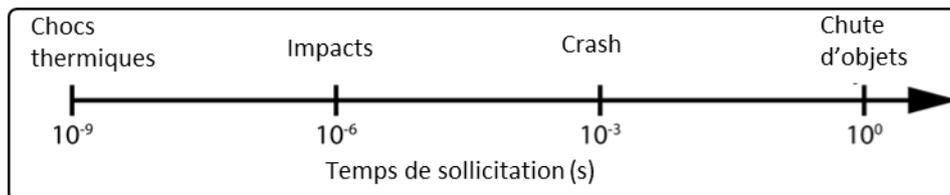


Figure 2-1: Classification des phénomènes dynamiques suivant le temps de sollicitation [Dragon 2000]

Les phénomènes physiques prépondérants dans le cas de l'impact sont soit les ondes de dilatation, soit les ondes de flexion, soit une réponse quasi-statique (Figure 2-2) [Olsson 2000].

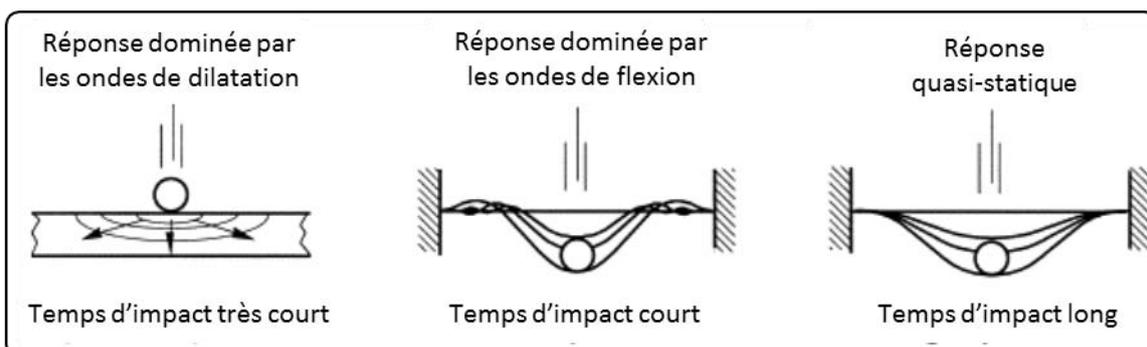
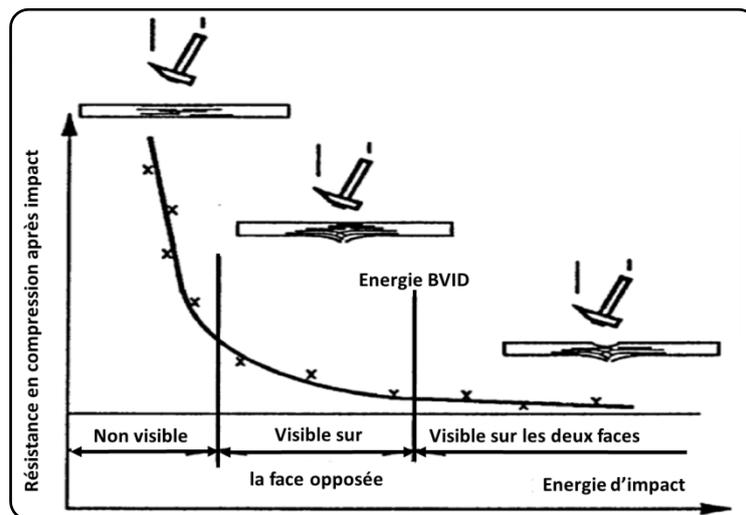


Figure 2-2: Type de réponse selon la durée de l'impact [Olsson 2000]

Dans ses travaux, Cesari [Cesari 2007] a évalué la limite des impacts faible énergie en fonction de la sévérité de l'impact et de la limite en Compression Après Impact. Il classe donc les défauts créés en fonction de l'énergie d'impact et fait apparaître la limite correspondant à la détectabilité du défaut par inspection visuelle. Ce défaut est alors appelé Barely Visible Impact Damage (BVID) (Figure 2-3). Cette limite est donc différente pour tout type de système fibres/résine, en terme quantitatif, mais est similaire en terme de défaut généré [Cesari 2007].

**Figure 2-3 : Sévérité de l'impact [Kaminski 2009]**

Pour notre étude, en accord avec notre partenaire industriel, nous choisissons de nous placer dans le cas de faible vitesse de façon à s'affranchir au maximum des phénomènes d'ondes de dilatation. De plus, nous devons être représentatifs des impacts que les structures aéronautiques ont pu subir en service.

2.1.2 Les essais d'impact

2.1.2.1 Généralités

Dans le cas de la chute libre, représentation la plus utilisée pour reproduire les essais d'impact, l'énergie d'impact est définie par la hauteur de chute notée h . Celle-ci est déterminée par l'énergie potentielle E_p :

$$E_p = mgh \quad (2.1)$$

avec m la masse du projectile, g l'accélération de la pesanteur.

De plus, un calcul de la vitesse au moment de l'impact est fait. Nous considérons la conservation de l'énergie au moment de l'impact. Dès lors, nous avons équilibre entre l'énergie potentielle E_p et l'énergie cinétique E_c :

$$E_p = E_c \quad (2.2)$$

Avec E_c définie par :

$$E_c = \frac{1}{2}mv^2 \quad (2.3)$$

Nous obtenons donc le calcul de la vitesse :

$$v = \sqrt{2gh} \quad (2.4)$$

2.1.3 Rappel sur les mécanismes d'endommagement

Différents modes de dégradation des matériaux composites existent. Dans le cas d'une sollicitation de type impact faible énergie, les phénomènes ayant lieu peuvent être induits par des inhomogénéités microscopiques dues au processus de fabrication (bulles, microcavités, ..). Nous rappelons donc les différents types de phénomènes de dégradation relatifs aux composites, de façon à comprendre les modes de dégradation, puis nous nous intéressons au cas de l'impact [Lachaud 1997, Marsal 2007, Violeau 2007].

Pour classer les dégradations des stratifiés, une échelle s'impose : l'échelle du pli. Nous classons ces phénomènes de 2 façons :

- les mécanismes dits continus
- les mécanismes dits discrets

2.1.3.1 Mécanismes continus à l'échelle du pli

Les phénomènes continus (ou diffus) sont des phénomènes répartis de façon quasi-homogène dans tout le pli, où aucun faciès de rupture ne peut être déterminé.

Décohésion fibres/matrice et microvides dans le pli

Au niveau microscopique, des microvides ou micro-défauts peuvent apparaître sous des conditions particulières de chargement. Ils se situent, pour la plupart, dans les zones pauvres en matrice. Dans la littérature, il a été constaté que le phénomène de décohésion se forme à la jonction des constituants [Marsal 2007]. L'initiation de ces dégradations a lieu au niveau de

chaque pli et elles peuvent avoir différentes origines. Tout d'abord, la non-maîtrise totale des processus de fabrication des fibres et des torons de fibres entraîne une répartition aléatoire de celles-ci. Cette dispersion des fibres crée des zones de concentration de contrainte à l'origine de la décohésion fibre/matrice ou de l'apparition de microfissures dans la matrice [Violeau 2007] (Figure 2-4). La décohésion fibre/matrice est le mécanisme de dégradation le plus fréquent pour les composites $[\pm 45^\circ]_s$.

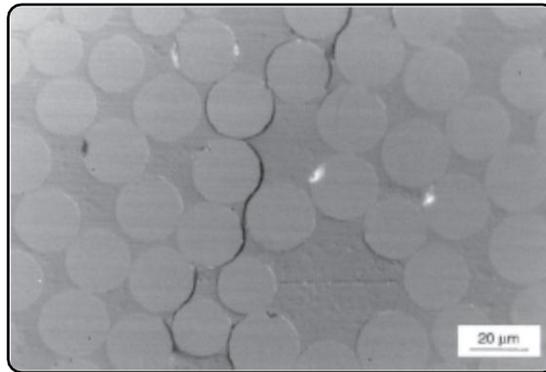


Figure 2-4 : Décohésions fibre-matrice [Violeau 2007]

Microvides dans la zone interlaminaire

La zone interlaminaire est la zone située à l'interface de deux plis. C'est une zone de propriété cohésive qui est définie par le processus de fabrication. Cette zone est la plupart du temps, à forte densité de résine (par rapport aux fibres). Lors de la sollicitation de cette zone, des microfissures ou microvides peuvent être initiés [Marsal 2007, Violeau 2007] (Figure 2-5).

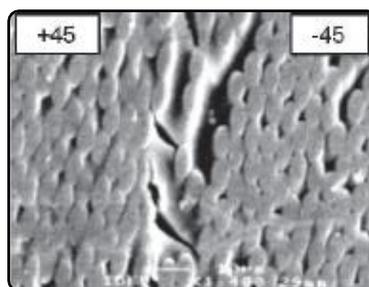


Figure 2-5 : Microvides dans une zone interlaminaire [Marsal 2007, Violeau 2007]

Les phénomènes cités précédemment sont des phénomènes dits continus et ne sont pas toujours pris en compte dans les modélisations. Cependant, lorsqu'un stratifié est principalement sollicité en cisaillement (par exemple une éprouvette $[\pm 45^\circ]_s$ en traction uniaxiale) ces phénomènes apparaissent les premiers et sont primordiaux dans le comportement du stratifié [Lagattu 2000].

2.1.3.2 Mécanismes discrets à l'échelle du pli

Ces phénomènes, dits « discrets » (singularité), sont en opposition avec les phénomènes diffus ou continus, et conduisent à des faciès de rupture à l'échelle du pli.

Microfissuration ou fissuration matricielle

Ces microfissurations apparaissent lors du chargement mécanique d'un stratifié. Il s'avère que les décohésions fibre/matrice se rejoignent pour former une fissuration qui traverse l'épaisseur du pli et se propage en suivant la direction des fibres. Dès lors, on peut dire que la propagation des fissures est fixée par la géométrie et non par le chargement.

L'apparition et la propagation des fissurations se fait pour la majeure partie dans les plis à 90° par rapport au chargement. Cela correspond, dans un repère lié au pli, à une contrainte de traction transverse σ_{22} (Figure 2-7). Celle-ci provoque le déchirement de la matrice. Dans le cas où la séquence d'empilement ne comprend aucun pli orienté à 90°, les plis subissant cette dégradation sont les plis d'orientation θ la plus importante par rapport à la direction de la charge [Marsal 2007, Violeau 2007].

Délaminage local

La propagation des fissures dans l'épaisseur du pli est arrêtée à l'interface des couches adjacentes d'orientation différente. L'augmentation du chargement induit une augmentation des contraintes locales en pointe de fissure. Ces surcontraintes induites provoquent donc la propagation de cette fissure dans la couche adjacente, de façon transverse et provoque un délaminage local entre les plis (Figure 2-6). Ce mécanisme annonce l'état de saturation en microfissuration et annonce une ruine du matériau [Crossman 1982].

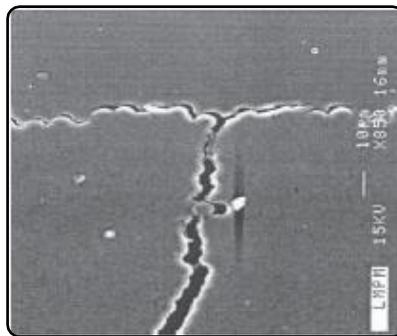


Figure 2-6 : Délaminage local en pointe de fissure d'une fissure transverse

Délamination macroscopique

L'accumulation de fissures dans la matrice et de délaminages locaux, ainsi que la présence de contraintes d'arrachement σ_{33} par rapport au repère local du pli (Figure 2-7) ou de cisaillement σ_{13} et σ_{23} (par rapport au repère local du pli) entraînent le décollement de deux plis (rupture de l'interface). Ce phénomène est appelé délaminage macroscopique (à l'échelle du stratifié). Il conduit à une ruine imminente du matériau [Lachaud 1997].

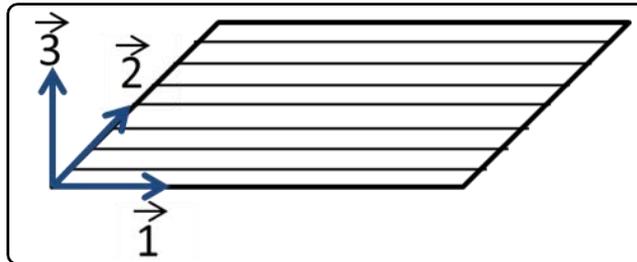


Figure 2-7 : Repère local du pli

Rupture des fibres

L'endommagement progressif des plis d'orientation la plus élevée (par rapport à l'axe de la charge) entraîne une participation moins importante de ceux-ci dans la rigidité du stratifié (diminution de la section réelle). Dès lors, les plis à 0° encaissent une part plus importante du chargement. Lorsque cette prise d'effort devient supérieure à la résistance en traction des fibres, il y a rupture de celles-ci et donc rupture totale du matériau [Gay 1997].

2.1.4 Mécanismes d'endommagement lors de l'essai d'impact

A cause de l'hétérogénéité et de la nature anisotropique des matériaux composites, quatre modes majeurs de dégradation peuvent être identifiés (Figure 2-8) :

- la fissuration matricielle (échelle microscopique)
- le délaminage
- la rupture et le flambement des fibres
- la pénétration et les écrasements associés

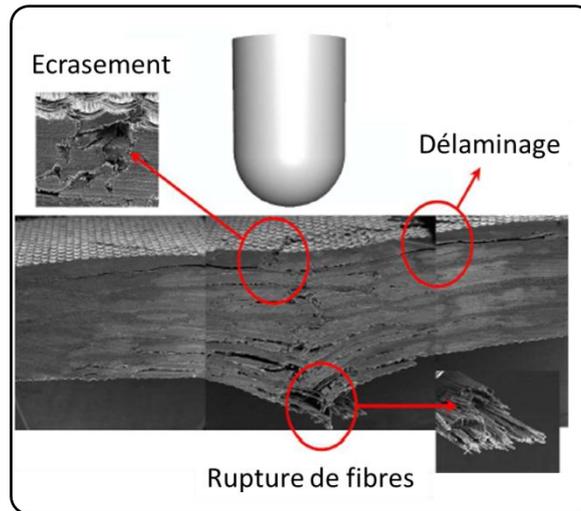


Figure 2-8 : Endommagements dus à l'impact

Il est très important d'identifier les modes d'endommagement de façon à obtenir des informations, non seulement sur l'impact, mais aussi sur les caractéristiques mécaniques résiduelles de la structure. De plus, les interactions entre les différents modes d'endommagement sont importantes dans la compréhension de l'initiation et de la propagation de l'endommagement [Liu 1987]. Dès lors, chacun de ces modes est développé dans le cas de l'impact faible énergie.

Endommagement matriciel

L'endommagement matriciel est le premier type d'endommagement qui se produit lors d'un impact faible énergie transverse [Richardson 1996]. Cet endommagement se traduit par de la fissuration matricielle et du décollement entre les fibres et la matrice. Cette fissuration matricielle est due à la différence des propriétés mécaniques entre les renforts et le liant. Elle est souvent orientée dans le plan, et parallèlement aux fibres dans le cas des plis unidirectionnels [Joshi 1985, Joshi 1987]. Joshi *et coll.* [Joshi 1985] étudient un empilement [0/90/0] impacté à une énergie inférieure à 5 Joules et déduisent que les fissures présentes dans le pli supérieur et dans le pli moyen apparaissent dès le début de l'essai. Ces fissurations de cisaillement [Choi 1991] sont dues à la répartition importante de la contrainte de cisaillement transverse dans tout le matériau : celle-ci étant liée à la force de contact et à la taille de la zone de contact. Elles sont inclinées à 45° [Joshi 1985, Richardson 1996]. Un troisième type de fissure apparaît dans le dernier pli : les fissurations de flexion. Elles sont principalement verticales et induites par une forte contrainte de flexion [Jih 1993]. Chang *et coll.* ont approfondi les recherches à propos des fissurations de flexion. Ils en concluent

qu'elles sont la combinaison de σ_{33} , σ_{11} et σ_{13} . Ils montrent que σ_{33} est très faible comparé à σ_{11} et σ_{13} et ce, durant tout l'impact.

Délamination

Le délamination est caractérisé comme des fissurations qui se propagent dans une zone riche en résine (approximativement 0,7 μm pour des stratifiées carbone/époxyde) entre les plis d'orientation différente [Wu 1988, Cui 1993]. Le délamination est dû à la différence de module de flexion entre les plis d'orientation différente. Dans le cas de stratifiés (0/90°), il prend généralement la forme d'une ellipse dont l'axe principal est orienté suivant les fibres du pli inférieur [Liu 1987, Joshi 1985, Wu 1988, Chang 1990, Guild 1993, Wu 1993]. Les contraintes induites par la flexion de la plaque sont les principales causes de délamination puisque dans la direction des fibres, la plaque tend à avoir une flexion concave alors que dans la direction transverse, sa flèche est convexe.

Dorey [Dorey 1988] a travaillé sur l'énergie élastique de déformation au niveau des délaminages, dans le cas des plaques impactées, et il en a déduit l'expression suivante :

$$E = \frac{2\tau^2 w L^3}{9E_f t} \quad (2.5)$$

avec τ la contrainte admissible en cisaillement interlaminaire de l'éprouvette, w sa largeur, t son épaisseur, E_f son module de flexion et L la longueur entre appuis du montage d'impact.

Rupture de fibres

Ce mode d'endommagement apparaît plus tard dans le mode de dégradation des composites impactés et est principalement le résultat d'une contrainte importante dans les fibres lors du flambement. Son lieu d'apparition est la face opposée à la face d'impact. Dorey [Dorey 1988] présente une équation simple de l'énergie nécessaire à provoquer des ruptures de fibres :

$$E_{fiber\ fracture} = \frac{\sigma^2 w t L}{18E_f} \quad (2.6)$$

avec σ la contrainte admissible en flexion de l'éprouvette, w sa largeur, t son épaisseur, E_f son module de flexion et L la longueur entre appuis du montage d'impact.

Forme de la zone endommagée

Dans la littérature, deux formes caractéristiques de la zone endommagée sont mises en évidence : le cône d'endommagement (Figure 2-9) et la forme en double hélice (Figure 2-10)

[Guinard 2000, Kaminski 2009]. Le cône d'endommagement est situé sous l'indentation résiduelle et se propage jusqu'à la face opposée de l'éprouvette. Il prend en compte l'ensemble des endommagements provoqués par l'impact. On distingue souvent trois types d'informations importantes : la zone délaminée, la zone endommagée et l'empreinte de l'impacteur. L'endommagement en double hélice caractérise, quant à lui, la zone délaminée dans des stratifiées $0/90^\circ$. L'hélice est de plus en plus importante dans l'épaisseur de l'éprouvette (face impactée vers face opposée à l'impact).

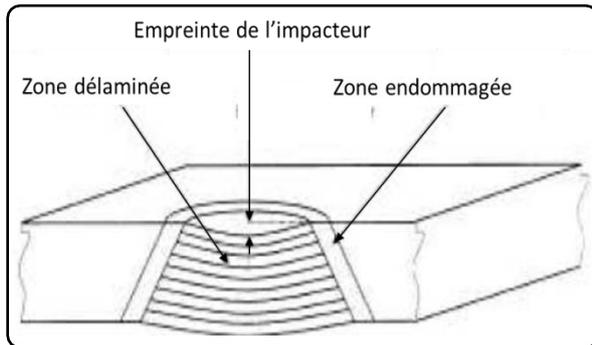


Figure 2-9 : Cône d'endommagement
[Kaminski 2009]

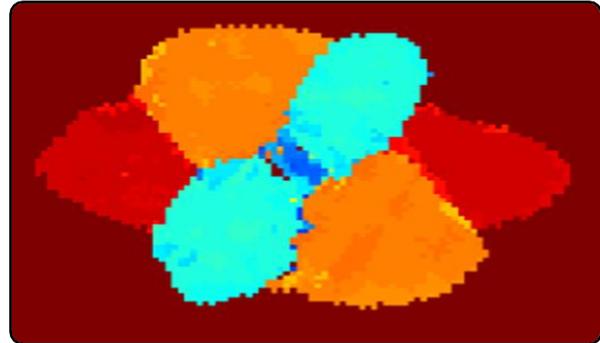


Figure 2-10 : Endommagement double hélice
[Kaminski 2009]

2.1.5 Les paramètres influençant la réponse à l'impact

Dans de nombreux travaux, nous trouvons des éléments concernant les facteurs prépondérants dans le comportement en réponse à l'impact des matériaux composites. La plupart d'entre eux sont évoqués pour un système fibre/résine particulier et souvent pour une technologie en pré-impregné. Dans son rapport final de 1998 [Kan 1998], la FAA (Federal Aviation Administration) fait un état des lieux des paramètres influençant la réponse à l'impact des structures composites. Dans ce rapport, un regroupement de ces paramètres en 3 classes est établi : une relative à l'impacteur, une relative à la cible (structure impactée) et une dernière relative aux matériaux et à leur processus de fabrication.

En 1992, Demuts et *coll.* [Demuts 1992] comparent deux systèmes : un système carbone/époxyde (AS4/3501-6) et un système graphite/bismaléimide (IM6/CYCOM3100). Ils ont pour but de comparer l'utilisation de deux types de résine. Les résultats montrent que la résistance par pli en Compression Après Impact (CAI) est similaire pour les deux systèmes. L'utilisation de la résine bismaléimide n'apporte pas d'avantage concernant la résistance résiduelle en compression après impact.

En 1994 et 2005, Hitchen et Kemp [Hitchen 2005] étudient l'influence de la séquence d'empilement sur des éprouvettes carbone/époxyde impactées à 7 Joules. Ils notent que la

séquence d'empilement modifie la forme et la taille de la zone endommagée pour un impact à énergie équivalente. De plus, la séquence d'empilement influe sur la rigidité de la plaque avant et après impact.

En 1995, Hinrich et *coll.* [Hinrich 1995] s'intéressent à l'impact sur des panneaux en compression élaborés par le procédé RFI (Resin Film Infusion). Ils notent que la force de contact dépend de la taille et de la forme de l'impacteur. Cette force peut être prédite en séparant l'énergie cinétique en énergie élastique et énergie de contact hertzien.

En 1998, Fuoss et *coll.* [Fuoss 1998a, Fuoss 1998b] étudient l'influence de la séquence d'empilement en réponse à l'impact en faisant varier trois paramètres : les angles d'interface (différence d'angle entre 2 plis consécutifs), l'orientation des plis par rapport à un axe fixe et le groupement de plis de même orientation. La modification des angles d'orientation des plis par rapport à un axe fixe et le changement de la séquence d'empilement modifient le comportement à l'impact des composites. L'augmentation du nombre d'interfaces entre plis réduit la zone endommagée. Il faut noter qu'en mécanique des composites, chaque configuration est spécifique et entraîne une réponse différente d'une configuration à une autre : par exemple, tout changement de conditions aux limites modifiera le comportement de la structure. De plus, le groupement de plis de même orientation réduit la résistance à l'impact et, de ce fait, favorise une zone endommagée plus étendue.

En 1998, Ambur et Starnes [Ambur 1998] étudient l'effet du rayon de courbure sur la réponse à l'impact de plaques composites. Les essais sur plaques courbes montrent que le rayon de courbure n'influe pas sur la force de contact à l'impact mais modifie les caractéristiques mécaniques résiduelles après impact.

En 1999, Tai et *coll.* [Tai 1999] et Caprino [Caprino 1999] étudient l'influence de l'épaisseur du stratifié sur sa réponse à l'impact et son comportement en fatigue. Ils en concluent qu'un impact faible énergie a une influence beaucoup plus importante sur la diminution de rigidité en flexion pour les stratifiés fins. Pour tous les stratifiés, impactés ou non, il existe une relation linéaire entre le niveau de contrainte appliqué et la durée de vie en fatigue. Pour un niveau de contrainte donné, les composites les plus épais sont plus fiables en fatigue.

En 2002, Cartié et *coll.* [Cartié 2002] étudient l'influence des propriétés des fibres et de la résine en réponse à l'impact. Ils utilisent six systèmes carbone/époxyde conçus à partir de quatre résines et deux renforts différents. Les vitesses d'impact varient de 1 à 3 m.s⁻¹. Les essais de Compression Après Impact montrent que la dureté de la résine est le paramètre agissant le plus. Le type de résine influe aussi sur le niveau de chargement d'initiation de l'endommagement après impact.

De 2004 à 2007, Mitrevski et *coll.* [Mitrevski 2005, Mitrevski 2006a, Mitrevski 2006b] ont fait une étude pour déterminer l'influence de la forme de l'impacteur. Ils étudient aussi deux séquences d'empilement différentes $[45^\circ / 0^\circ / 45^\circ / 0^\circ]$ et $[0^\circ / 45^\circ / 0^\circ / 45^\circ]$ (le dernier pli de la séquence d'empilement est le pli impacté). Ils utilisent trois impacteurs différents dont le diamètre de corps est de 12 mm. Les têtes sont de forme hémisphérique, plate et conique, pour des énergies d'impact de 4 et 6 joules. Ils en concluent que plus l'indentation (profondeur de pénétration) est importante, plus l'énergie absorbée par l'éprouvette est importante. Le pic de force de contact est atteint lorsque la durée de contact est la plus faible. L'impacteur de forme hémisphérique permet d'avoir une durée de contact plus faible que les autres, un pic de force plus important et une indentation inférieure.

D'autres études sont en cours concernant les résines utilisées [Caprino 2009, Duarte 1999, Kishi 2004]. Au lieu d'utiliser seulement des résines thermodurcissables, des résines thermoplastiques ou hybrides sont utilisées. Les résines thermodurcissables avec des particules thermoplastiques intégrées ou avec des films thermoplastiques aux interfaces permettent un comportement à l'impact bien meilleur du fait de leurs propriétés amortissantes. Le facteur d'amortissement peut être amélioré de 3 à 100 fois suivant les séquences d'empilement utilisées, en insérant des films de polyuréthane entre chaque pli. Il faut aussi constater que l'insertion de ses films provoque une chute du module de flexion : 15 % avec l'utilisation d'un monomère basé sur l'éthylène et 50 % avec un film polyuréthane thermoplastique [Kishi 2004].

Nous avons pu mettre en évidence que le phénomène d'impact est complexe et que sa maîtrise dans le cas des composites est difficile. De nombreux paramètres sont à prendre en compte et font varier leur réponse à l'impact. Ils peuvent être liés au matériau ou à l'essai. Des études montrent que d'autres voies sont à explorer avec l'ajout d'additifs dans les résines. Pour l'étude que nous faisons, il faut bien fixer les paramètres pour une première étude à l'impact. Il faut aussi trouver les moyens pour mesurer l'indentation résiduelle et la taille de la zone endommagée.

2.1.6 Les Contrôles Non Destructifs

Ces contrôles, comme l'indique leur nom, permettent de vérifier l'intégrité d'une structure tout en conservant les propriétés physico-mécaniques de celle-ci. Ces méthodes sont toutes

basées sur le même principe : excitation, perturbation au niveau du défaut interne à la structure, révélation [Cherfaoui 2006, Lambert 1994] (Figure 2-11).

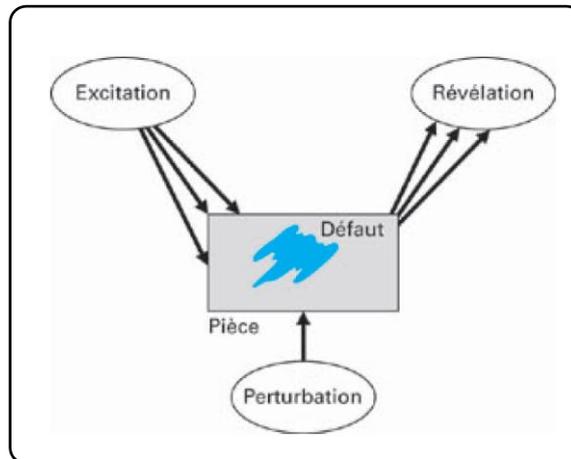


Figure 2-11 : Processus mis en jeu lors d'un contrôle CND [Cherfaoui 2006]

L'excitation peut être d'ordre vibratoire, électromagnétique, thermique ou mécanique et permet la sollicitation de la pièce à étudier. Cette excitation, lorsqu'elle rencontre un milieu différent du matériau sain (défaut, inclusion, ...) est perturbée. Dès lors, le signal reçu en sortie est modifié : il y a apparition des défauts internes.

Lorsque l'on détecte des défauts de surface, on parle de méthode de surface (inspection visuelle, ressuage, ...), et lorsque l'on détecte des défauts au sein de la pièce, on parle de méthodes volumétriques (ultrasons, rayonnement ionisant). D'autres méthodes sont qualifiées de globales et réalisées en temps réel (thermographie infrarouge, émission acoustique). Certaines d'entre elles peuvent être réalisées avec ou sans contact. Les méthodes optiques, sans contact, sont basées sur la capture des rayons du spectre électromagnétique (Figure 2-12). Chacune des méthodes optiques vient mesurer un type de rayonnement spécifique.

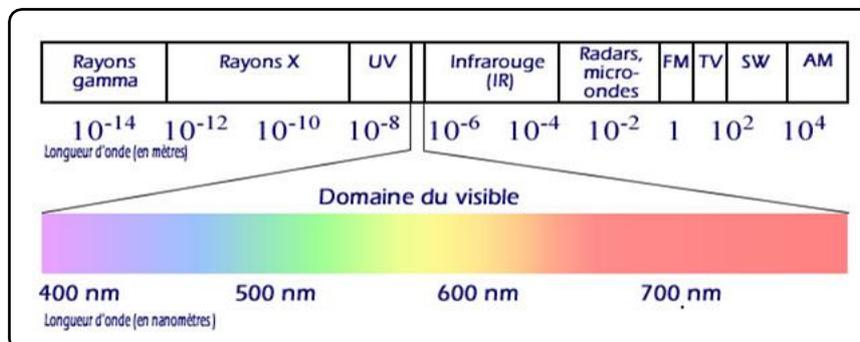


Figure 2-12 : Spectre électromagnétique

Dans ce paragraphe, nous traitons des techniques non destructives couramment utilisées (ultrasons, thermographie IR) et une qui est en développement : la tomographie.

Le contrôle par ultrasons est couramment utilisé dans les contrôles non destructifs et est la seule méthode qualifiée dans l'industrie aéronautique. Elle est très performante dans le cas des matériaux composites [Adams 1997, Adams 1988]. Elle est basée sur la propagation d'ondes hautes fréquences. Celles-ci sont de 4 types : ondes longitudinales, ondes transversales, ondes de surfaces, appelées ondes de Rayleigh et ondes de plaques, appelées ondes de Lamb [Dumont-Fillon 1996]. Les ondes longitudinales, dites de compression, sont les plus utilisées pour la détection des défauts aux interfaces des plis. Les ondes sont transmises à l'éprouvette à l'aide d'un transducteur. Comme les ondes à hautes fréquences ne se propagent pas dans l'air, l'utilisation d'un couplant est nécessaire entre le transducteur et l'objet d'étude. Ce peut être un gel, de l'eau, ...

Dans le cas où les ondes sont transmises au matériau et réceptionnées à la surface opposée, nous parlons de transmission ultrasonore [Birk 1991] : deux transducteurs sont nécessaires et sont appelés émetteur et récepteur. Par contre dans le cas où les ondes sont réfléchies par la surface opposée et réceptionnée par le transducteur-émetteur, nous utilisons le terme de réflexion ultrasonore. En utilisation Pulse-écho (Figure 2-13), la réception d'ondes peut se faire de différentes manières : par un transducteur simple monoélément, ou par un transducteur multi-éléments (Phased Array) [Burke 1994, Henneke 1990, Mouritz 2003]. Le transducteur monoélément permet d'envoyer un faisceau d'ondes dans une direction. Il ne mesure donc, dans le cas d'un contrôle CND, que la bande de matière équivalente à sa largeur lors d'un passage. Le transducteur multi-éléments, quant à lui, est composé de plusieurs transducteurs monoéléments. Cela permet dans un premier temps un contrôle plus étendu de la matière et, dans un deuxième temps, de déphaser les différents monoéléments de façon à faire du recouvrement de faisceau par exemple.

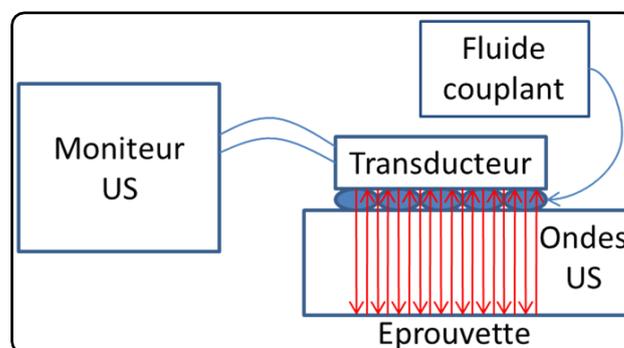


Figure 2-13 : Pulse-écho par multi-éléments [Garnier 2011]

2.1.6.1 Thermographie IR

Cette méthode est basée sur le fait que tout corps émet un rayonnement électromagnétique lorsque sa température est supérieure au zéro absolu. La plage de longueurs d'onde du rayonnement infrarouge se situe entre 0,75 et 1000 μm . Ce spectre peut être décomposé en trois plages [Pajani 2001, Pastor 2007]:

- L'infrarouge proche [0,75 ; 3 μm]
- L'infrarouge moyen [3 ; 5 μm]
- L'infrarouge lointain [5 ; 1000 μm]

Principe de la thermographie infrarouge

Le rayonnement d'un corps quelconque à température T_0 peut être décomposé en quatre phénomènes distincts :

- Le rayonnement propre du corps à la température T_0 ,
- La réflexion, par l'objet, d'une partie de l'énergie rayonnée par le milieu dans lequel il se trouve,
- La transmission d'une partie du rayonnement extérieur si le corps est transparent,
- L'absorption d'une partie du rayonnement par le milieu extérieur.

La superposition de ces phénomènes induit le rayonnement électromagnétique qui va être reçu par le capteur infrarouge. Il faut ajouter que toute mesure peut être influencée par l'émissivité du corps mesuré. L'émissivité correspond au rapport de l'énergie émise par l'objet sur l'énergie émise par un corps de référence, appelé corps noir, à une même température. Ce corps noir a une émissivité ε égale à 1 [Pastor 2007] et possède les caractéristiques suivantes :

- Il absorbe la totalité du rayonnement thermique quelles que soient la longueur d'ondes et la direction d'observation,
- C'est un émetteur parfait : à n'importe quelle température, il émet la plus grande énergie.

De façon à capter le rayonnement infrarouge, différents types de capteurs existent : les capteurs thermiques ou les capteurs photoniques [Pajani 2001, Audaire 2001]. Les capteurs thermiques sont réalisés à l'aide de résistances ou de jonctions qui se déforment avec la chaleur incidente arrivant dans le capteur. En ce qui concerne les capteurs photoniques, ils mesurent la densité de flux de photons (rayonnement électromagnétique). Ceux-ci sont les plus utilisés car ils proposent une sensibilité plus importante. Les détecteurs infrarouges sont réalisés par le rangement en matrices de capteurs photoniques. Chacun d'entre eux fournit une mesure indépendante correspondant à chaque pixel de la cartographie thermique (nombre

important de capteurs photoniques pour réaliser un détecteur). Un des désavantages de cette technologie est la disparité des caractéristiques intrinsèques de chaque détecteur (deux capteurs photoniques peuvent avoir une réponse légèrement différente et, de ce fait, donner une valeur légèrement différente pour une sollicitation équivalente). L'utilisation d'une table de correction de non uniformité (NUC) est nécessaire à l'obtention d'une image finale homogénéisée.

Données relatives à chaque essai

Pour obtenir une cartographie représentative de la mesure, plusieurs données sont nécessaires. Les deux plus importantes sont les résolutions thermique et spatiale. La résolution thermique est définie comme le plus petit écart de température décelable par le détecteur infrarouge. Elle est fournie par le constructeur. La résolution spatiale, qui est la réponse de mesure en fonction de la réponse à une fente, peut être assimilée à la taille d'un pixel : c'est le rapport de la taille de la zone mesurée sur le nombre de pixels. De façon à obtenir la taille d'un pixel, il faut définir la distance à l'objet et régler la netteté de la mesure (distance focale).

La thermographie infrarouge appliquée au CND

Il y a plusieurs types d'application de la thermographie infrarouge pour les contrôles non-destructifs : la thermographie active et la thermographie passive [Chrysochoos 2002].

La thermographie active va être utilisée pour la détection pure de défauts grâce à l'apport d'un flux de chaleur extérieur. Elle peut s'employer en transmission ou en réflexion. Lorsque que la source extérieure est placée du même côté que le capteur IR, on travaille en réflexion et lorsqu'elle est placée en vis-à-vis du détecteur, on parle de phénomène de transmission. Dans les deux cas, on doit apporter une sollicitation extérieure qui va échauffer la pièce. Le flux de chaleur va se propager à l'intérieur de la pièce par l'intermédiaire d'ondes thermiques qui, lorsqu'elles passent dans un milieu différent sont perturbées. Cette perturbation se répercute par un gradient de température sur la cartographie thermique : la présence du défaut est alors traduite par la non homogénéité de la cartographie.

Deux autres méthodes sont utilisées pour la détection de défaut par thermographie active : la thermographie IR pulsée et la thermographie IR modulée [Wu 1998]. La première méthode permet d'envoyer un signal de type pulsation (flash) à une fréquence donnée. Elle va permettre de déterminer la localisation, la taille et la profondeur du défaut. Pour la thermographie IR modulée, la source extérieure est une onde thermique sinusoïdale. On la

découple de façon à obtenir l'amplitude et la phase du signal. La première donnée nous fournit des indications sur la taille du défaut et la seconde sur sa profondeur.

La thermographie active permet donc de déterminer de nombreux types de défauts : délaminage, décollement de peaux sur matériaux d'âmes, fissuration matricielle, inclusion de corps étrangers, prise d'eau (dans le cas des nidas), flash de résines dans les pieds de cadres, ...

La thermographie infrarouge passive, quant à elle, va s'utiliser dans le suivi d'essais mécaniques (fatigue) où la pièce est déjà sollicitée. On utilise les phénomènes dits thermomécaniques pour détecter l'initiation et la propagation de fissures.

2.1.6.2 La tomographie

La tomographie est une méthode de mesure optique 3D qui se base sur l'absorption de rayons X. Elle permet l'obtention de deux données : la composition et la structure interne de l'objet étudié. Selon les besoins, plusieurs méthodes dérivées sont apparues : la microtomographie, l'holotomographie, la tomographie en cohérence optique. La tomographie à rayons X reste cependant la méthode la plus employée.

Principe de mesure par tomographie à rayons X

Tous les tomographes à rayons X sont composés de trois éléments : l'émetteur, le porte-échantillon et le détecteur. L'éprouvette est soumise à une émission de rayons X. Ces rayons pénètrent dans la pièce à une intensité relative au coefficient d'absorption de celle-ci. L'intensité des rayons traversant l'éprouvette est récupérée par le détecteur : nous obtenons une coupe tomographique. Celle-ci peut être assimilée à une section de l'échantillon d'épaisseur faible (0,3 mm pour le scanner médical utilisé). Ces coupes sont réalisées de façon à scanner l'intégralité de la pièce. Elles peuvent être longitudinales, angulaires ou hélicoïdales.

Dans le premier cas, le porte-échantillon se déplace de façon longitudinale à travers le rayonnement X et une cartographie est réalisée à chaque pas du porte-échantillon. Dans le cas des coupes angulaires (Figure 2-14), le porte échantillon effectue une rotation à l'intérieur du tomographe. A chaque pas du moteur rotatif (de l'ordre du degré), une image est réalisée. La rotation totale du porte-échantillon doit être égale à 360 ° de façon à obtenir des coupes de l'intégralité de la pièce. Et dans le cas des coupes hélicoïdales, une rotation de l'émetteur et du détecteur combinée à une avance du porte-échantillon sont simultanément réalisées.

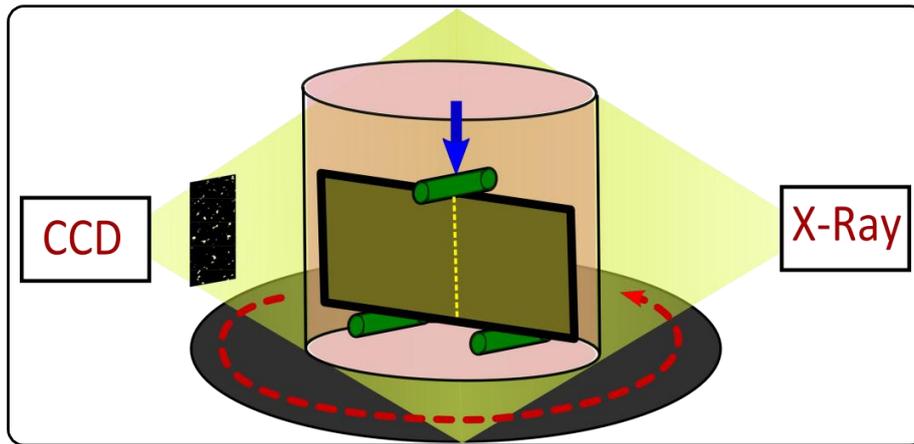


Figure 2-14 : Principe de la tomographie à coupes angulaires

Dans tous les cas, nous obtenons des coupes tomographiques en deux dimensions correspondant à une faible épaisseur. Pour avoir la cartographie volumique des champs de densité massique, une reconstruction du volume est nécessaire. Selon le dispositif utilisé, l'algorithme de reconstruction est différent.

2.1.7 Les aspects modélisation

Les modélisations numériques concernant les matériaux composites se sont développées à partir des années 80. Elles se sont traduites par la mise en place d'une échelle de type mésoscopique [Gornet 1996]. Cette échelle se situe entre l'échelle microscopique qui correspond aux composants de base du matériau et l'échelle macroscopique qui est liée à une structure globale. Le stratifié est alors dissocié en monocouches homogènes modélisant les plis et en interfaces inter-laminaires modélisant le comportement cohésif entre les plis (Figure 2-15) [Ladevèze 1986, Gornet 1996].

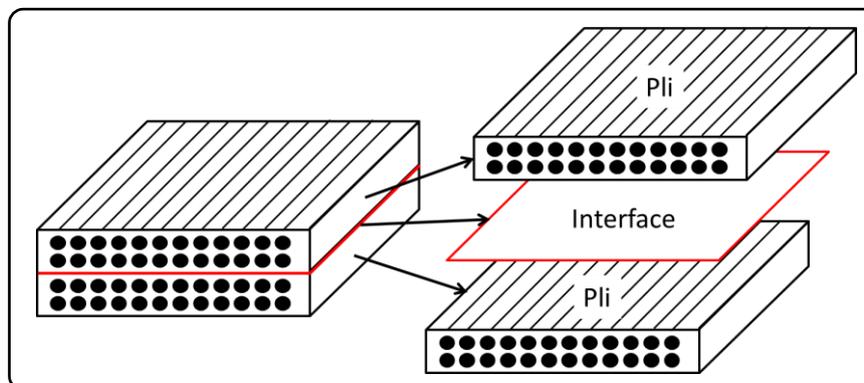


Figure 2-15 : Mésoconstituants d'un stratifié

Cependant, pour modéliser l'endommagement, deux approches peuvent être utilisées : la mécanique de la rupture ou la mécanique de l'endommagement.

2.1.7.1 Critères de rupture d'un pli

Cette approche est basée sur la première rupture des plis et implique, de ce fait, la non prise en compte des plis rompus dans la suite du calcul. De nombreux critères de rupture ont été développés [Paris 2001]. Dans cette partie, nous ne garderons que les plus utilisés (critère de la contrainte maximale, Hill, Tsai-Wu, ...). Ces critères peuvent être basés sur les contraintes ou sur les déformations. Dans un souci de clarté des formulations, nous prendrons par convention les notations suivantes : X, Y, S correspondent respectivement aux grandeurs caractéristiques admissibles dans le sens longitudinal, transversal et en cisaillement. Les indices T et C différencient les valeurs en traction et en compression.

Critères basés sur les contraintes

Le plus simple des critères est le critère de la contrainte maximale. Les contraintes sont mesurées dans toutes les directions et dès qu'une d'entre elles atteint la contrainte admissible dans cette direction, la rupture du pli est considérée :

$$I_F = \max\left(\frac{\sigma_{11}}{X}, \frac{\sigma_{22}}{Y}, \left|\frac{\sigma_{12}}{S}\right|\right) < 1 \quad (2.7)$$

Une des limites à cette théorie est qu'elle découple toutes les contraintes. Dès lors, sa précision est limitée. Pour pallier à ce problème, Tsai et Hill ont développé leur modèle qui permet de prendre en compte le couplage des contraintes dans les directions 1 et 2 : c'est l'extension du modèle de plasticité anisotrope de Hill.

$$I_F = \frac{\sigma_{11}^2}{X^2} - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X^2} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S^2} < 1 \quad (2.8)$$

Cependant, il est beaucoup plus restrictif que le critère de la contrainte maximale du fait du couplage. Une évolution est le critère de Azzi-Tsai-Hill qui prend en compte la valeur absolue du couplage. Cela crée un lissage des contraintes lorsqu'elles sont de signes opposés.

Tsai-Wu a amélioré ce critère en intégrant un couplage entre toutes les contraintes. Il utilise les contraintes biaxiales σ_{biax} pour définir une des variables. Le critère est défini comme suit :

$$I_F = F_1\sigma_{11} + F_2\sigma_{22} + F_{11}\sigma_{11}^2 + F_{22}\sigma_{22}^2 + F_{66}\sigma_{12}^2 + 2F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} < 1 \quad (2.9)$$

avec les différents coefficients de Tsai-Wu :

$$\begin{aligned}
F_1 &= \frac{1}{X_t + X_c} \quad ; \quad F_2 = \frac{1}{Y_t + Y_c} \\
F_{11} &= -\frac{1}{X_t X_c} \quad ; \quad F_{22} = -\frac{1}{Y_t Y_c} \\
F_{66} &= \frac{1}{S^2}
\end{aligned} \tag{2.10}$$

Pour la définition de F_{12} , deux formulations sont données :

$$F_{12} = \frac{1}{2\sigma_{biax}^2} \left[1 - \left(\frac{1}{X_t} + \frac{1}{X_c} + \frac{1}{Y_t} + \frac{1}{Y_c} \right) \sigma_{biax} + \left(\frac{1}{X_t X_c} + \frac{1}{Y_t Y_c} \right) \sigma_{biax}^2 \right] ; \tag{2.11}$$

si σ_{biax} est connue

$$F_{12} = f \sqrt{F_{11} F_{22}} \tag{2.12}$$

avec $-1 < f < 1$, et $f = 0$ par défaut.

Critère basé sur les déformations

Le critère principal est le critère de la déformation maximale. A l'instar de la théorie de la contrainte maximale, lorsqu'une déformation dans une direction donnée atteint la valeur admissible dans cette direction, le critère est atteint. Certains travaux montrent que les données expérimentales ne concordent pas toujours avec cette théorie :

$$I_F = \max\left(\frac{\varepsilon_{11}}{X}, \frac{\varepsilon_{22}}{Y}, \left|\frac{\gamma_{12}}{S}\right|\right) < 1 \tag{2.13}$$

2.1.7.2 Modélisation de l'endommagement d'un pli par la Mécanique de l'Endommagement

Dans ce type de modélisation, les surfaces cohésives assurent la transmission des contraintes normales et des déplacements d'un pli à un autre. Elles sont introduites pour modéliser, grâce à la mécanique de l'endommagement, la séparation des plis successifs [Allix 1992]. Cependant, cette modélisation n'est applicable que pour des modèles dans lesquels nous retrouvons des zones à fort gradient : il faut alors utiliser une approche tridimensionnelle. Dans un souci de clarté des formulations, nous prendrons par convention les notations suivantes : $\hat{\sigma}$ correspond à la contrainte effective dans la direction donnée, et les indices t et c différencient les valeurs en traction et en compression tandis que les indices f et m différencient les fibres et la matrice.

Basé sur les recherches de Kachanov et Rabotnov [Kachanov 1958, Rabotnov 1968], Ladevèze a développé la théorie de l'endommagement anisotrope pour les matériaux composites [Ladevèze 1983] pour modéliser le comportement des plis élémentaires. Ce modèle a pour variable d'endommagement l'évolution de la rigidité du pli. A partir de cette théorie, un modèle théorique a été développé en considérant le pli homogène orthotrope avec un comportement élasto-plastique endommageable. Ce modèle repose sur les phénomènes de dégradation microscopiques : microfissuration transverse, décohésion fibres/matrices et déformation anélastique de la matrice [Ladevèze 1986, Ladevèze 1992, Allix 1995]. Dans ce modèle, les dégradations du pli dans le plan sont prises en compte dans l'endommagement du pli tandis que les dégradations hors plan sont prises en compte par les interfaces. De plus, un découplage est fait entre les énergies de déformation en traction et en compression afin de considérer l'aspect unilatéral du comportement. La cinématique d'endommagement utilisée dépend des trois variables d'endommagement d , d' et d_F qui représentent respectivement, la chute de rigidité en cisaillement, en traction transverse et la rupture des fibres. Cette théorie a été implémentée dans le code de Calcul éléments finis «endo-strat-ef» par Gornet [Gornet 1996].

D'autres théories d'endommagement ont été développées et sont fortement utilisées dans les codes de calculs commerciaux pour caractériser l'endommagement des matériaux composites. Elles se basent sur un état initial sain et la structure suit une loi matériau initiale de type élastique orthotrope ou anisotrope. Lorsque la charge en service de la structure atteint un point de fonctionnement maximal (point A), il y a initiation de l'endommagement. Dès lors le comportement évolue et l'endommagement grandit jusqu'à érosion totale de l'élément. Le critère d'initiation le plus utilisé actuellement, est le critère de Hashin & Rotem [Hashin 1973, Hashin 1980] et décrit un endommagement plan dans le pli:

Mode I : Fibre en traction ($\hat{\sigma}_{11} \geq 0$)

$$F_{ft} = \left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X^T} \right)^2 + \alpha \left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S^L} \right)^2 = 1 \quad (2.14)$$

Mode II : Fibre en compression ($\hat{\sigma}_{11} < 0$)

$$F_{fc} = \left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X^C} \right)^2 = 1 \quad (2.15)$$

Mode III : Matrice en traction ($\hat{\sigma}_{22} \geq 0$)

$$F_{mt} = \left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y^T} \right)^2 + \left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S^L} \right)^2 = 1 \quad (2.16)$$

Mode IV : Matrice en compression ($\hat{\sigma}_{22} < 0$)

$$F_{mc} = \left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X^C} \right)^2 + \left[\left(\frac{Y^C}{2S^T} \right) - 1 \right] \frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y^C} + \left(\frac{\hat{\sigma}_{12}}{S^L} \right)^2 = 1 \quad (2.17)$$

avec α , coefficient de Rotem ($0 < \alpha < 1$), F_{ij} , les critères d'initiation, X^k et S^k , les admissibles en traction, compression, cisaillement et $\hat{\sigma}$, les contraintes effectives qui peuvent être définies par [Hashin 1973, Hashin 1980, DS 2010] :

$$\hat{\sigma} = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-d_f} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-d_m} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{1-d_s} \end{bmatrix} \sigma \quad (2.18)$$

avec d_m , d_f et d_s , les variables d'endommagement de la fibre, de la matrice, et en cisaillement du pli.

L'évolution de l'endommagement nous permet de définir l'évolution du comportement du matériau après initiation de l'endommagement en terme de perte de rigidité. La matrice de comportement élastique endommagée du matériau devient donc :

$$C(d) = \frac{1}{D} \begin{bmatrix} (1-d_f)E_1 & 0 & 0 \\ 0 & (1-d_m)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & D(1-d_s)G_1 \end{bmatrix} \quad (2.19)$$

avec

$$D = 1 - (1-d_f)(1-d_m)\nu_{12}\nu_{21} > 0 \quad (2.20)$$

$$d_s = 1 - (1-d_{ft})(1-d_{fc})(1-d_{mt})(1-d_{mc}) \quad (2.21)$$

où d_{ft} , d_{fc} , d_{mt} , d_{mc} sont les variables d'endommagement relatifs aux quatre modes d'initiation de l'endommagement.

La loi d'évolution de l'endommagement est basée sur l'énergie dissipée lors du processus d'endommagement et est considérée comme une approximation linéaire [Camanho 2002].

2.1.7.3 Modélisation de l'endommagement des interfaces par la Mécanique de la Rupture

Les interfaces sont souvent modélisées par des éléments cohésifs, des surfaces cohésives ou des ressorts [Camanho 2002, DS 2010, Bouvet 2010].

Les éléments cohésifs et surfaces cohésives sont fortement utilisés pour modéliser le caractère adhésif entre 2 éléments. Les éléments cohésifs modélisent parfaitement les joints de colle tandis que les surfaces cohésives, éléments d'épaisseur nulle, sont très employées pour la caractérisation du délaminage. Les ressorts ont une utilisation pour l'instant limitée. A l'instar de la modélisation dans les plis, le comportement cohésif se fait en 2 phases : l'initiation puis la propagation.

En ce qui concerne l'initiation, le critère utilisé peut être basé sur les contraintes ou sur les déformations alors que pour la propagation, il se formule en déplacement ou de façon énergétique.

Critères d'initiation basés sur les contraintes

Le premier critère utilisé est celui de la contrainte nominale maximale. Tant que la contrainte, dans une direction donnée, n'a pas atteint sa valeur limite dans cette direction, il n'y a pas d'initiation [DS 2010] :

$$MAX\left(\frac{\langle\sigma_n\rangle}{N_{\max}}; \frac{\sigma_t}{T_{\max}}; \frac{\sigma_s}{S_{\max}}\right) = 1 \quad (2.22)$$

avec

$$\langle\sigma_n\rangle = \begin{cases} \sigma_n \text{ pour } \sigma_n > 0 \\ 0 \text{ pour } \sigma_n < 0 \end{cases} \quad (2.23)$$

Le critère de la contrainte nominale quadratique peut aussi être utilisé et permet un couplage des différents modes de sollicitations [DS 2010] :

$$\left(\frac{\langle\sigma_n\rangle}{N_{\max}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_t}{T_{\max}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_s}{S_{\max}}\right)^2 = 1 \quad (2.24)$$

Critères d'initiation basés sur les déformations [DS 2010]

Ils sont du même type et de la même forme que ceux basés sur la contrainte. Les contraintes sont remplacées par les déformations.

Critère de la déformation nominale maximale :

$$MAX\left(\frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^{\max}}, \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^{\max}}, \frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^{\max}}\right) = 1 \quad (2.25)$$

avec

$$\langle \varepsilon_n \rangle = \begin{cases} \varepsilon_n \text{ pour } \varepsilon_n > 0 \\ 0 \text{ pour } \varepsilon_n < 0 \end{cases} \quad (2.26)$$

Critère de la déformation nominale quadratique :

$$\left(\frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^{\max}}\right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^{\max}}\right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^{\max}}\right)^2 = 1 \quad (2.27)$$

Pour l'évolution de l'endommagement des surfaces cohésives, deux approches sont utilisées : évolution basée sur les déplacements et évolution basée sur les énergies.

Dans le premier cas, un déplacement équivalent doit être défini. Il peut être de plusieurs ordres. Le plus utilisé, et donc le plus régulièrement implémenté dans les codes de calcul est le suivant :

$$\delta = \sqrt{\langle \delta_n \rangle^2 + \delta_s^2 + \delta_t^2} \quad (2.28)$$

avec δ_n le déplacement suivant la direction normale, δ_s le déplacement suivant la première direction de cisaillement et δ_t le déplacement dans la deuxième direction de cisaillement.

La réponse post-initiation peut prendre plusieurs tendances : linéaire, exponentielle ou définie par un tableau de valeurs expérimentales. Bouvet [Bouvet 2010] utilise aussi une approche en déplacement mais prend pour hypothèse que les trois modes de dégradation évoluent de façon similaire. De ce fait, le rapport entre les déplacements à rupture δ_i^1 et les déplacements à l'initiation δ_i^0 dans les trois modes de sollicitation doit être équivalent :

$$\frac{\delta_I^1}{\delta_I^0} = \frac{\delta_{II}^1}{\delta_{II}^0} = \frac{\delta_{III}^1}{\delta_{III}^0} \quad (2.29)$$

Le déplacement équivalent est alors défini par [Bouvet 2010] :

$$\delta = \sqrt{\delta_I^2 + \frac{\delta_I^0}{\delta_{II}^0} \delta_{II}^2 + \frac{\delta_I^0}{\delta_{III}^0} \delta_{III}^2} \quad (2.30)$$

Lorsqu'aucune donnée n'est disponible en mode III, par exemple le déplacement à l'initiation δ_{III}^0 , l'hypothèse d'iso-comportement est utilisée en mode II et III. La définition du déplacement est recalculée [Bouvet 2010] :

$$\delta = \sqrt{\delta_I^2 + \frac{\delta_I^0}{\delta_{II}^0} (\delta_{II}^2 + \delta_{III}^2)} \quad (2.31)$$

Ce déplacement peut aussi être défini par des équations d'ordre supérieur, par exemple d'ordre 4 [Bouvet 2010] :

$$\delta = \sqrt[4]{\delta_I^4 + \frac{\delta_I^0}{\delta_{II}^0} \delta_{II}^4 + \frac{\delta_I^0}{\delta_{III}^0} \delta_{III}^4} \quad (2.32)$$

Dans le cas où l'on utilise les théories basées sur les énergies, les taux de restitution d'énergie critique doivent être connus pour les 3 modes de dégradation. Ces formulations énergétiques se basent sur les équations des déplacements équivalents [Camanho 2002, DS 2010].

Critères énergétiques de propagation

Ces critères sont basés sur la mécanique de la rupture et prennent en compte les taux de restitution d'énergie G . La plupart de ces critères comparent les taux de restitution dans les différentes directions par rapport à leur admissible G_i^c dans les différents modes de rupture. Les plus simples ne prennent pas en compte le couplage entre les modes : il faut dire que la détermination expérimentale du taux de restitution d'énergie en mode III est complexe ainsi que son couplage avec les deux autres modes.

Le critère le plus simple et le plus facile à mettre en oeuvre est le mode pur, qui ne prend en compte aucun couplage.

$$\frac{G_I}{G_I^c} = 1 \quad ; \quad \frac{G_{II}}{G_{II}^c} = 1 \quad ; \quad \frac{G_{III}}{G_{III}^c} = 1 \quad (2.33)$$

Un autre critère simple à mettre en œuvre est le critère linéaire de Reeder [Reeder 1992, Reeder 1993] et son évolution quadratique faite par Chen [Chen 1999].

$$\frac{G_I}{G_I^c} + \frac{G_{II}}{G_{II}^c} = 1 \quad (2.34)$$

$$\left(\frac{G_I}{G_I^c}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{II}^c}\right)^\beta = 1 \quad (2.35)$$

En se basant sur l'équation 2.28, l'énergie de rupture en mode mixte s'écrit :

$$\frac{G_I}{G_I^c} + \frac{G_{II}}{G_{II}^c} + \frac{G_{III}}{G_{III}^c} = 1 \quad (2.36)$$

Par contre, en utilisant le déplacement d'ordre 4 (équation 2.32), la définition du critère énergétique devient quadratique [Bouvet 2010] :

$$\sqrt{\left(\frac{G_I}{G_I^c}\right)^2 + \left(\frac{G_{II}}{G_{II}^c}\right)^2 + \left(\frac{G_{III}}{G_{III}^c}\right)^2} = 1 \quad (2.37)$$

Plus globalement, ce critère est formulé en utilisant une loi puissance :

$$\left(\frac{G_I}{G_I^c}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{II}^c}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{III}}{G_{III}^c}\right)^\alpha = 1 \quad (2.38)$$

avec α , coefficient à déterminer expérimentalement. Régulièrement, la valeur de ce coefficient est 2, ce qui ramène au critère quadratique précédent.

Benzeggagh-Kenane [Benzeggagh 1996, DS 2010] ont développé une nouvelle formulation énergétique en couplant les modes et en intégrant les taux de restitution d'énergie de cisaillement G_{shear} et le taux de restitution total G_T :

$$G_I^c + (G_{II}^c - G_I^c) \left(\frac{G_{shear}}{G_T}\right)^\eta = 1 \quad (2.39)$$

avec

$$\begin{aligned} G_{shear} &= G_{II} + G_{III} \\ G_T &= G_I + G_{shear} \end{aligned} \quad (2.40)$$

avec η , coefficient à déterminer expérimentalement.

D'autres méthodes de calcul des taux de restitution d'énergie G sont implémentées dans les codes de calculs. La première méthode consiste à recalculer de façon globale G . Elle est présente dans les codes éléments finis commerciaux Samcef et Ansys : c'est la méthode Virtual Crack Extension (VCE). L'autre méthode a pour objet de découpler le taux de restitution global G en taux de restitution G_I , G_{II} et G_{III} . Elle est implémentée dans les codes de calcul Abaqus et Samcef sous le nom de la méthode Virtual Crack Closure Technique (VCCT) [DS 2010].

Cette partie nous a permis de comprendre quelles sont les possibilités en terme de simulation concernant les théories de modélisation des composites, les différents critères d'endommagement (initiation et propagation) et les théories des surfaces cohésives.

2.2 Les essais d'impact chez Daher-Socata

2.2.1 Représentativité de l'impact Daher-Socata

Dans les bases de données Daher-Socata, très peu d'informations sont disponibles concernant les essais d'impact. Les derniers essais disponibles se basent sur la norme ASTM D 7136 [ast] et ont été réalisés en extérieur. Ils avaient pour but de représenter l'impact de grêle ou la chute d'outils de maintenance. Ces essais s'inscrivent dans le cadre d'un projet de Recherche et Développement nommé NoFuDem (Nose Fuselage Demonstrator). Ils ont été effectués sur des éprouvettes en fibre de carbone 48302 et résine époxyde RTM6 réalisées par infusion de résine liquide. Les résultats de ces essais ont permis de définir l'énergie BVID entre 22 et 25 Joules qui correspond à une indentation résiduelle de 0,3 mm.

2.2.2 Moyens et procédures d'essais

2.2.2.1 Paramètres d'essais

Eprouvettes

Elles sont réalisées par infusion de résine liquide. Le tissu utilisé est le satin de 5 dénommé G926 et la résine mise en œuvre est de type époxyde monocomposant et est dénommée RTM6 (voir caractéristiques techniques paragraphe 1.3.1). De façon à respecter les préconisations sur l'épaisseur donnée dans les normes associées aux essais d'impact [ASTM7136], c'est-à-dire

4 mm d'épaisseur, la séquence d'empilement utilisée est la suivante : $[[0^\circ/45^\circ]_3]_s$. L'épaisseur théorique ainsi obtenue est 4,44 mm. La taille des éprouvettes est donc 150 x 100 x 4,44 mm³. Dans cette étude, trois types d'éprouvettes correspondant aux 3 cycles de polymérisation sont étudiées. Elles sont dénommées C α - β avec α le numéro du cycle de polymérisation et β le numéro de l'éprouvette.

Appareillage d'essai

La tour de chute utilisée est une MTT (Material Testing Technology) de capacité maximale 60 Joules (Figure 2-16). Elle est équipée d'un impacteur de tête hémisphérique de diamètre 16 mm. Sa masse est de 3 kg et la hauteur maximale de chute est de 1 mètre. Elle contient une masse additionnelle de façon à obtenir des énergies plus élevées. L'éprouvette de 150 x 100 mm² est placée sur la table comportant une fenêtre de 125 x 75 mm² (Figure 2-16). L'éprouvette est maintenue à l'aide de sauterelles et un dispositif anti-rebond permet l'arrêt de la traverse après impact.

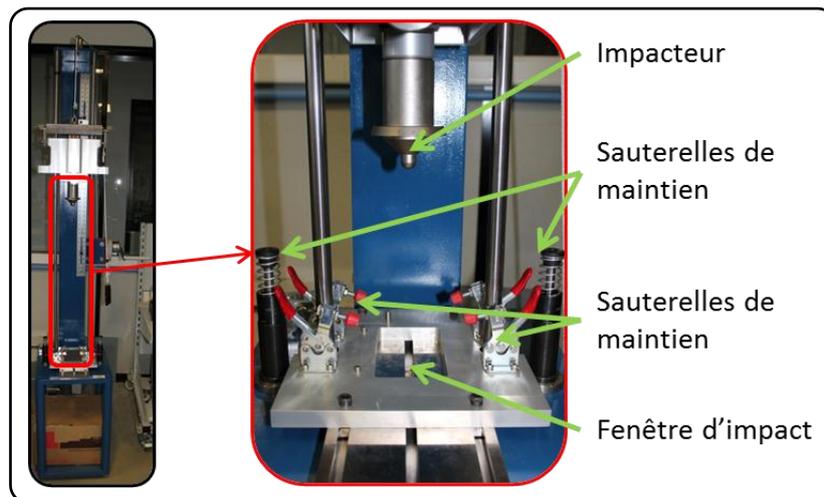


Figure 2-16 : Tour de chute MTT 60 Joules

Paramètres

Voici les paramètres utilisés pour l'essai (Tableau 2-2) :

Matériel d'essai	Tour de chute libre MTT
Impacteur	Diamètre : 16 mm
	Forme : hémisphérique
	Matériau : acier Rm = 2000 MPa
	Ra < 0,8
	Masse : 3 kg
Energie d'impact	25 Joules
Hauteur de chute	0,849 m
Dimensions de l'éprouvette	Épaisseur : 4,44 mm

	Dimension : 150 x 100 mm ²
Maintien en position de l'éprouvette	Sauterelles de maintien

Tableau 2-2 : Paramètres de l'essai d'impact

2.2.2.2 Contrôle Non Destructif des éprouvettes impactées

L'intégrité des plaques composites impactées et la confirmation d'être dans la gamme d'énergie BVID nous amènent à contrôler la profondeur résiduelle d'impact en surface et la taille de la zone endommagée.

Mesure de l'indentation résiduelle par numérisation 3D

Dans les standards utilisés pour les essais d'impact, aucune méthode de mesure de l'état de la surface impactée n'est précisée. Dès lors, il nous a fallu trouver un moyen de mesure adéquat. Dans un premier temps, nous avons utilisé des moyens de mesures traditionnels : marbre, pieds réglables et comparateur à touche fine. La mesure, par le biais de cette méthode, s'est avérée très difficile et les résultats obtenus n'étaient pas reproductibles donc pas exploitables à cause de la rugosité de surface : l'état de surface induit par le tissu d'arrachage perturbe les mesures du comparateur selon sa position (mesure d'un creux ou d'une bosse).

Nous avons donc opté pour de la mesure optique qui nous permet de reconstruire la surface impactée et de mesurer l'indentation résiduelle sur la surface impactée après 48 heures de repos de la plaque. Ce temps est préconisé pour permettre la relaxation des contraintes dans la résine après impact. Les deux systèmes de mesure utilisés sont le système GOM Tritop pour l'acquisition de coordonnées 3D par photogrammétrie 3D et le système GOM Atos pour la numérisation de surface par projection de franges. Le système Tritop est composé d'un appareil photo 12 Mégapixels couplé à un algorithme de triangulation (Figure 2-17). Des règles graduées permettent la mise à l'échelle de l'ensemble, et les points codés permettent de créer un repère. Des points non codés, ou gommettes, sont collés sur l'éprouvette. L'algorithme permet de triangulariser un point non codé grâce à trois points codés. Dès lors, toutes les gommettes sont repérées par un numéro et par leurs coordonnées 3D : la pièce à numériser est positionnée dans le repère. Ce système nous permet d'obtenir la position de la semelle qui nous sert de support aux plaques impactées à digitaliser.

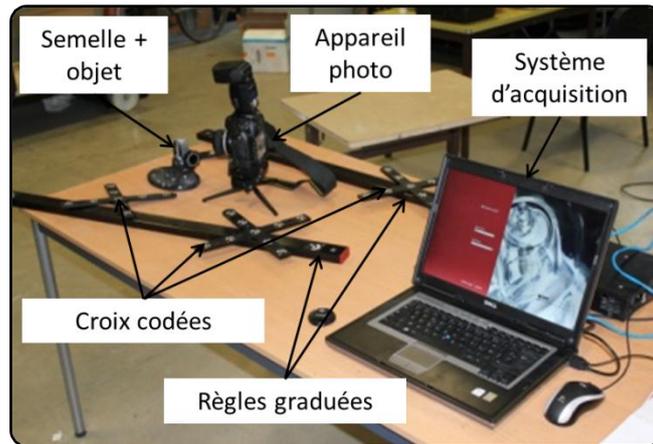


Figure 2-17 : Système Tritop

Le système Atos (caractéristiques techniques : Tableau 2-3) est équipé de la tête Aramis 2D (Figure 2-18) couplée à un algorithme de polygonisation et de post-traitement dénommé Atos. Le fichier de sortie de Tritop permet d'avoir les coordonnées 3D de la semelle. La plaque est maintenue par la semelle. Elle est balayée par un réseau de franges calibrées qui sont déformées par la géométrie de la surface. Une caméra CCD filme cette déformation et grâce à l'algorithme de polygonisation, la facettisation de la pièce est créée. Dans le cas de la construction du maillage de la surface impactée, nous choisissons de ne pas utiliser de filtres pour la polygonisation afin de ne pas perdre d'informations concernant l'indentation résiduelle : elle est de l'ordre de quelques dixièmes.

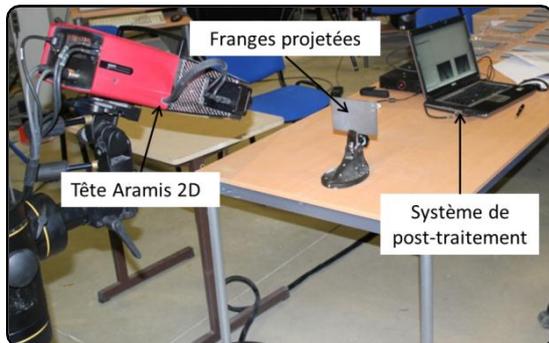


Figure 2-18 : Protocole expérimental – digitalisation de surface

Nombre de points mesurés	160 000
Nombre de triangles	310 000
Temps de mesure (secondes)	1
Objectif utilisé (mm)	500
Zone mesurée (mm ²)	485 x 385
Précision constructeur (mm)	0,02

Tableau 2-3 : Caractéristiques techniques de la tête Aramis 2D

Le post-traitement se fait en quatre étapes (Tableau 2-4).

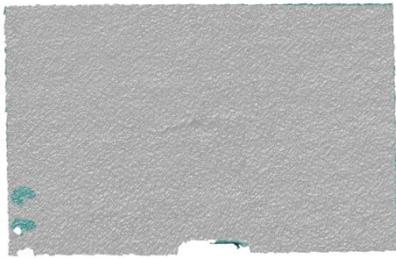
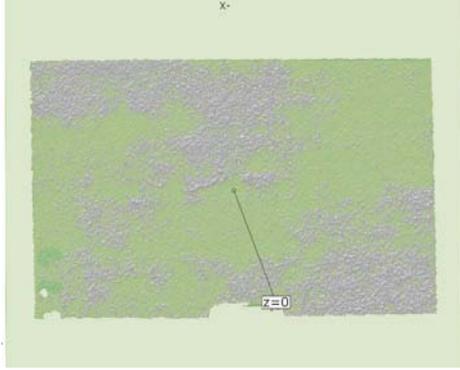
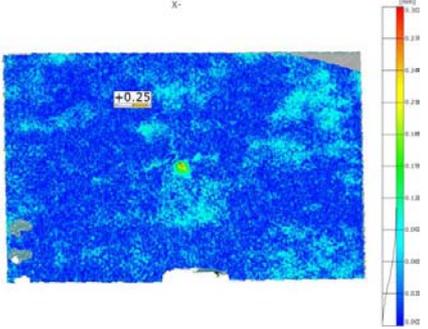
1	Polygonisation	
2	Définition du plan $z = 0$	
3	Calcul des écarts au plan moyen	
4	Cartographie des écarts	

Tableau 2-4 : Traitement des données obtenues par numérisation de surface

Mesure de la zone endommagée par thermographie infrarouge

Dans cette étude, nous avons utilisé la thermographie infrarouge en transmission (Figure 2-19). Les ondes thermiques sont transmises à l'éprouvette grâce à une lampe halogène située à 150 mm de celle-ci (Figure 2-20). Le champ de température à l'intérieur de l'éprouvette est mesuré en surface par la caméra infrarouge FLIR MWIR rétrofitée Titanium. Celle-ci a un plan focal de 320 x 240 pixels et une résolution thermique de 20 mK. La lampe transmet le flux thermique durant 5 secondes. Un film relevant le champ de température projeté à la surface de l'éprouvette est enregistré à une fréquence de 152 Hz. Celui-ci dure 30 s de façon à enregistrer la montée en température (5 s) et le début de descente en température (25 s).

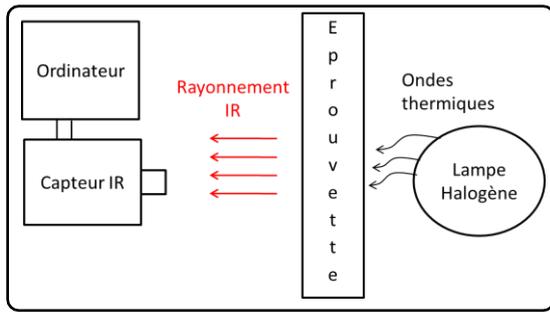


Figure 2-19 : Principe de la thermographie infrarouge

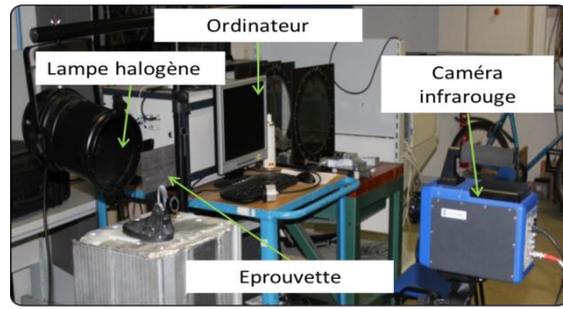


Figure 2-20 : Protocole expérimental – CND par thermographie IR

Le film est post-traité de façon à éliminer le maximum de bruits relatifs à l'environnement dans lequel est faite l'expérience mais aussi de façon à automatiser le calcul de la taille du défaut (non jugement de l'opérateur dans l'analyse) (Tableau 2-5).

1	Redéfinition de la zone à étudier : contour de l'éprouvette	
2	Enregistrement de la moyenne des 10 premières images du film	
3	Soustraction de l'image moyenne initiale la totalité du film	
4	Enregistrement de l'image au point d'inflexion de la montée en température : plus grand défaut observé	
5	Automatisation du calcul du défaut à l'aide du logiciel ImageJ	

Tableau 2-5 : Traitement des données obtenues par CND – thermographie infrarouge

La donnée de sortie principale du logiciel ImageJ est la taille de la zone centrale (défaut induit par l'impact).

2.2.3 Résultats et commentaires

Voici les résultats obtenus lors du contrôle de l'indentation résiduelle par numérisation de la surface par projection de franges et de la taille de la zone endommagée (ZE) par thermographie infrarouge (Tableau 2-6, Figure 2-21 et Figure 2-22).

	Indentation I_r (mm)	ZE (mm ²)
C1-1	0,275	494,7
C1-2	0,275	497,0
C1-3	0,274	493,8
moyenne	0,275	495,2
écart-type	0,001	1,650
C2-1	0,219	449,4
C2-2	0,240	449,4
C2-3	0,251	449,2
moyenne	0,237	449,3
écart-type	0,016	0,115
C3-1	0,309	421,1
C3-2	0,314	419,9
C3-3	0,349	409,2
moyenne	0,324	416,7
écart-type	0,022	6,552

Tableau 2-6 : CND des plaques impactées G926/RTM6 $[[0^\circ/45^\circ]_3]_s$

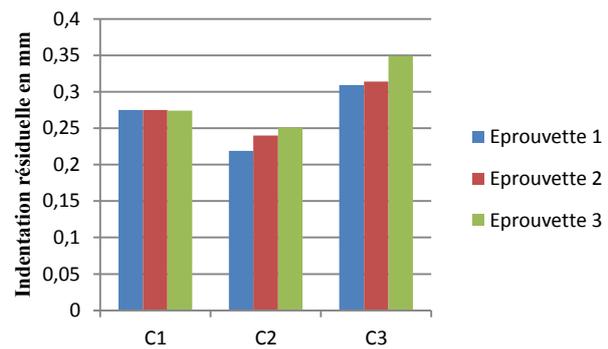


Figure 2-21 : Indentation résiduelle des plaques impactées G926/RTM6 $[[0^\circ/45^\circ]_3]_s$

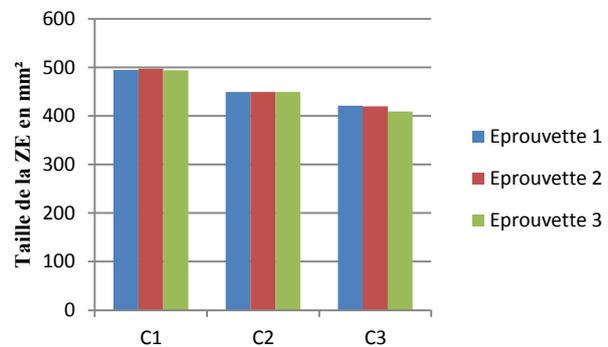


Figure 2-22 : Zone endommagée des plaques impactées G926/RTM6 $[[0^\circ/45^\circ]_3]_s$

Tout d'abord, nous pouvons conclure sur la qualité des méthodes qui nous permettent d'obtenir une représentativité significative. L'écart-type, rapporté sur la moyenne, pour les mesures d'indentation résiduelle et de zone endommagée sont respectivement inférieures à 7% et 1,5%.

En ce qui concerne la profondeur de l'indentation résiduelle, nous constatons qu'elles sont toutes proches de 0,3 mm qui est la limite de détectabilité ou énergie BVID. Nous pouvons

alors considérer que l'énergie utilisée, 25 Joules, est l'énergie à conserver pour le reste de l'étude portant sur la tolérance aux dommages.

A la vue des résultats concernant la taille de la zone endommagée, la tendance est facile à expliquer. Plus la température de transition vitreuse est élevée ($T_{gC1} > T_{gC2} > T_{gC3}$), plus la résine est polymérisée et donc cassante. De plus, ce haut degré de polymérisation (97% pour le cycle 1) induit une rigidité plus importante de l'éprouvette. Ainsi, lors de l'impact, une partie de l'énergie est absorbée par la déformation de la plaque. Plus la rigidité de la plaque est importante, plus cette énergie est faible. Du coup, l'énergie de dégradation due à la propagation d'onde est plus importante et endommage d'autant l'éprouvette. Les écarts sur la taille de la zone endommagée (la référence est le cycle 2) sont de 10,2% entre les 2 premiers cycles et de 7,7% dans le cas des 2 derniers cycles. Le non-chevauchement des écarts-types prouve que les mesures sont différentes et que le cycle de polymérisation a une influence sur la taille de la zone endommagée.

2.3 Essais de reconstruction 3D de la ZE

La méthode utilisée pour les essais de reconstruction 3D est la tomographie à rayons X. Cette partie a pour but de déterminer en trois dimensions les zones endommagées relevées par thermographie infrarouge. Pour ce faire, nous nous sommes intéressés aux éprouvettes C3- α . Le but étant de pouvoir représenter le défaut interne à la structure, nous avons fait le choix d'essayer d'identifier le défaut le plus petit présent dans nos éprouvettes. Nous avons vu précédemment que la taille de défaut la plus faible concerne les éprouvettes du cycle 3.

2.3.1 Protocole expérimental

Les acquisitions des coupes tomographiques ont été réalisées en collaboration avec la société TomoAdour. L'utilisation d'un scanner médical 140 keV (Figure 2-23), de résolution 0,3 mm, adapté à la mesure de pièces industrielles, nous a permis d'effectuer une analyse interne des éprouvettes impactées.

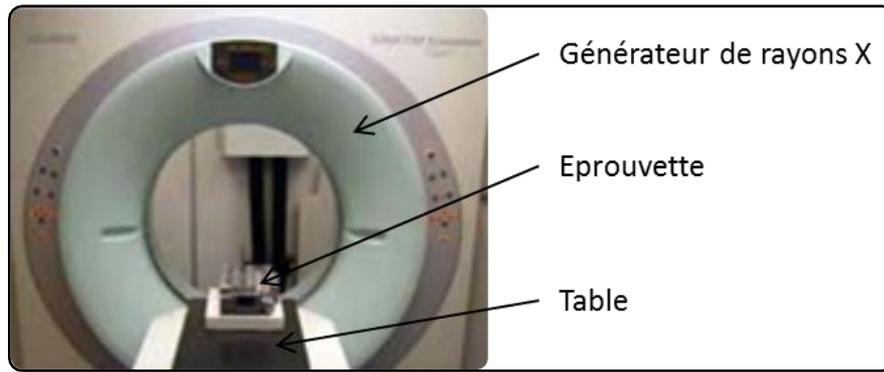


Figure 2-23 : Scanner Médical Siemens 140 keV

La table du scanner sur laquelle sont posées les éprouvettes avance par pas de 0,3 mm. A chaque pas, un faisceau de rayons X traverse les échantillons dans différentes positions : une reconstruction 2D représentant une coupe de la pièce d'épaisseur d'environ 0,3 mm est effectuée pour toutes ces positions. La séquence d'images ainsi obtenue représente les différentes coupes reconstruites sur l'intégralité de l'échantillon. Ces images en niveaux de gris traduisent les différences d'atténuation des rayons X par la structure interne de l'échantillon mesuré en fonction de la densité de la matière. L'échelle de niveaux de gris est définie entre 0 et 1 : lorsque que le défaut est présent, le niveau de gris est de plus en plus fort (proche de 1) (Figure 2-24). L'assemblage des coupes tomographiques permet alors d'obtenir une représentation 3D de l'image finale.

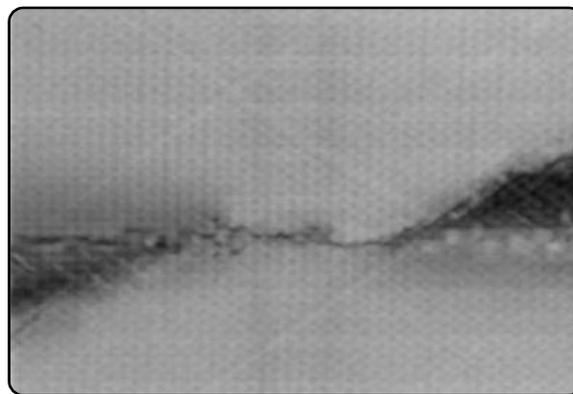


Figure 2-24 : Coupe tomographique en niveau de gris – Evolution de l'endommagement d'impact en fatigue [Garnier 2010]

Deux méthodes de post-traitement sont utilisées. La première méthode consiste à reconstruire directement l'image tomographique dans le logiciel du scanner médical : l'axe de reconstruction est l'axe coronal et une vue 3D de notre éprouvette est réalisée. Un post-traitement sur ImageJ nous permet d'obtenir les mesures souhaitées. La deuxième méthode consiste à post-traiter toutes les coupes tomographiques dans le logiciel de reconstruction

d'image ImageJ. La première méthode, donnant des résultats plus probants, est retenue. Elle permet d'obtenir une taille de défaut maximale (Figure 2-25).



Figure 2-25 : Coupe tomographique du défaut maximal

2.3.2 Résultats et commentaires

Les essais par tomographie nous ont permis de mesurer les défauts suivants (Tableau 2-7) :

Eprouvette	ZE_{thermoIR} (mm ²)	$ZE_{\text{tomographie}}$ (mm ²)
C3-1	421,1	195,4
C3-2	419,9	197,6
C3-3	409,9	194,2
moyenne	416,7	195,7

Tableau 2-7 : Mesures de la ZE par tomographie RX

Dans un premier temps, nous constatons que les images de la zone endommagée, obtenues par tomographie RX, sont légèrement floues. De plus, les contours de celle-ci sont difficilement exploitables directement. L'écart des résultats par rapport à ceux obtenus par thermographie infrarouge sont supérieurs à 50% pour les trois éprouvettes. La décision a alors été prise d'implémenter ces coupes tomographiques dans un logiciel d'analyse volumique appelé MIMICS afin de mieux estimer la taille du défaut. Un aspect intéressant de la tomographie X est qu'elle permet, d'une part de pouvoir visualiser des coupes permettant d'analyser l'intérieur de la matière et d'autre part, de reconstruire la pièce mesurée en 3D via la traduction des niveaux de gris en nuage de points. La version utilisée est MIMICS 14.0 avec l'utilisation du module de maillage à partir du seuillage en densité. Sur l'éprouvette utilisée, nous avons pratiqué un seuillage égal à 0,9, ce qui nous a permis de faire apparaître un nuage de points du contour de la zone endommagée. Ce seuillage a été déterminé sur une précédente étude qui a permis de déterminer le seuillage à partir duquel un défaut d'impact a des contours nets. Pour le post-traitement du maillage, la reconstruction des surfaces de la ZE, et l'extraction de celle-ci, le logiciel utilisé est Geomagic Studio 12. Nous obtenons alors la

représentation de la zone endommagée finale en trois dimensions avec des contours nets (Figure 2-26) :

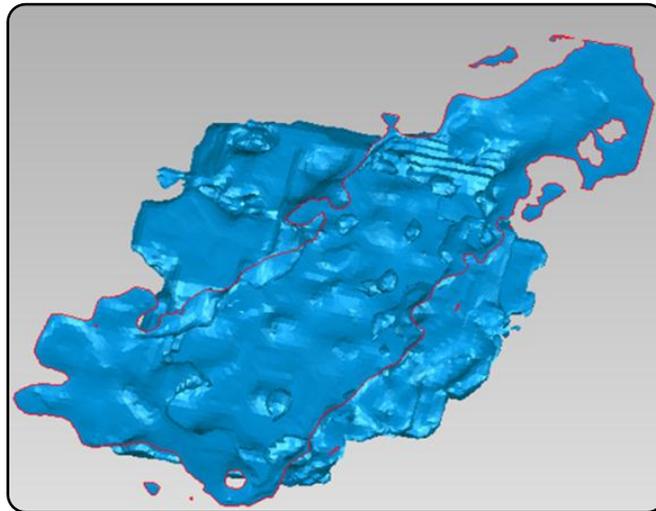


Figure 2-26 : Reconstruction 3D du défaut C3-1

Les valeurs précédentes montrent que la tomographie RX détecte les défauts de manière plus restrictive que la méthode de thermographie IR, ainsi les valeurs dimensionnelles sont plus faibles. Ceci peut être dû à la sensibilité de chaque technique vis-à-vis de la grandeur physique qu'elle mesure. En effet, la thermographie IR est basée sur la collecte des rayons infrarouges émis par la matière, tandis que la tomographie RX traduit en niveau de gris l'absorption des rayons X, en fonction de la densité du matériau traversé. Les délaminages et fissurations transverses créés par la flexion due à l'impact se sont refermés après le retour en position initiale. De ce fait, les deux arêtes de la singularité sont en contact et ne permettent pas d'avoir une atténuation très importante du faisceau de rayons X. La sensibilité spatiale du scanner médical peut être un facteur limitant. Le fait de l'améliorer nous permettrait d'accroître la précision dimensionnelle de détection des zones endommagées et d'identifier les différents types d'endommagement de la zone endommagée.

2.4 Le test de Compression Après Impact (CAI)

2.4.1 Objectif

Ce test a pour objectif d'obtenir la résistance à rupture des éprouvettes impactées. Dès lors, un pourcentage de réduction de la résistance résiduelle après impact peut être déterminé.

Etant donné que ce deuxième chapitre est une première approche du phénomène d'impact sur plaque composite, le nombre d'éprouvettes est limité. Les essais de compression après impact ne sont effectués que sur plaques impactées.

2.4.2 Moyens et procédure d'essais

Protocole expérimental

Le montage CAI (Figure 2-27) comporte un corps, composé lui-même d'une semelle et de deux montants permettant le maintien de l'éprouvette et le non flambement de celle-ci lors de l'essai. La deuxième partie du montage est la partie supérieure qui permet le transfert de charge à la pièce à étudier. Cette partie fixe doit être soigneusement positionnée sur le haut de la pièce de façon à éviter une rotation lors du transfert de charge. Ce système CAI est placé sur une machine de fatigue Instron 1345 d'une capacité de 250 kN en dynamique et de 500 kN en statique (Figure 2-28). Elle est reliée à un contrôleur Instron 8800 qui permet l'asservissement de la commande. La traverse de la machine d'essai effectue un mouvement de translation à une vitesse de 0,5 mm/min. L'essai se poursuit jusqu'à rupture de l'éprouvette impactée. Pour valider l'essai, cette dégradation totale doit avoir lieu au centre de l'éprouvette, au niveau de la zone impactée.

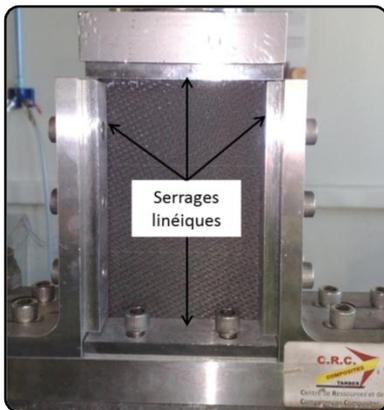


Figure 2-27 : Montage CAI

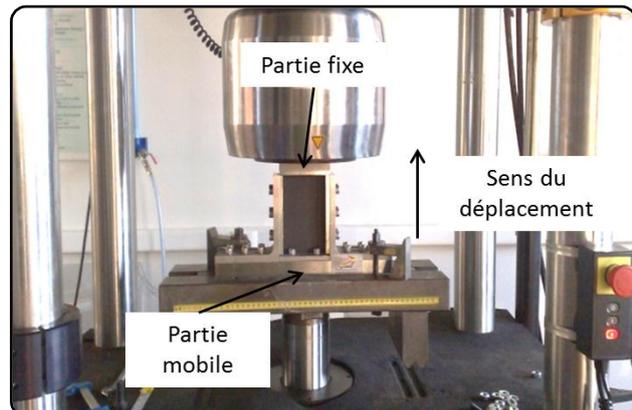


Figure 2-28 : Protocole expérimental – CAI

Obtention des résultats

Les résultats sont post-traités à l'aide d'une routine Matlab. Le calcul des modules élastiques en compression se fait par l'intermédiaire des données mécaniques relevées par la machine d'essai. Ils ne sont pas utilisés directement à cause de la compliance de la machine d'essai. Nous supposons que l'ensemble « montage CAI + machine d'essai » n'a pas une rigidité infinie. Dès lors, les données de déplacement prennent en compte la déformation machine. Cependant, comme tous les essais sont effectués avec le même montage et le même protocole expérimental, nous considérons que le comportement de l'ensemble « montage CAI + machine d'essai » est répétable. Ainsi, un rapport des modules élastiques en compression peut être utilisé en s'affranchissant de la compliance machine.

Les essais de compression après impact n'ont pas été effectués sur plaque saine : le rapport des modules ne sera pas calculé pour ce chapitre.

2.4.3 Résultats et commentaires

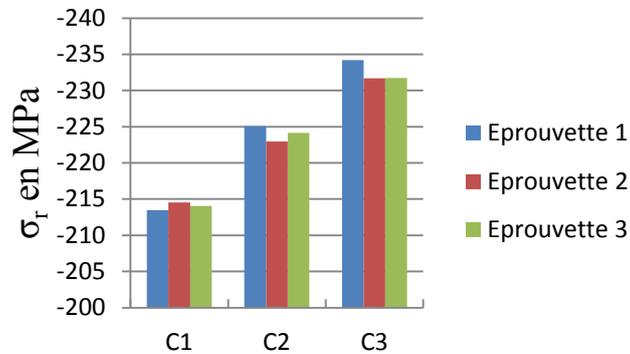


Figure 2-29 : Contraintes à rupture en CAI des plaques impactées

Les résultats de compression après impact (Figure 2-29) montrent qu'il y a 5% d'écart entre les résultats C1 et C2 et de même entre C2 et C3. Ces essais suivent la tendance des résultats précédents concernant la taille de la zone endommagée. Plus le matériau est endommagé, plus on réduit la section réelle de celui-ci et de ce fait, on réduit la résistance résiduelle.

2.5 Conclusions sur les essais d'impact

Voici un tableau récapitulatif des essais précédents (Tableau 2-8) :

	Indentation I_r (mm)	Taille de la ZE (mm ²)	σ_r (MPa)
C1-1	0,275	494,7	-213
C1-2	0,275	497	-215
C1-3	0,274	493,8	-214
Moyenne C1	0,275	495,2	-214
écart-type C1	0,001	1,65	0,52
C2-1	0,219	449,4	-225
C2-2	0,240	449,4	-223
C2-3	0,251	449,2	-224
Moyenne C2	0,237	449,3	-224
écart-type C2	0,016	0,12	1,07
C3-1	0,309	421,1	-234
C3-2	0,314	419,9	-232
C3-3	0,349	409,2	-232
Moyenne C3	0,324	416,7	-233
écart-type C3	0,022	6,55	1,45

Tableau 2-8 : Résultats des essais d'impact sur éprouvettes impactées G926/RTM6 $[[0^\circ/45^\circ]_3]_s$

Nous avons pu voir l'influence du cycle de polymérisation sur la réponse à l'impact des matériaux composites. Les 3 cycles de polymérisation modifient le comportement mécanique après impact des matériaux composites.

- La ZE est moins importante dans le cas du cycle 3 : l'énergie de flexion due à l'impact est plus importante et les énergies restantes dominées par les ondes et l'endommagement sont donc moins importantes ce qui endommage moins la structure
- La résistance à rupture est inversement proportionnelle à la taille de la zone endommagée.

2.6 Modélisation numérique de l'impact

2.6.1 Approches utilisées

Nous avons décidé de suivre deux approches différentes dans le cas de notre étude. Dans un premier temps, nous avons réalisé une approche robuste du phénomène d'impact en utilisant des coques volumiques dégénérées et l'option « séquence d'empilement » (modélisation 1) implémentée dans Abaqus. Dans un deuxième temps, une approche avancée est développée avec l'utilisation de coques volumiques dégénérées et avec la modélisation de chaque pli et de chaque interface (modélisation 2). Dans les 2 modélisations, l'impact est incident à la plaque et se situe au centre de celle-ci.

2.6.2 Données d'entrée du modèle

Dans toute modélisation, nous avons besoin de données qui permettent de décrire le comportement de la structure. Elles peuvent être de différentes origines : matériaux, géométrie, conditions aux limites. Celles-ci sont définies par des essais préalables pour les matériaux, par la configuration d'essai pour la géométrie et les conditions aux limites. Nous allons donc développer ces trois points et les choix qui leur incombent. Ces données sont valables pour les deux modélisations utilisées.

Matériau

Le matériau utilisé est le $[(0/45)_3]_s$ G926/RTM6, (50% de fibre dans les directions chaîne et trame). Le comportement se traduit donc comme un comportement orthotrope et sa matrice de souplesse est réduite à 9 composantes (comportement orthorhombique). Les essais destructifs (traction, compression) et non destructifs (ultrasons) utilisés dans le précédent chapitre nous permettent de déterminer les composantes élastiques d'un matériau orthotrope ainsi que leurs composantes admissibles. Dans cette partie, nous avons choisi l'utilisation d'un critère d'endommagement progressif de type Hashin puisqu'il est implémenté dans le code de calcul Abaqus. Dans ce cas, nous devons spécifier les valeurs admissibles des matériaux (fibres et matrice), sous différentes sollicitations : traction (indice T), compression (indice C) et cisaillement longitudinal et transversal (Tableau 2-9).

Modules élastiques	E_1, E_2	63912 MPa
Coefficient de Poisson	ν_{12}	0,1
Module de cisaillement dans le plan 12	G_{12}	6240 MPa
Module de cisaillement dans les plans 13 et 23	G_{13}, G_{23}	4530 MPa
Résistance en traction	X^T, Y^T	785 MPa
Résistance en compression longitudinale	X^C, Y^C	612 MPa
Résistance en cisaillement longitudinal	S^L	70 MPa
Résistance en cisaillement transverse	S^T	55 MPa

Tableau 2-9 : Données d'entrée matériaux pour le G926/RTM6

Après initiation de l'endommagement, la matrice d'élasticité est créée. La loi d'évolution de l'endommagement est basée sur l'énergie dissipée lors de l'avancée de fissure. Cette loi d'évolution est considérée comme linéaire. Il faut alors calculer des seuils, de type énergétique, qui traduisent l'évolution de l'endommagement. Ils sont approximés de la façon suivante pour la taille de l'élément dans le logiciel Abaqus [DS 2010] :

$$G = L_e \cdot \frac{X^2}{2E} \quad (2.41)$$

où L_e correspond à une longueur caractéristique (dans notre cas, la taille de l'élément), X et E correspondent respectivement à la valeur admissible et au module élastique dans le mode de sollicitation établi. Ces énergies sont calculées en traction et en compression et dans les sens chaîne et trame pour une taille unitaire (Tableau 2-10).

Energie de rupture en traction	G_{ft}, G_{mt}	4820 J/m ²
Energie de rupture en compression	G_{fc}, G_{mc}	2930 J/m ²

Tableau 2-10 : Données de la loi d'évolution de l'endommagement

Les éprouvettes modélisées sont des plaques rectangulaires de 150 x 100 x 4,44 mm³. La séquence d'empilement utilisée est [(0/45)₃]_s. Ces éprouvettes correspondent aux dimensions et à la séquence d'empilement spécifiée dans les standards de l'essai d'impact.

Conditions aux limites

Le dispositif de maintien de l'éprouvette est composé de sauterelles de maintien d'un côté, et d'une fenêtre sur laquelle est posée la plaque de l'autre côté (Figure 2-16). Le maintien par sauterelles permet une légère rotation des extrémités en appui sur le plateau. Nous avons fait le choix, pour éviter d'alourdir le modèle par une instance supplémentaire et les interactions associées (contact entre éprouvette et plateau par exemple), de faire une articulation sur tout le

contour de la plaque. Nous avons donc sur les bords libres, toutes les translations bloquées et toutes les rotations libres, ce qui se traduit en terme de degrés de liberté bloqués par :

$$u_1 = u_2 = u_3 = 0 \quad (2.42)$$

Cette solution semble un bon compromis entre l'encastrement total qui pourrait induire des gradients de contraintes importants au niveau des bords encastres et une modélisation prenant en compte les sauterelles de maintien et le plateau.

2.6.3 Etude de sensibilité

Pour définir une taille de maille assez petite pour converger vers la solution numérique sans qu'elle ne consomme trop de temps de calcul, nous avons recours à une étude de sensibilité. Etant donnée la complexité de la modélisation numéro 2, nous choisissons de faire l'étude de sensibilité sur la modélisation 1 : la taille optimale obtenue des éléments sera alors appliquée aux 2 modélisations. Nous décidons alors de réaliser le calcul avec une taille d'éléments de $10 \times 10 \text{ mm}^2$. Nous choisissons ensuite de réduire la taille de l'élément α de la façon suivante : 7,5 mm ; 6,25 mm ; 5 mm ; 3,75 mm ; 2,5 mm et 1 mm. Les caractéristiques du modèle et le temps CPU sont modifiés (Tableau 2-11).

Taille de maille α (mm)	10	7,5	6,25	5	3,75	2,5	1
Nombres d'éléments	160	280	384	600	1080	2400	15000
Nombre de variables	1128	1896	2556	3912	6648	15012	91512
Nombre de domaines	2	2	2	2	2	2	2
Temps CPU (s)	8,5	16,8	24,4	42,6	90,2	1121,8	5844,4

Tableau 2-11 : Propriétés des modèles de sensibilité

Pour finir, nous traçons les évolutions de la déflexion maximale de la plaque $d(\alpha)$ en fonction du temps et de la taille de l'élément (Figure 2-30) et en fonction de la taille seule de l'élément (Figure 2-31).

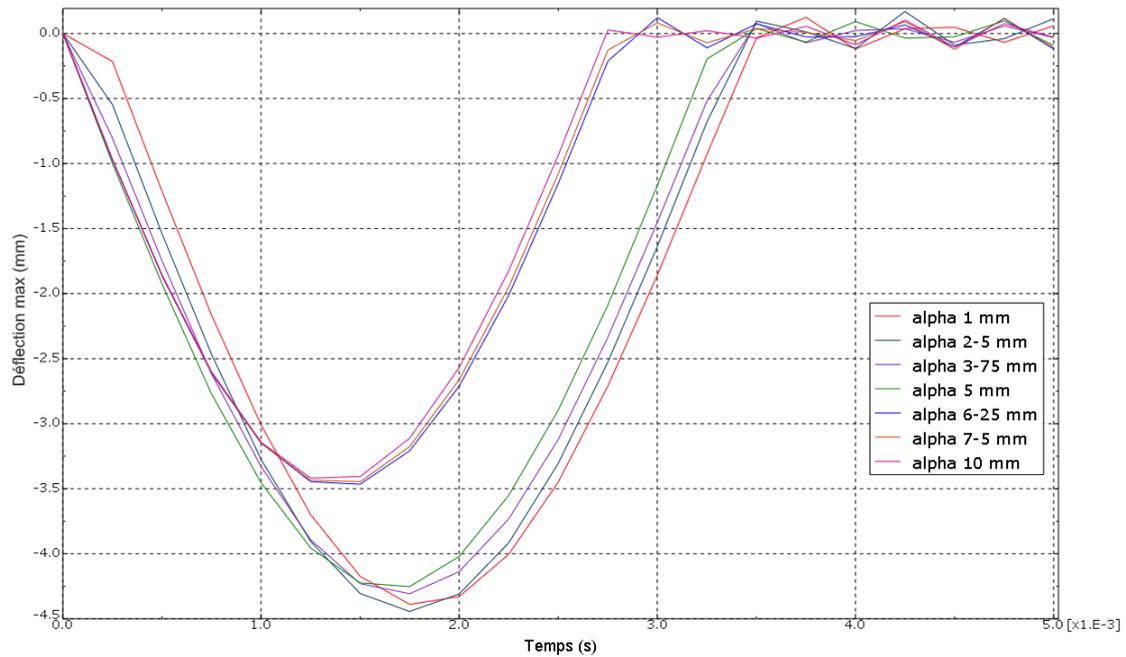


Figure 2-30 : Déflexion maximale en fonction du temps et de la taille d'élément

Le seul paramètre modifié est la taille de l'élément. Nous constatons que sa réduction influe sur la valeur de la déflexion maximale mais aussi sur le temps mis par la plaque pour l'atteindre ($1,5 \cdot 10^{-3}$ secondes pour $\alpha > 5$ mm contre $1,75 \cdot 10^{-3}$ secondes pour $\alpha \leq 5$ mm). De plus, le temps de retour à la position varie dans le même ordre (Figure 2-30).

Afin d'identifier alors la taille optimale des éléments, nous pouvons tracer l'évolution de la déflexion maximale par rapport à la taille des éléments (Figure 2-31).

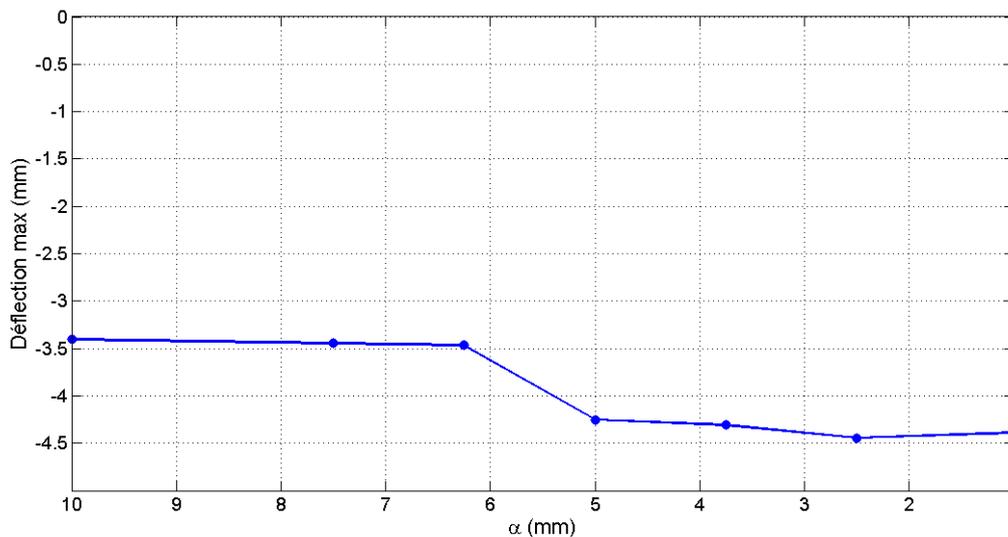


Figure 2-31 : Déflexion maximale en fonction de la taille maximale de l'élément

Nous constatons aussi que l'étude de sensibilité fait ressortir l'accroissement de la flèche avec la diminution de la taille des éléments. Pour une taille d'élément inférieure ou égale à 5 mm, nous avons une flèche plus importante avec stabilisation de celle-ci (4,3% d'écart entre

$\alpha=5$ mm et $\alpha=2,5$ mm). Avec des éléments inférieurs à 2,5 mm, nous avons une très légère remontée de la flèche (1,2%). Nous pouvons alors dire que la flèche a convergé pour une valeur d'élément de 5×5 mm² : cette taille d'éléments est recommandée pour la suite des travaux.

2.6.4 Modélisations

2.6.4.1 Modélisation 1

Le processus d'impact est un processus non linéaire. Nous avons donc choisi l'utilisation d'une formulation de type explicite. Dans cette première modélisation, la plaque est modélisée par une coque volumique déformable, de type coque conventionnelle, à laquelle nous appliquons des éléments de type coques solides dégénérées sous-intégrés SC8R avec contrôle de l'énergie d'hourglass². La taille des éléments est celle déterminée par l'étude de sensibilité.

L'impacteur est modélisé par un volume rigide discret ce qui lui définit une rigidité infinie. Une masse additionnelle de 3 kg est appliquée en son point de référence et nous lui appliquons une vitesse initiale de $4,08$ m.s⁻¹, de façon à être au plus proche des conditions expérimentales (énergie d'impact : 25 J).

2.6.4.2 Modélisation 2

Dans cette deuxième modélisation, nous adoptons aussi une formulation de type explicite. Comme cette modélisation est une modélisation avancée, nous modélisons tous les plis indépendamment et attribuons aux interfaces des plis des éléments de type surface cohésive d'épaisseur nulle. Cette modélisation nous permet donc de modéliser le comportement dans les plis mais aussi dans les interfaces. Nous pouvons alors faire apparaître des endommagements relatifs aux phénomènes de fissurations intralaminaires, de décohésions, de ruptures de fibres (phénomènes ayant lieu dans le pli) mais aussi de délaminage (phénomène ayant lieu à l'interface).

La création du modèle est différente de la philosophie habituellement utilisée avec Abaqus. Au lieu de nous baser sur la géométrie de la plaque, nous utilisons un maillage orphelin (maillage indépendant de toute géométrie) comme point de départ. Celui-ci est décalé de l'épaisseur du pli afin de créer le premier pli. Nous faisons un deuxième décalage d'épaisseur

² Energie d'hourglass : énergie artificielle destinée à contrer les modes de déformations à énergie nulle

nulle afin de créer une surface cohésive. Nous réitérons ces deux étapes jusqu'à définition totale du stratifié (Figure 2-32). De façon à lier les plis et les interfaces, et à éviter les interpénétrations de plis, nous appliquons à l'ensemble du stratifié une condition de contact par rapport à lui-même. Les plis sont ensuite caractérisés par un comportement de type coque continue, ayant les propriétés définies précédemment, et pour affectation des éléments de type coques solides dégénérées SC8R avec contrôle de l'énergie d'hourglass.

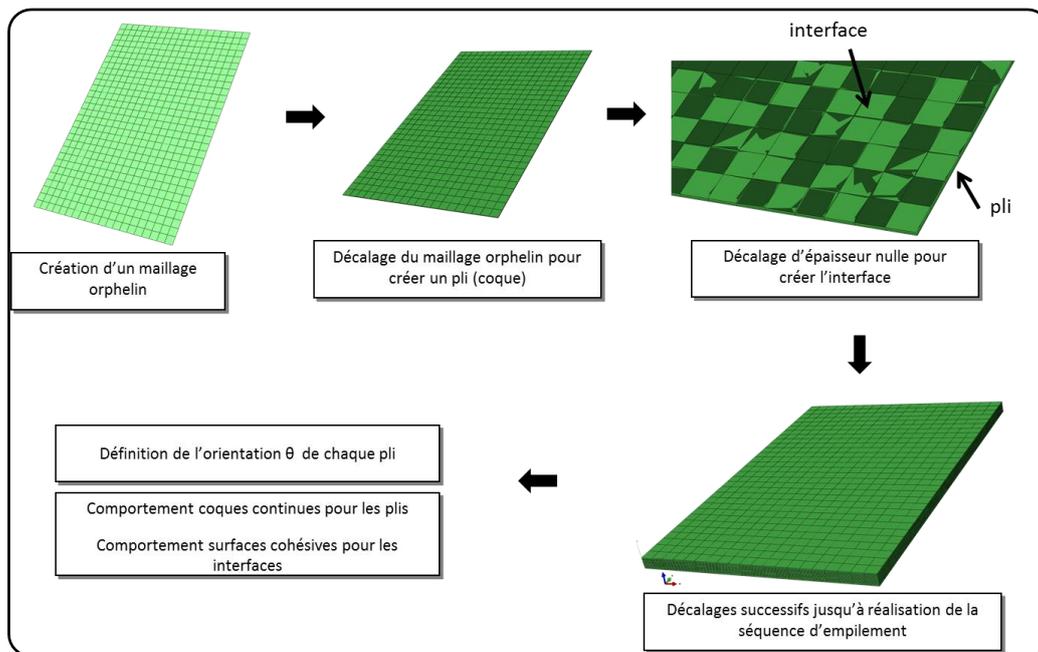


Figure 2-32 : Méthode de création du modèle par maillage orphelin

En ce qui concerne les surfaces cohésives, nous leur affectons des éléments de type cohésif COH3D8. Le matériau d'interface doit représenter le comportement de la résine polymérisée. Nous avons fait le choix de la modéliser par l'intermédiaire d'un matériau de type élastique avec une loi d'endommagement, pour l'initiation, de type traction-séparation en s'appuyant sur le critère quadratique en contraintes [DS 2010]. Ce critère est basé sur un critère de cisaillement interlaminaire auquel est ajoutée la traction hors plan. Pour la propagation, nous nous basons sur le critère énergétique de Benzeggagh-Kenane [Benzeggagh 1996].

Nous devons donc ajouter dans le modèle les données d'entrée de ce matériau. Pour les admissibles en traction hors plan, et dans les deux directions du pli, nous prenons les valeurs données par Hexcel composites pour la résine RTM6 [Hexcel 2011a]. Pour les données d'entrée du critère énergétique de Benzeggagh-Kenane [Benzeggagh 1996], nous nous basons sur les travaux de Trabelsi [Trabelsi 2010]. Cependant, en ce qui concerne les propriétés élastiques de la loi de traction-séparation, nous devons calculer le tenseur $[K]$ à partir du tenseur des déformations $\{\varepsilon\}$ et du tenseur des contraintes en traction $\{t\}$.

$$\begin{aligned} \{t\} &= [K]\{\varepsilon\} \\ \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} &= \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ & K_{ss} & K_{st} \\ sym. & & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad (2.43)$$

Les trois composantes de $\{t\}$ sont t_n , composante normale, t_s et t_t , composantes de cisaillement dans les deux directions du plan (Figure 2-33).

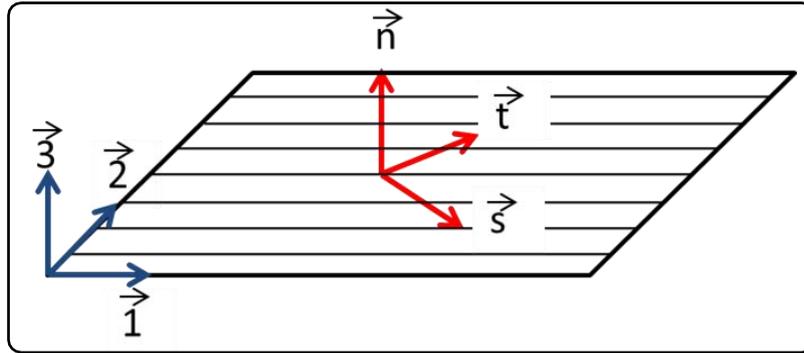


Figure 2-33 : Orientation pour la loi de traction-séparation

Les composantes du vecteur déformation peuvent être calculées à partir des composantes du vecteur déplacement $\{\delta\}$ et de l'épaisseur initiale de la surface cohésive T_0 .

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} = \frac{1}{T_0} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} \quad (2.44)$$

Dans le cas de notre étude, une surface cohésive d'épaisseur nulle est considérée dans le calcul numérique comme une surface d'épaisseur unitaire. De ce fait, le tenseur des déplacements et des déformations est similaire. Il faut alors définir le tenseur des composantes de rigidité $[K]$ par l'intermédiaire du tenseur de rigidité de la loi de traction-séparation $[C^{ts}]$. Celui-ci est l'inverse du tenseur de rigidité dans le plan $[C]$.

$$[C^{ts}] = [C]^{-1} \quad (2.45)$$

En s'appuyant sur les données mécaniques obtenues par la caractérisation par ultrasons, nous obtenons l'expression de $[C^{ts}]$.

$$[C^{ts}] = \begin{bmatrix} 68546 & 4490 & 2218 & 0 & 0 & 0 \\ & 68546 & 2218 & 0 & 0 & 0 \\ & & 12265 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 4530 & 0 & 0 \\ & & & & 4530 & 0 \\ \text{Sym.} & & & & & 6240 \end{bmatrix}_{[MPa]} \quad (2.46)$$

Comme la loi de traction-séparation permet de donner une rigidité hors plan, et qu'aucun couplage n'a lieu entre la traction hors plan et le cisaillement hors plan, le tenseur $[K]$ est diagonal. Ses composantes correspondent alors aux modules de traction hors plan et aux deux modules de cisaillement hors plan. On a alors :

$$[K] = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 & 0 \\ & K_{ss} & 0 \\ \text{Sym.} & & 0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{33}^{ts} & 0 & 0 \\ & C_{13}^{ts} & 0 \\ \text{Sym.} & & C_{23}^{ts} \end{bmatrix} \quad (2.47)$$

$$[K] = \begin{bmatrix} 12265 & 0 & 0 \\ & 4530 & 0 \\ \text{Sym.} & & 4530 \end{bmatrix}_{[MPa]}$$

Nous avons donc les caractéristiques suivantes pour le matériau d'interface cohésive (Tableau 2-12) :

Rigidité hors plan	K_{nn}	12265 MPa
Rigidité en cisaillement	K_{ss}, K_{tt}	4530 MPa
Densité	d	1,3
Résistance en traction hors plan		75 MPa
Résistance en cisaillement		50 MPa
Energie de rupture mode I	G_I^c	1600 J/m ²
Energie de rupture en cisaillement	G_{II}^c	800 J/m ²
Coefficient du modèle de Benzeggagh-Kenane	η	1,3

Tableau 2-12 : Données d'entrée des surfaces cohésives

2.6.5 Résultats

Le post-traitement des résultats se fait dans l'optique de pouvoir comparer la taille de la zone endommagée numérique avec celle obtenue expérimentalement.

2.6.5.1 Modélisation 1

Comportement global

Nous traçons tout d'abord les courbes de la force d'impact et de la flèche au cours du temps (Figure 2-34).

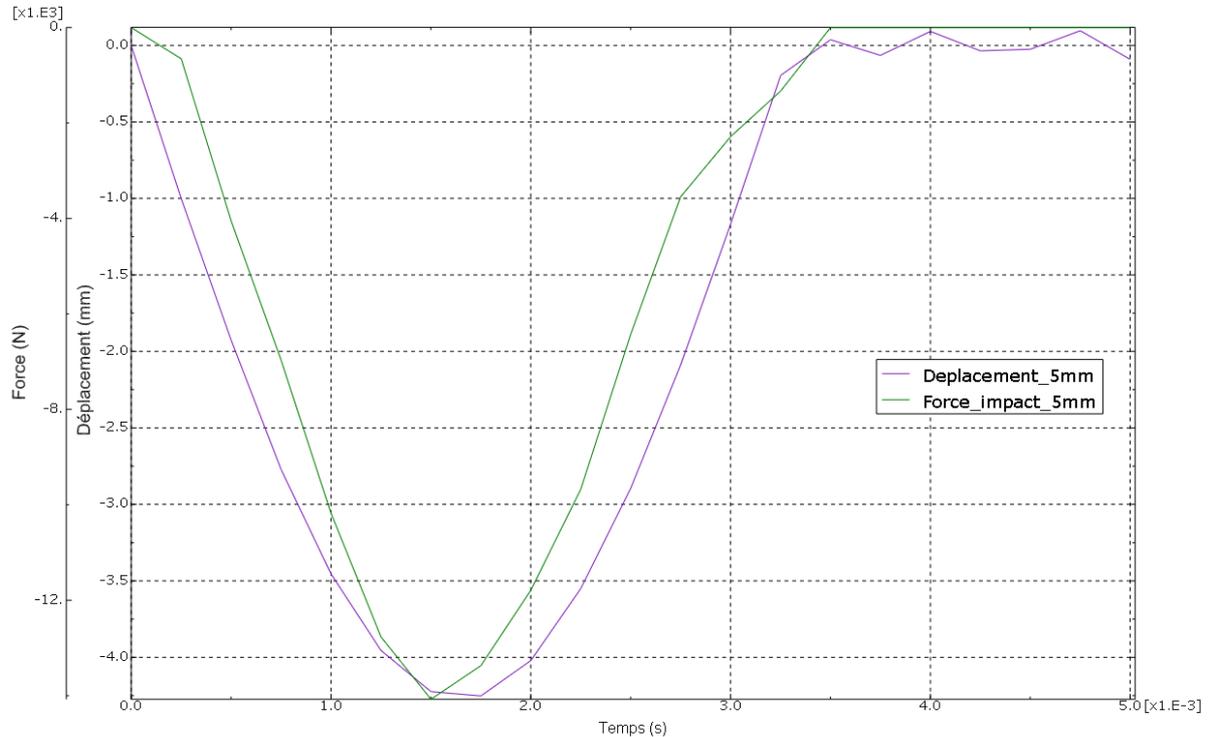


Figure 2-34 : Evolution de la force d'impact et du déplacement – modélisation 1

Nous constatons que la force et la déflexion au centre de la plaque suivent la même tendance. L'énergie cinétique de l'impacteur permet de faire fléchir la plaque. De ce fait, la force d'impact augmente jusqu'à la perte totale de la vitesse du projectile. Dès lors, il n'a plus d'énergie pouvant déformer la plaque. C'est alors au tour de la plaque de revenir en position initiale. Pendant ce retour élastique de la plaque, ce n'est plus l'impacteur qui agit sur la plaque mais l'inverse. La tendance se confirme avec la chute de la force d'impact tout au long du retour en position initiale.

Nous traçons ensuite les énergies (énergie totale (ETOTAL), énergie cinétique (ALLKE), énergie de déformation (ALLSE), énergie interne (ALLIE), énergie d'endommagement (ALLDMD) et énergie artificielle (ALLAE)) en fonction du temps de façon à confirmer la théorie de conservation d'énergie dans le système (Figure 2-35). Puis nous nous intéressons plus particulièrement aux énergies de déformation dans la structure et d'endommagement.

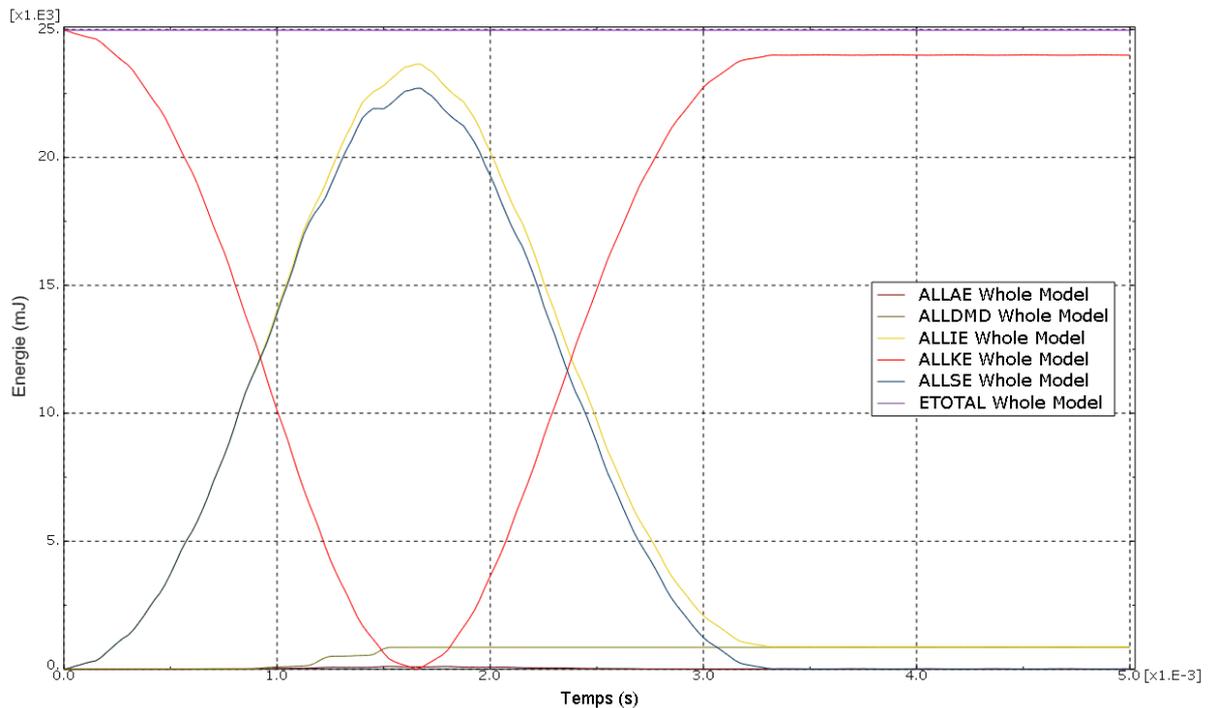


Figure 2-35 : Energies de la modélisation 1

L'énergie totale (ETOTAL) est quasi-constante tout au long du calcul et correspond à l'énergie d'impact souhaitée (25 Joules). De plus, quand nous additionnons l'énergie cinétique (ALLKE) et l'énergie interne (ALLIE), nous retrouvons l'énergie totale, tout au long de l'essai : il y a conservation d'énergie. Nous constatons aussi que l'énergie de déformation (ALLSE) augmente exactement comme l'énergie interne (ALLIE) jusqu'à 0,9 ms. Or, à partir de ce moment, l'énergie d'endommagement (ALLDMD) apparaît. Nous commençons donc à endommager la structure. Pour confirmer l'hypothèse de conservation d'énergie, nous constatons aussi que l'énergie interne de la structure est la somme de l'énergie de déformation et de l'énergie de dissipation de l'endommagement. Pour s'assurer qu'aucun problème numérique n'ait eu lieu, nous choisissons de vérifier l'évolution de l'énergie artificielle, ou énergie d'Hourglass (ALLAE). Nous constatons qu'elle est négligeable tout au long de l'essai. La modélisation est alors tout à fait valable et remplit parfaitement le critère de conservation d'énergie.

Nous étudions alors plus particulièrement trois types d'énergie : l'énergie interne (ALLIE), l'énergie de déformation (ALLSE) et l'énergie d'endommagement (Figure 2-36). Nous observons que les énergies interne et de déformation croissent de façon similaire jusqu'à environ 1 ms. A partir de ce moment, il y a séparation des deux énergies (léger palier sur la courbe d'énergie de déformation) qui est en relation avec l'apparition de la courbe de

l'énergie d'endommagement. Lorsque cette dernière s'est stabilisée, les courbes d'énergie interne et de déformation reprennent une croissance similaire et ce, jusqu'à $t=1,25$ ms. Un palier apparaît sur la courbe ALLSE qui accroît la différence entre elle et la courbe d'énergie interne. Ce palier correspond aussi à un accroissement de l'énergie d'endommagement. A chaque augmentation de la différence entre l'énergie interne et l'énergie de déformation, il y a un accroissement de l'endommagement.

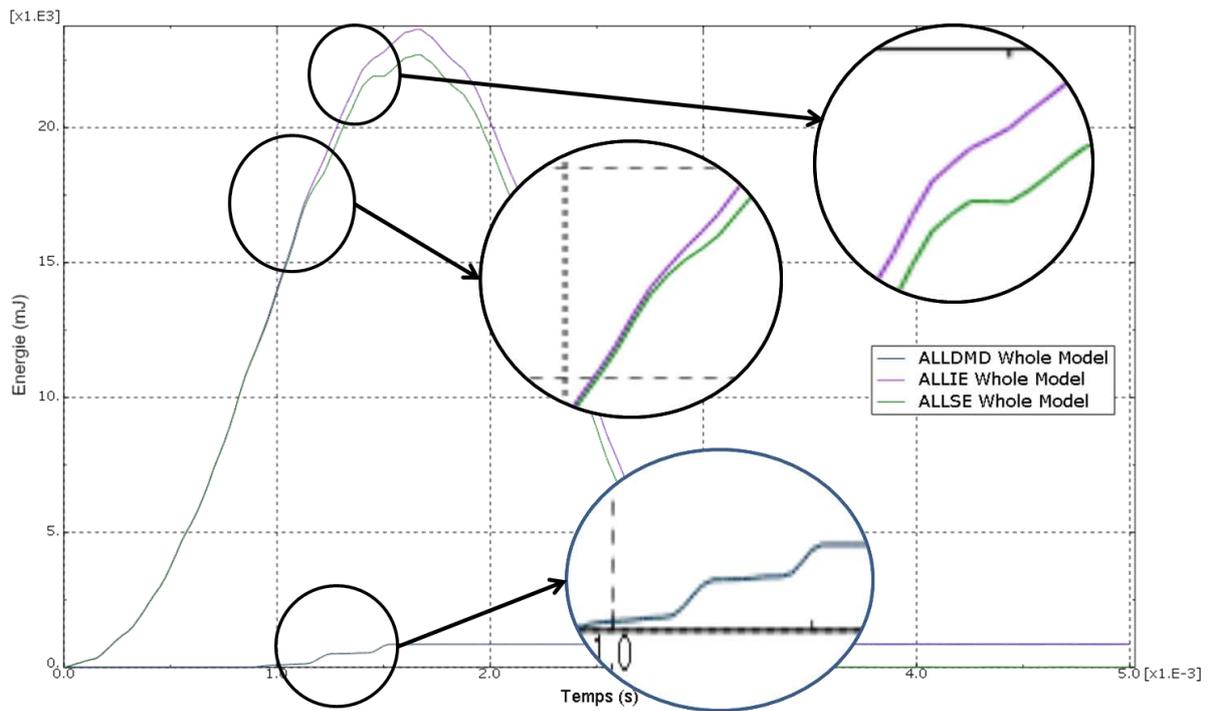


Figure 2-36 : ALLIE-ALLKE-ALLDMD - modélisation 1

Zone endommagée

Dans cette partie, nous nous intéressons à l'endommagement créé durant l'impact. En utilisant l'option enveloppe, nous faisons apparaître l'élément du pli ayant le critère le plus élevé. De ce fait, nous faisons apparaître tous les éléments érodés d'un critère, quelle que soit sa position dans l'épaisseur, de façon à établir la taille et la forme de la zone endommagée (Figure 2-37).

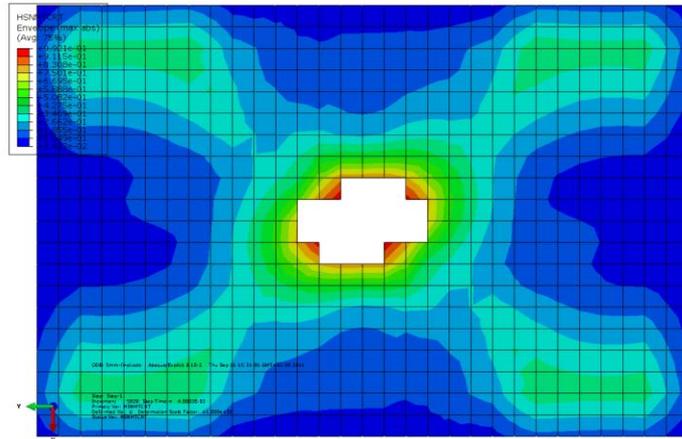
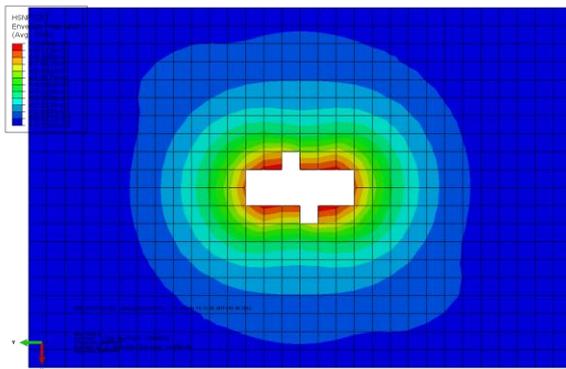
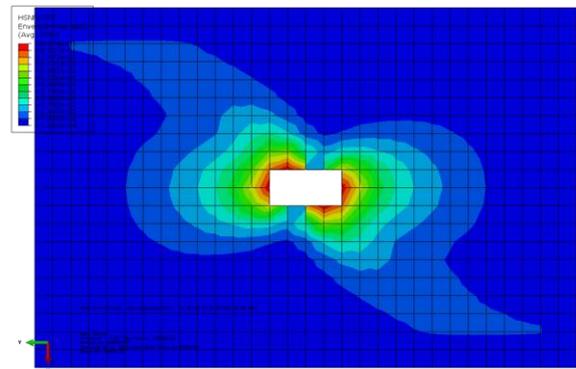


Figure 2-37 : Endommagement maximum du stratifié

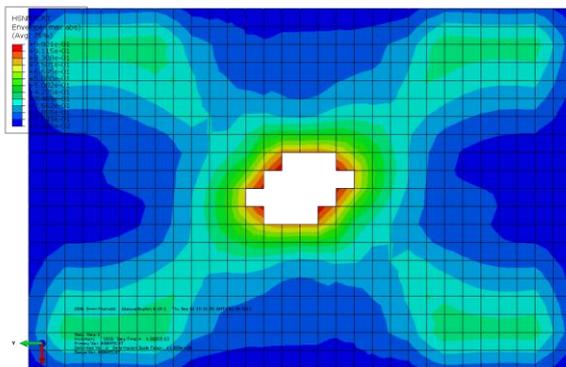
Comme cette modélisation ne prend en compte que l'endommagement dans le pli, nous faisons apparaître les différents critères de Hashin pour définir quel type d'endommagement dans le pli est le plus sévère (Figure 2-38).



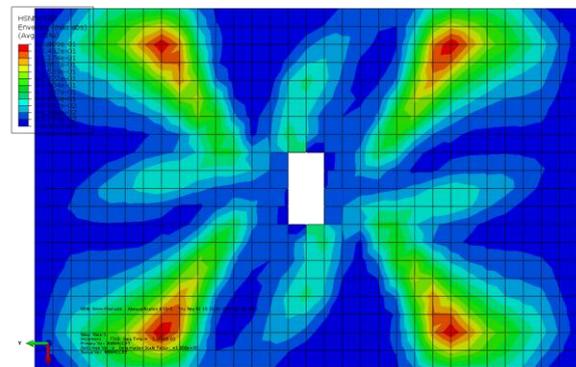
a) fibres en traction



b) fibres en compression



c) matrice en traction



d) matrice en compression

Figure 2-38 : Critères d'endommagement dans le stratifié

L'endommagement de la matrice en traction est le type de dommage prépondérant dans le phénomène d'endommagement par impact faible énergie. Cette donnée s'explique par le fait que les plis inférieurs de l'éprouvette sont les plus sollicités lors de la flèche de celle-ci. La résine, servant de liant entre les fibres et ayant des caractéristiques mécaniques plus faibles se

trouve plus sollicitée : il y a donc création de la fissuration matricielle. Nous traçons l'évolution du critère de Hashin pour la résine en traction en fonction du temps et en superposition à la courbe de l'énergie d'endommagement (Figure 2-39).

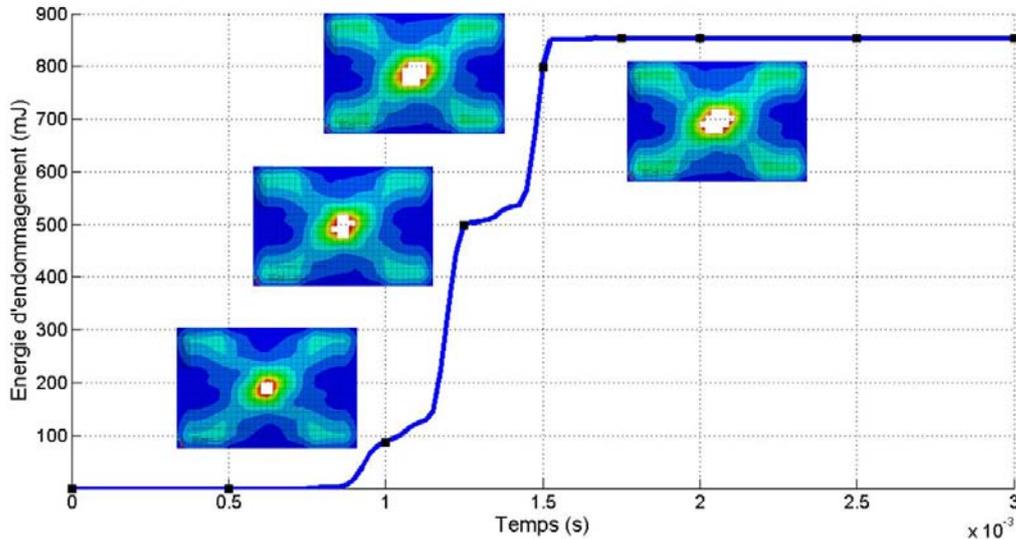


Figure 2-39 : Evolution de l'énergie d'endommagement ALLDMD

Nous constatons alors que la zone endommagée en terme de fissuration matricielle évolue avec l'énergie d'endommagement.

De plus, en comparant l'évolution des quatre critères de Hashin au cours du temps, nous nous apercevons que c'est la fissuration matricielle qui apparaît en premier. La résine a donc un caractère dimensionnant lors du phénomène d'impact. Nous relevons le nombre d'éléments érodés dans l'image du défaut maximum (Figure 2-37) qui est au nombre de 18. La surface maximale du défaut projeté en surface est alors de 450 mm².

2.6.5.2 Modélisation 2

Comportement global

Comme précédemment, nous nous intéressons au comportement global de la structure en terme de force et de déplacement (Figure 2-40) mais aussi en terme de conservation de l'énergie (Figure 2-41). En ce qui concerne la force et le déplacement, nous constatons d'une part que nous avons un déplacement progressif jusqu'à un minimum global (-5,1 mm). A ce minimum, nous constatons la valeur minimale de la force (-11,1 kN). Le comportement paraît donc cohérent : la force diminue jusqu'à la déformation maximale de la plaque. La plaque tend alors à revenir à sa position initiale et c'est alors elle qui agit sur le projectile : la force d'impact augmente pour devenir nulle après retour total de la plaque. Nous constatons aussi que la force d'impact évolue en dent de scie. Cela peut s'expliquer en comparant l'évolution

de celle-ci avec l'évolution des énergies cinétique, d'endommagement, et interne, ce que nous ferons dans la partie zone endommagée.

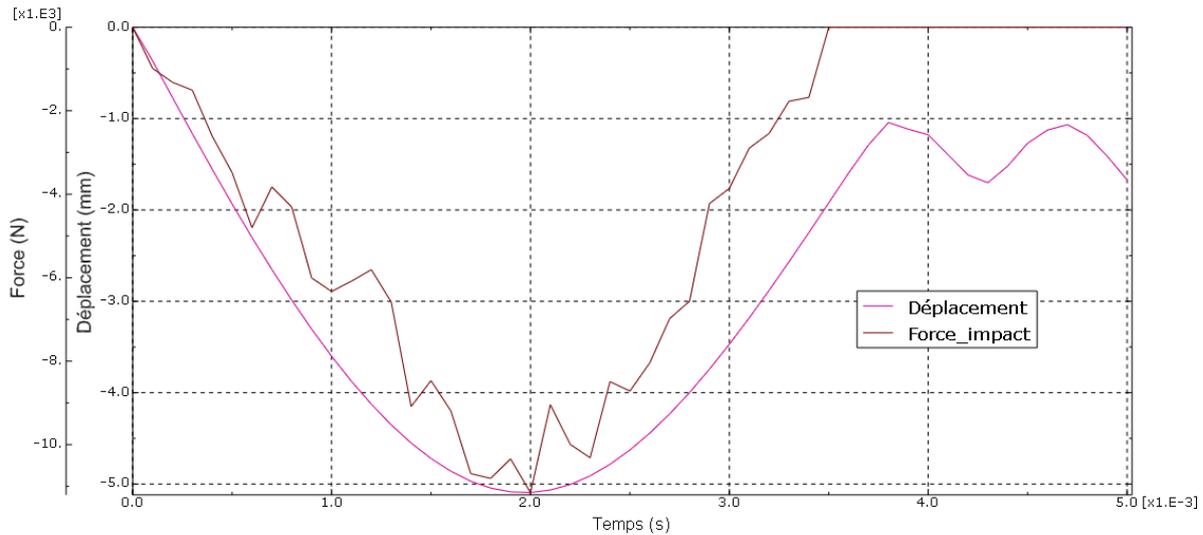


Figure 2-40 : Evolution de la force d'impact et du déplacement – modélisation 2

Pour confirmer le bon comportement du modèle par l'étude énergétique, nous traçons les mêmes énergies (Figure 2-41) que pour la modélisation 1.

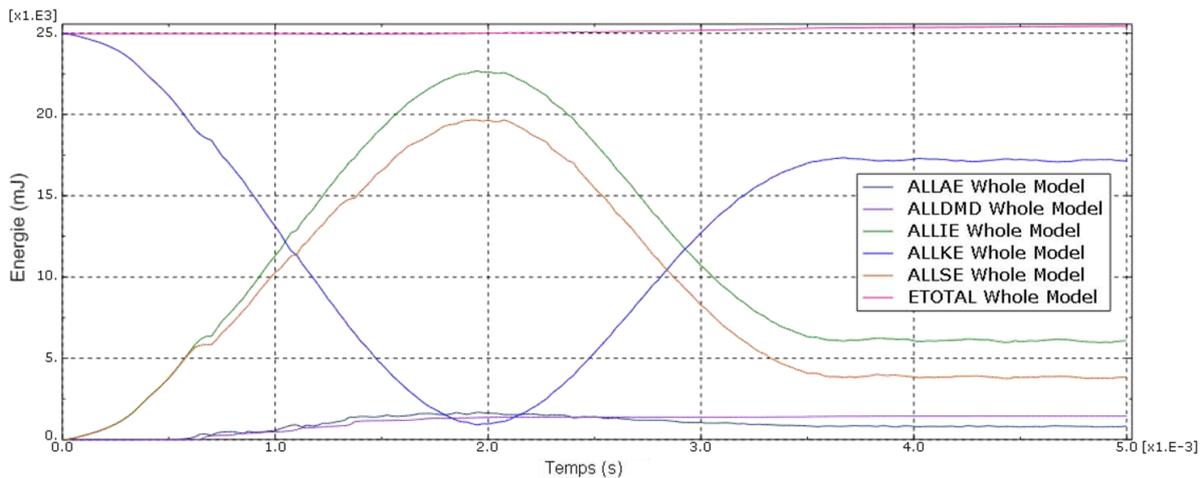


Figure 2-41 : Energies de la modélisation 2

Nous constatons, dans un premier temps que l'énergie totale (ETOTAL) est égale à la somme des énergies internes (ALLIE) et cinétique (ALLKE) : il y a bien conservation d'énergie.

De plus, nous constatons que l'énergie totale est quasi-stable tout au long du calcul : 25 Joules au début et 25,4 Joules à la fin. Il y a un léger accroissement de celle-ci qui peut être dû à l'injection de l'énergie d'hourglass (ALLAE). Cependant, la valeur de cette dernière est très faible (0,8 J). Celle-ci ne prend part à l'énergie interne maximale (22,6 Joules) que pour 4 %. La limite que nous nous étions fixés était de 10 % pour considérer le modèle acceptable. Nous pouvons aussi confirmer les données « force et déplacement » en les comparant aux énergies interne (ALLIE) et de déformation (ALLDMD). Il y a accroissement des énergies jusqu'à un

maximum global. Le temps consommé pour atteindre le maximum en énergie et le temps pour atteindre le maximum en déplacement est le même (0,2 ms).

Zone endommagée

Dans cette partie, nous ne présentons que le type d'endommagement le plus pénalisant. En comparant les endommagements de type Hashin et l'endommagement dans les interfaces cohésives, nous nous apercevons que l'endommagement critique est celui dans les interfaces. Cette tendance se confirme en traçant les énergies d'endommagement dans les plis, dans les interfaces et l'énergie d'endommagement totale (Figure 2-42).

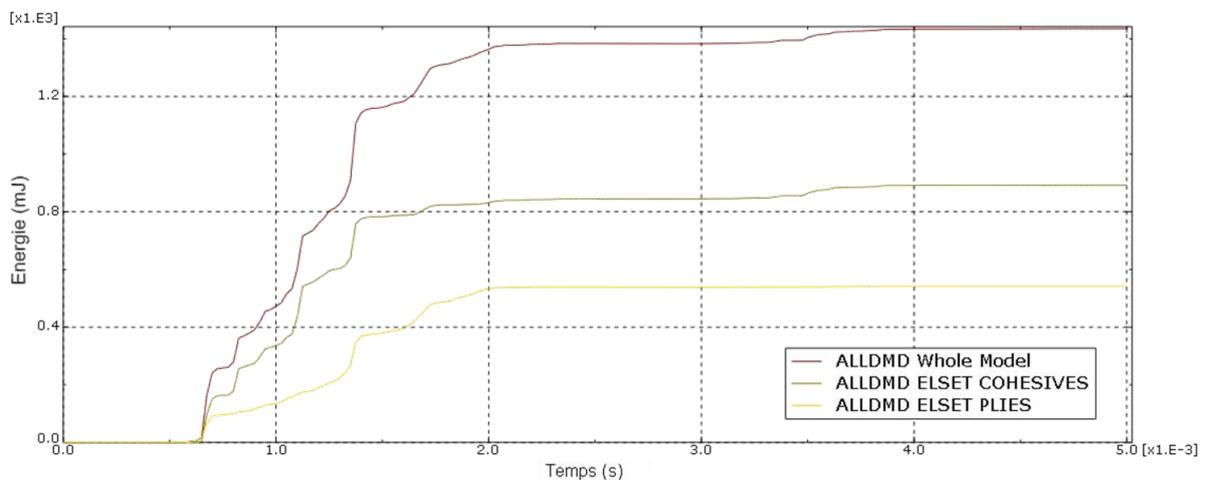


Figure 2-42 : Energie d'endommagement – Modélisation 2

Nous constatons que le début de l'endommagement affecte les plis et les interfaces. Cependant, les interfaces (éléments cohésifs) sont endommagées de manière plus significative. Au fur et à mesure de l'impact, il y a progression de l'endommagement dans les interfaces jusqu'à 2 ms, qui correspond au déplacement maximal de la plaque. Lors de la flexion de la plaque, les déformations dans les plis consécutifs sont différentes du fait de l'orientation des plis, et de ce fait un gradient de contraintes est généré à l'interface. Ce gradient de contraintes engendre du cisaillement dans les interfaces, qui ont, de plus, des valeurs admissibles plus faibles que celles des plis : elles s'endommagent donc les premières. Lorsqu'il y a érosion des premiers éléments d'interface, les éléments suivants doivent reprendre leur charge et il y a donc accroissement de l'endommagement de l'interface. Nous constatons aussi que les éléments cohésifs s'endommagent dans la phase de retour élastique : un saut dans leur énergie d'endommagement est constaté à 3,5 ms. Nous nous intéressons ensuite à l'évolution de la projection de la zone endommagée en surface tout au long de l'essai (Figure 2-43).

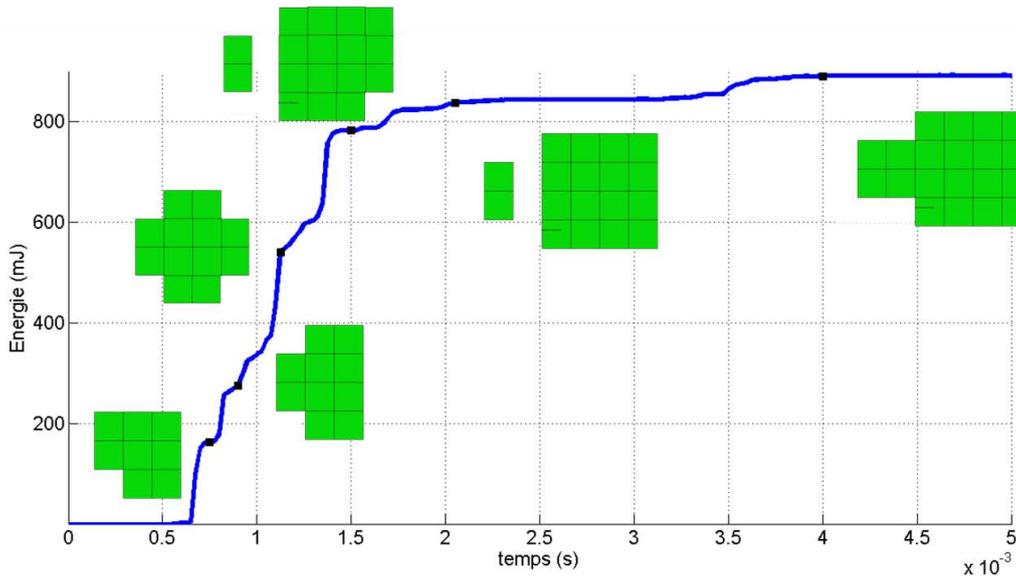


Figure 2-43 : Evolution de la zone endommagée – modélisation 2

Le début de l'endommagement a lieu à 0,6 ms avec une zone endommagée projetée en surface de l'ordre de 200 mm² (8 éléments). Cette apparition de l'endommagement correspond aussi à une remontée dans l'effort (Figure 2-40). Lors de l'érosion des éléments cohésifs, il y a diminution de la rigidité des interfaces et nous avons alors une diminution de la valeur absolue de la force d'impact. Cette tendance se confirme pour chaque augmentation de l'énergie d'endommagement. De façon globale, la forme de la zone endommagée projetée en surface est relativement similaire dans les deux directions principales. A 1,1 ms, la projection de la zone endommagée est parfaitement symétrique. Cela peut s'expliquer d'une part, par l'utilisation d'un tissu équilibré qui permet de répartir le champ de contraintes, dans les deux directions de chaque pli, de façon identique. D'autre part, la séquence d'empilement ayant une symétrie miroir et une différence d'angle des plis consécutifs similaire pour tout l'empilement, les contraintes de cisaillement dans les interfaces sont donc qualitativement réparties de façon similaire. A la fin de la simulation, la forme globale de la zone endommagée dans les interfaces est légèrement dissymétrique. On peut expliquer cette tendance par un phénomène ondulatoire. Les ondes produites par l'impact se propagent de façon différente dans les interfaces érodées. Si l'érosion d'un élément cohésif se fait légèrement avant son symétrique par rapport aux axes du plan, la propagation et le retour de ces ondes peut provoquer cette dissymétrie.

En ce qui concerne la forme globale en 3 dimensions de la zone endommagée (seulement pour les surfaces cohésives), nous retrouvons une forme ressemblant approximativement à une pyramide à base rectangulaire (Figure 2-44). Du fait de l'utilisation d'éléments quadrilatères,

la base de la pyramide ne peut être que rectangulaire. Si la forme des éléments nous permettait une forme circulaire, nous pourrions approximer le cône d'endommagement.

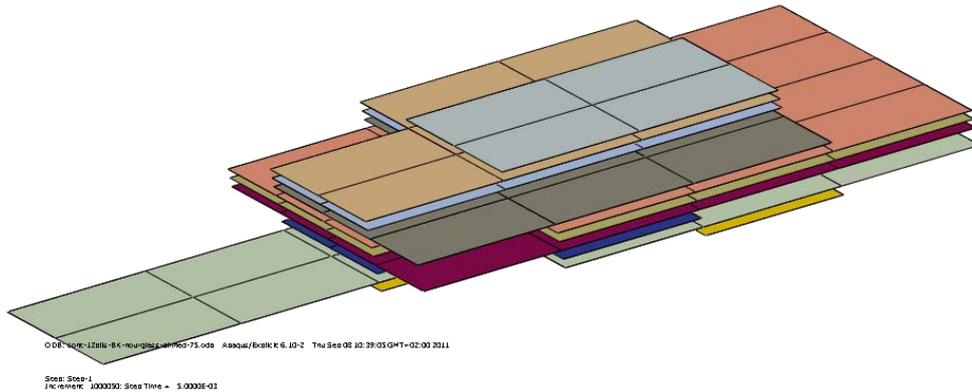


Figure 2-44 : Eléments érodés dans les interfaces

Le nombre d'éléments érodés dans chaque interface augmente dans l'épaisseur (de la surface impactée vers la surface opposée) jusqu'à avoir une interface fortement érodée à proximité de la face opposée à l'impact. Le plus grand contour en deux dimensions de cette zone endommagée (configuration similaire aux résultats CND par thermographie infrarouge), nous donne 20 éléments érodés, ce qui se traduit par une surface de 500 mm².

2.6.5.3 Comparaison des modélisations

Dans cette partie, nous nous intéressons à la comparaison de la zone endommagée projetée sur la surface d'impact pour les deux modélisations et pour les essais représentant cette configuration. La référence sera la zone endommagée obtenue par thermographie infrarouge (Tableau 2-13).

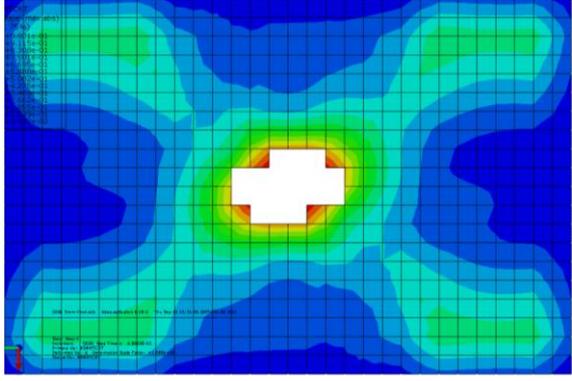
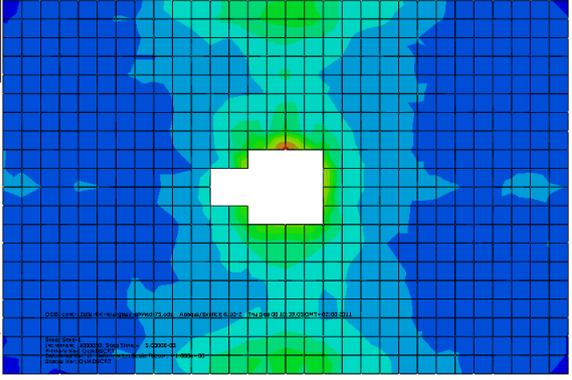
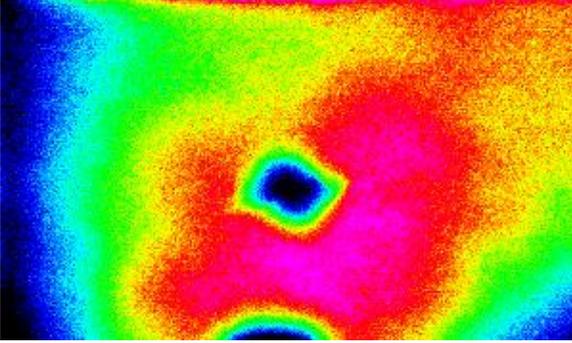
Configuration	Zone endommagée	Taille de la Z.E (mm ²)
Modélisation 1		450 mm ² (précision 25 mm ²)
Modélisation 2		500 mm ² (précision 25 mm ²)
Essais		449 mm ²

Tableau 2-13 : Comparaison modélisations – essais d'impact

Que ce soit de façon qualitative ou quantitative, la modélisation 1 apporte des résultats très satisfaisant concernant la forme. L'ellipse est bien prononcée. Elle est symétriquement opposée par rapport à l'axe long de l'éprouvette. De plus, la taille de la zone endommagée est similaire à la taille obtenue par thermographie infrarouge.

En ce qui concerne la modélisation 2, la forme de la zone endommagée est presque similaire. Il manque une extrémité de l'ellipse. En ce qui concerne la taille de la zone endommagée, nous constatons une différence de 11 % avec la zone endommagée déterminée en thermographie IR. Nous considérons cet écart acceptable. Ces deux différences peuvent s'expliquer d'une part, par le fait que la taille de maille est assez importante (5x5 mm²). Une taille de maille plus faible aurait sûrement permis l'apparition de la deuxième extrémité de l'ellipse. D'autre part, nous avons pris pour considération les propriétés mécaniques de la

résine fournies par le constructeur. Une caractérisation seule de la résine aurait pu les confirmer ou aurait pu affiner le comportement des éléments d'interfaces de la modélisation. De plus, en faisant un post-traitement plus approfondi, c'est-à-dire, en combinant l'endommagement dans les plis et dans les interfaces, nous aurions pu donner la forme en 3 dimensions du défaut.

Nous avons pu définir dans cette partie « modélisation » que la modélisation simple et robuste implémentée dans Abaqus pour les composites permet une approche globale rapide et non-consommatrice de temps de calcul pour les essais d'impact. Cette approche basée sur la séquence d'empilement et les critères d'endommagement de type Hashin permet un pré-dimensionnement très rapide de l'état de la structure avec un écart à l'essai très faible (pour notre configuration, moins de 1 %). Cependant, cette approche ne permet pas de prendre en compte des facteurs prédominants dans la conception de structure composite : le délaminage par exemple, n'apparaît pas dans le post-traitement. Une modélisation de CAI, basée sur les résultats obtenus par le modèle 1, serait sûrement erronée du fait du caractère prépondérant du cloquage (flambage local) ayant lieu lors de cet essai.

La modélisation avancée permet d'ajouter le phénomène de délaminage à la première modélisation. Nous obtenons une modélisation qui donne des résultats satisfaisants. En ayant un temps de calcul raisonnable (4 heures et 30 minutes avec un PC Dell Precision M4500, processeur Intel Core i7 X 940 avec 8 cœurs, 8 Go RAM), nous pouvons identifier que le délaminage, rupture d'interfaces, est le phénomène le plus endommageant de l'essai d'impact. Cette modélisation peut alors être utilisée pour modéliser d'autres tests statiques de structures composites. Nous pouvons identifier tous les phénomènes pouvant avoir lieu dans les composites : endommagement de la résine en traction et en compression, endommagement des fibres dans les directions longitudinales et transversales en traction et compression mais aussi le délaminage. De plus, la précision par rapport aux essais est acceptable, de l'ordre de 10 %.

2.7 Conclusion

Ce deuxième chapitre de thèse est à la base de la suite des études qui seront faites. Il nous a permis dans un premier temps de comprendre les phénomènes de dégradation des composites ayant lieu dans les matériaux composites. Nous avons donc listé les phénomènes de dégradations ayant lieu au niveau de la fabrication, mais aussi ceux qui ont lieu lors de sollicitations mécaniques. De la littérature, nous avons pu identifier les plus importants dans

le cas du comportement à l'impact des matériaux composites. Nous nous sommes donc intéressés à la rupture de fibres et à la décohésion des interfaces. De plus, nous nous sommes documentés sur la modélisation et les théories à prendre en compte lors de la modélisation. La tendance actuelle est d'utiliser des surfaces cohésives pour modéliser la décohésion.

Dans un deuxième temps, nous nous sommes intéressés à la partie expérimentale dans le cas de l'impact des matériaux composites. Nous avons fait l'acquisition d'une tour de chute libre et nous l'avons mise en œuvre. Nous avons identifié deux mesures pour analyser l'intégrité matière après impact : l'indentation résiduelle en surface par numérisation par projection de franges et la taille de la zone endommagée par thermographie IR. La mesure de l'indentation résiduelle, après 48 heures de relaxation de la résine en surface s'est avérée compliquée. L'utilisation d'un comparateur est très limitée dans notre cas à cause de la rugosité de la surface des éprouvettes : un tissu d'arrachage est utilisé lors de la fabrication. Une méthode basée sur la numérisation de la surface par projection de franges a été mise en œuvre. L'utilisation d'un tel système nous permet de définir un plan de référence de l'ensemble de la surface. Dès lors, l'indentation résiduelle, de l'ordre de 0,3 mm dans le cas d'un impact BVID, est mesurable de façon systématique. Les résultats sont probants et permettent d'identifier des différences d'indentation de l'ordre du centième entre différents spécimens. La mesure de la taille de la zone endommagée se fait par thermographie infrarouge. L'utilisation de la méthode flash a été mise en œuvre, en augmentant légèrement le temps d'exposition des éprouvettes à cause de leur épaisseur ($e > 4$ mm). Le couplage de cette méthode avec le logiciel de traitement d'images « imageJ » nous a permis de développer une méthode excluant quasi-totalement le jugement de l'opérateur. Dès lors, la méthode développée permet une mesure répétable et systématique de la taille de la zone endommagée. Nous avons alors étudié le comportement à l'impact de trois types d'éprouvettes carbone/époxyde réalisées par infusion de résine liquide. Le paramètre évolutif est le cycle de polymérisation.

Nous avons ensuite élaboré deux modèles numériques de l'impact sur le logiciel commercial Abaqus. Le critère d'endommagement dans le pli utilisé est le critère de Hashin pour les deux modélisations. Nous avons introduit dans la deuxième modélisation les interfaces par l'intermédiaire de surfaces cohésives. Le critère utilisé par ces dernières est le critère quadratique en contrainte avec une évolution de type Benzegagh-Kenane. Les résultats des deux simulations corrélaient fortement avec les essais, aux niveaux qualitatif et quantitatif : 1 % d'écart pour la modélisation simple et 10 % pour la modélisation avancée. La modélisation simple et robuste permet d'avoir une taille et une forme de zone endommagée très rapidement

et de façon précise par rapport aux essais. Cependant, elle ne peut être le point de départ pour modéliser un essai de compression après impact, par exemple, parce qu'elle ne prend pas en compte le phénomène de délaminage. La modélisation avancée permet, avec un temps de calcul correct, d'obtenir tous les modes de dégradations dus à l'impact : endommagement de la résine en traction et en compression, endommagement des fibres dans les directions longitudinales et transversales en traction et compression mais aussi le délaminage. Elle génère cependant un écart de 10 % par rapport à l'essai. Elle peut tout de même être la base de la modélisation d'autres essais.

Dès lors, le phénomène d'impact a été mis en œuvre et nous avons pu mesurer la taille de l'indentation résiduelle, de la zone endommagée et déterminer les caractéristiques mécaniques résiduelles après impact. Nous voulons maintenant comprendre comment évolue ce dommage en situation de vol. Il nous faut donc faire une étude en fatigue de composites impactés.

Chapitre 3

Fatigue des Matériaux Composites

3.1	Etat de l'art	116
3.1.1	L'antériorité sur les composites	117
3.1.2	Facteurs influençant la tenue en fatigue	125
3.1.3	Les CND appliqués au suivi en fatigue	127
3.2	Etude préliminaire en fatigue.....	130
3.2.1	Protocole d'essais.....	131
3.2.2	Sensibilité en fréquence	135
3.3	Méthodologie en fatigue	137
3.3.1	Création d'une méthode de suivi en « temps réel ».....	137
3.3.2	Méthode d'analyse des données mécaniques	140
3.4	Essais de fatigue	143
3.4.1	Eprouvettes.....	143
3.4.2	Résultats.....	143
3.4.3	Analyse CND « post-mortem »	146
3.5	Conclusion	148

Dans cette partie du mémoire, nous voulons poursuivre la compréhension du comportement des matériaux composites réalisés par infusion de résine liquide sous une sollicitation de fatigue. Dans le précédent chapitre, les éprouvettes étudiées ont subi un impact BVID, et dans ce chapitre, nous voulons comprendre l'évolution du dommage initié par cet impact au cours d'un cyclage de chargement.

La première partie de ce chapitre est consacrée à une étude bibliographique portant sur les essais de fatigue pour les matériaux composites. Nous commençons tout d'abord, par rappeler quelques bases de fatigue. Puis nous essayons de comprendre le phénomène en cherchant à identifier tous les paramètres affectant la tenue en fatigue des matériaux composites et en particulier ceux déjà impactés. Nous terminons cette première partie en nous intéressant aux contrôles non destructifs appliqués au suivi en fatigue.

La deuxième partie de ce chapitre est consacrée à une étude expérimentale préliminaire. Nous expliquons le protocole expérimental mis en place et les premiers choix réalisés pour déterminer un cycle de fatigue qui prend en compte les sollicitations de traction et de compression en faisant attention au phénomène de flambement. Afin de respecter les conditions de validation d'essai préconisées par la norme, une étude de sensibilité en fréquence est réalisée.

La troisième partie de ce chapitre traite de l'élaboration d'une méthode de suivi en temps réel de l'évolution de la zone endommagée par thermographie infrarouge. Les données mécaniques récoltées durant l'essai sont post-traitées afin de voir l'évolution des rigidités, en traction et en compression et de la variable d'endommagement tout au long de l'essai.

La dernière partie de ce chapitre concerne l'étude expérimentale d'éprouvettes impactées à 25 Joules, énergie BVID, et sollicitées en fatigue avec les paramètres du cycle définis auparavant. Pour l'analyse, les données thermiques et mécaniques sont post-traitées de la même manière que dans la troisième partie de ce chapitre.

3.1 Etat de l'art

La tenue en fatigue des structures composites constitue aussi un enjeu majeur pour les équipementiers aéronautiques. Le pré-dimensionnement des structures réalisées en sollicitation statique doit être confirmé par une étude en fatigue pour anticiper l'évolution des propriétés intrinsèques de ces structures durant leur cycle de vie. Les sollicitations cycliques, ainsi que les sollicitations accidentelles subies en service peuvent être endommageantes et ce, de façon importante. De plus, les standards aéronautiques préconisent une évolution réduite

de l'endommagement interne de la structure pendant son service. Si cette évolution est inférieure à 3 %, le dimensionnement de la structure est validé.

3.1.1 L'antériorité sur les composites

Les premiers travaux sur l'étude en fatigue des matériaux composites se sont fortement appuyés sur les travaux précédemment réalisés sur les métalliques. Or, au début des années 1970, avec l'apparition de la micromécanique appliquée aux composites, les mentalités ont changé. Les approches basées sur l'extension des modèles isotropes pour les cas de l'anisotropie ont été remis en cause. Dès lors, la communauté scientifique a modifié son approche en fatigue concernant les matériaux composites : leur rupture en fatigue n'était plus induite par l'accroissement d'une fissure unique (cas des matériaux métalliques) mais d'une série d'évènement locaux, le plus souvent des groupes de fissures. Les travaux se sont alors multipliés à partir des années 1980. Dans cette partie de l'état de l'art, nous choisissons de présenter les différents travaux de façon chronologique en nous appuyant sur les travaux de Talreja [Talreja 2008].

Avant les années 80 : la fatigue des métaux

Avant les années 1980, peu de recherches étaient orientées sur les matériaux composites. Les études en fatigue étaient principalement axées sur les métaux. On peut prédire la durée de vie d'un métal grâce aux travaux effectués par Wöhler [Wöhler 1870]. Il représente l'évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles (N) : on appelle cette représentation courbe S-N ou courbe de Wöhler (Figure 3-1).

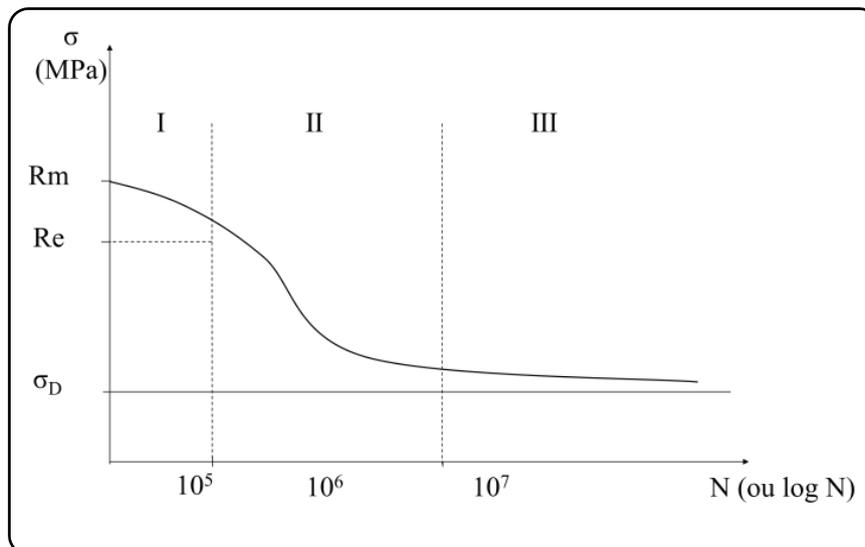


Figure 3-1 : Courbe S-N

Celle-ci se décompose en trois parties. La partie I correspond à la zone de fatigue oligo-cyclique. La partie II correspond à la zone de fatigue ou d'endurance limitée. La troisième partie correspond à la zone d'endurance illimitée.

Il faut noter que, par la suite, dans le cas des composites, nous ne retrouvons plus que deux zones : la zone I a disparu. Cette zone correspondait à une zone où, à chaque cycle, il y a une déformation plastique de l'ensemble accompagnée d'un écrouissage ou d'un durcissement : comme il n'y a pas de déformation plastique, en ce qui concerne les matériaux composites, la zone I disparaît.

Les années 80 : développements conceptuels

La communauté scientifique s'attendait à avoir un comportement en fatigue équivalent aux métalliques avec une phase d'initiation et une phase de propagation. De plus, le manque de connaissance sur la cristallinité et la plasticité des matrices polymères conduisait les chercheurs à s'intéresser à la rupture des fibres et des interfaces [Talreja 2008]. De ce fait, les travaux étaient guidés par la loi empirique de Paris et du taux de restitution d'énergie qui en découle.

Toutefois, certaines études se sont intéressées aux mécanismes d'endommagement des composites à fibres unidirectionnelles sollicités en traction-traction dans le sens des fibres. Elles ont permis de comprendre le rôle des fibres, de la matrice et de leur interface dans le comportement en fatigue. Dans cette lancée, Dharan [Dharan 1975] a développé un document conceptuel pour interpréter l'endommagement en fatigue et la rupture des matériaux composites de façon plus globale. Ce concept est appelé « fatigue life diagram » et une représentation de celui-ci est illustré (Figure 3-2).

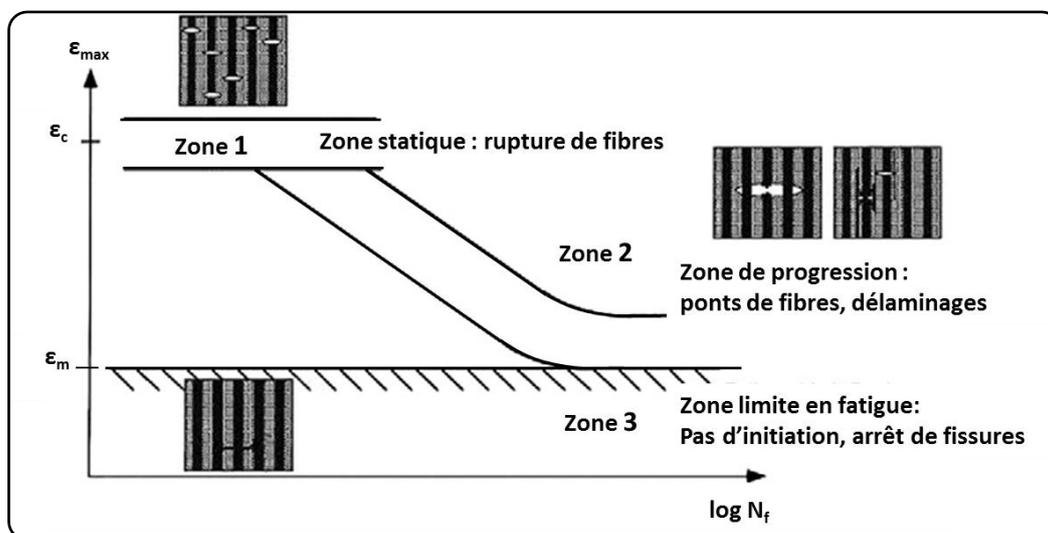


Figure 3-2: Fatigue life diagram pour un composite unidirectionnel [Talreja 2008]

Ce diagramme permet de rappeler les trois modes de comportement en fatigue des composites. La zone 1 correspond à la bande dans laquelle la rupture en déformation des composites a lieu. Le mode prédominant est la rupture des fibres puisqu'elles atteignent leur allongement critique en traction. ϵ_c caractérise la déformation de la structure pour le premier cycle de fatigue en traction et ϵ_m est la déformation maximale de la matrice. La zone 2 représente la zone où il y a progression des ponts entre les fibres et les ruptures de matrice. Cette zone est fortement régie par le comportement cohésif des interfaces. La zone 3 correspond à la création de fissurations matricielles mais leur progression est arrêtée par les fibres. Même à la suite d'un nombre de cycles très important, il n'y a pas rupture de la structure. La jonction des zones II et III est appelée limite en fatigue.

La mise en place de ce type de diagramme a pour avantage de créer un abaque plus générique que les courbes de Wöhler qui sont consommatrices d'essais et qui ne sont applicables qu'à un seul couple tissu/résine. D'autres études ont été faites sur des composites carbone/époxyde [Curtis 1987] et carbone/époxyde avec des fibres haut-module [Sturgeon 1973]. Curtis en conclut que pour les carbone/époxyde unidirectionnels, la transition entre les deux premières régions se situe à 10^3 cycles jusqu'à atteindre la limite en fatigue à 10^7 cycles pour une déformation proche de la déformation maximale de la résine seule. Sturgeon, par exemple, a étudié les composites à matrice époxyde et fibres carbone haut module. Tous ces essais se sont conclus par une rupture non progressive en zone I. Il en a déduit que ce type de fibres permettait la rupture avant l'initiation de la fatigue. Etant donné que la rupture moyenne en déformation du composite est bien inférieure à celle de la résine, les phénomènes de délaminage ou de ponts de fibres ne peuvent avoir lieu.

Ce type de diagramme a aussi été utilisé pour interpréter la fatigue de composites avec différents angles de séquence d'empilement. Cette méthode a été étendue à l'étude des interfaces pour les composites à matrice céramique et à la compréhension de la ductilité dans le cas des hautes températures.

D'autres études ont eu lieu en parallèle et se sont intéressées aux propriétés du matériau. Jamison [Jamison 1984] montre que les propriétés mécaniques initiales du composite sont altérées avec l'accroissement de l'endommagement. Dès lors, une chute de la rigidité d'un pli induit une redistribution de la charge dans chacun des plis. De plus, l'aptitude de la structure à supporter le chargement décroît. Il caractérise alors l'évolution de l'endommagement en trois phases distinctes (Figure 3-3). La phase I correspond à l'apparition des microfissurations et provoque une perte de rigidité peu importante. Cette phase continue jusqu'au seuil de densité

de fissures appelé C.D.S (Characteristic Damage State) [Reifsnider 1983]. La phase II correspond à une faible chute régulière de la rigidité caractérisée par le développement d'un deuxième type d'endommagement, le délaminage [Jamison 1984]. La durée de vie en fatigue se termine par la phase III, où la chute de rigidité devient très importante avec un développement instable de l'endommagement. Plusieurs modes d'endommagement peuvent se développer simultanément. Cette dernière phase entraîne la ruine totale du matériau [Jamison 1984].

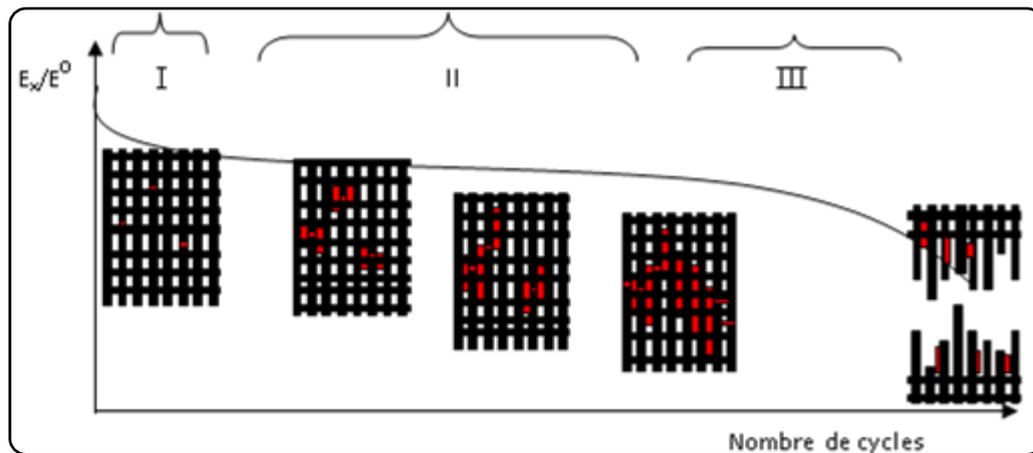


Figure 3-3 : Evolution de la rigidité d'un matériau composite en fatigue

Les études se sont ensuite orientées vers la recherche d'un moyen permettant la quantification de l'évolution en fatigue des structures composites. Les premiers travaux sont eux aussi basés sur la loi d'évolution en puissance de Paris. Les travaux de Stinchcomb [Stinchcomb 1979] ont mis en évidence des microfissurations matricielles multiples et des fissurations transverses sous chargement cyclique uniaxial. Il en découle la réduction de la rigidité de la structure. Highsmith [Highsmith 1982] conclut que la présence des microfissurations à l'intérieur du composite est la cause du changement de rigidité mesuré macroscopiquement. Aveston et coll. [Aveston 1971, Aveston 1973] ont développé la méthode ACK (Advanced Crack Knowledge) pour mieux comprendre l'apparition et l'évolution de fissures. D'autres méthodes, dérivées des recherches sur les microfissurations multiples dans les métaux ont été mises en place. Dans un premier temps, Lemaître et Chaboche [Lemaître 1985] ont réutilisé le modèle de Kachanov [Kachanov 1958] et l'ont appliqué à différents problèmes structuraux. Krajinovic [Krajinovic 1984] a continué ces travaux et a traité les matériaux avec des fissures microstructurales par l'utilisation des variables thermodynamiques internes. Cette approche, commencée par Kachanov [Kachanov 1958], permet d'étudier les mécanismes d'endommagement continu (CDM : Continuum Damage Mechanism) en prenant pour

hypothèse que les solides étudiés peuvent être assimilés à des milieux homogénéisés. Les défauts présents représentent des changements irréversibles de la microstructure (fissures, vides). La méthode CDM a ensuite été améliorée pour traiter le comportement des composites avec microfissures, puis elle a été corrélée avec des expériences [Talreja 1985a, Talreja 1985b]. Ces travaux ont mis en évidence l'utilité de la relation entre la rigidité et les défauts présents pour un composite (0/90°) avec des fissurations transverses. Il est nécessaire de connaître la relation entre les propriétés dans le plan et les fissurations hors plan. Il faut aussi noter que l'apparition et l'évolution de microfissures fait varier le coefficient de Poisson axial. Ce changement n'avait jamais été associé aux microfissurations [Talreja 1985b]. L'utilisation de la théorie CDM n'est toutefois pas simple à mettre en œuvre. Il faut évaluer deux types de constantes : les caractéristiques élastiques du matériau non endommagé et celles du matériau endommagé. Le premier jeu de données peut être déterminé grâce aux données constructeur et à la théorie des stratifiés. Le second nécessite une approche expérimentale. De ce fait, Talreja a reformulé le CDM pour obtenir une évaluation plus simple du second jeu de données. Le vecteur d'endommagement est alors transformé en tenseur du deuxième ordre de façon à gérer les directions de l'endommagement [Talreja 1990]. L'approche CDM pour les composites peut alors être représentée (Figure 3-4).

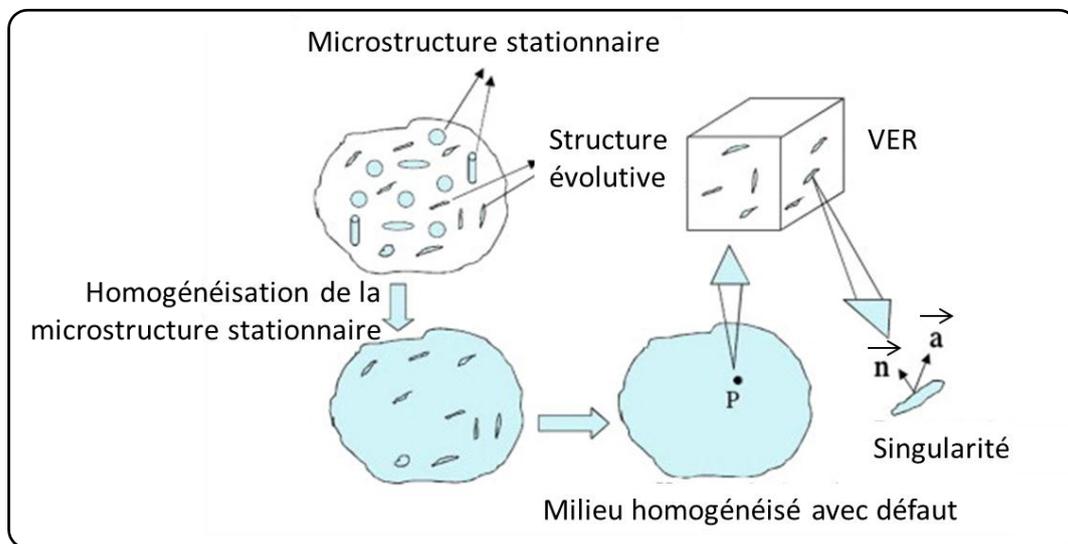


Figure 3-4 : Approche CDM pour composites [Talreja 1985a]

Le tenseur d'endommagement du second ordre s'écrit alors sur la singularité. Deux vecteurs, \vec{a} et \vec{n} , représentent respectivement l'accroissement et la normale unitaire de cette singularité. Le produit tensoriel des deux vecteurs donne le tenseur d'endommagement d_{ij} pour une singularité [Talreja 1990].

$$d_{ij} = \int_S a_i n_j dS \quad (3.1)$$

avec S , la surface de l'entité d'endommagement (singularité). La moyenne des tenseurs d'endommagement singulier sur le volume élémentaire représentatif (VER) est ensuite définie [Talreja 1990] :

$$D_{ij} = \frac{1}{V} \sum_{k=1}^n (d_{ij})_k \quad (3.2)$$

avec k le nombre de singularités et V le volume du VER. Le tenseur D_{ij} obtenu est appelé tenseur du mode d'endommagement.

Les années 1990 : amélioration des développements

L'utilisation des diagrammes de durée de vie en fatigue (fatigue life diagram) a prouvé leur efficacité dans l'étude en fatigue des matériaux composites à fibres courtes et des matériaux composites à base de tissus. Talreja met en évidence que la base des phénomènes irréversibles pour des composites à matrice polymère sont les déformations plastiques et la fissuration de la matrice [Talreja 1993]. Ces conclusions ont été confirmées par une étude dans l'épaisseur de composites carbone/époxyde unidirectionnels [Gamstedt 1999].

Bien que les « fatigue life diagram » donnent des résultats probants sur différents systèmes carbone/époxyde, la nécessité d'avoir des modèles qualitatifs apparaît indispensable pour prédire la durée de vie d'un système sous des conditions de chargement prédéfinies. Un des moyens pour réaliser ce type de modèle est de suivre l'évolution de la taille de l'endommagement en fonction des efforts liés à cette évolution [Talreja 2008]. L'utilisation de l'approche CDM n'est pas applicable puisqu'elle ne fournit pas l'état de contraintes locales. Il faut alors utiliser la micromécanique, ou plus précisément, la mécanique du micro-dommage. Cette approche, qui permet de ne pas se cantonner à une étude unidimensionnelle, est une approche variationnelle développée par Hashin [Hashin 1985] et améliorée par Varna [Varna 1991]. Par la suite, Akshantala et Talreja [Akshantala 1998] se sont posés la question de l'évolution des microfissures transverses réparties à intervalles réguliers lors d'une traction uniaxiale d'un stratifié (0/90°). Ils en déduisent trois modes de dégradation possibles (Figure 3-5) :

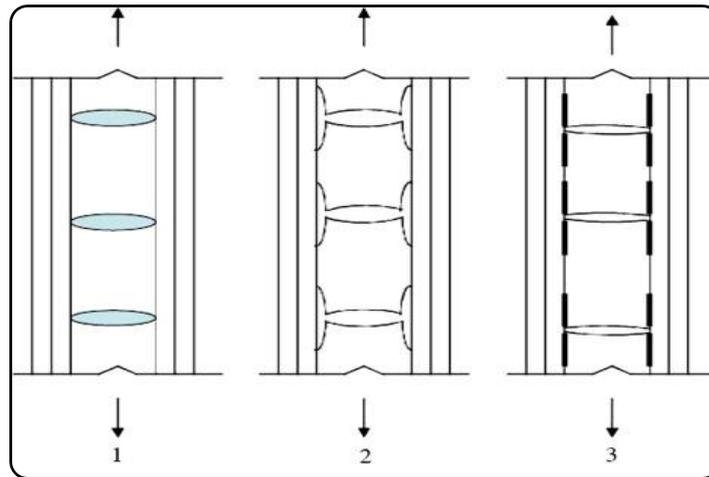


Figure 3-5 : Scénarii d'endommagement en fatigue [Akshantala 1998]

Dans la configuration 1, les fissures sont prises en compte avec leurs bouts pointus et elles couvrent la totalité de l'épaisseur du pli. A partir du moment où elles ont été arrêtées par les plis d'orientations différentes, elles ont une longueur fixe. Durant le chargement et le déchargement, elles s'ouvrent et se ferment de façon réversible. Dans l'hypothèse où le matériau est considéré homogène, aucune source d'irréversibilité n'est constatée d'un cycle au suivant [Akshantala 1998]. Ce scénario est couramment utilisé dans la littérature pour traiter le phénomène de fatigue des stratifiés ($0/90^\circ$) [Nairn 1994, Henaff-Gardin 1997]. Dans la configuration 2, les fissurations transverses provoquent du délaminage dans la zone interlaminaire. En considérant que les surfaces du délaminage ne subissent aucune traction, et qu'à chaque cycle, la longueur du délaminage augmente, alors la contrainte axiale dans les plis transverses à mi-chemin entre deux fissures diminue. Dès lors, la force qui provoque la création de fissures diminue : aucune autre fissure n'est créée. Dans le scénario 3, on considère que les surfaces du délaminage sont en contact entre elles. Lors de la traction, leur frottement crée une contrainte de cisaillement : le déplacement axial est alors inégal. Ce scénario a été pris en compte par Akshantala [Akshantala 1998] en supposant que la distribution des contraintes de cisaillement dans le délaminage est de forme cubique et que la loi d'évolution de l'endommagement est de type puissance (Paris). La densité de fissure prédite augmente avec le cyclage en fatigue. Ce développement a été confirmé par des résultats expérimentaux [Akshantala 2000].

En ce qui concerne l'endommagement proprement dit, nous avons vu précédemment que l'utilisation de l'approche CDM nécessite la détermination de nombreuses caractéristiques mécaniques du matériau endommagé. L'idée est alors venue de considérer, pour un pli donné, une configuration de matériau comme référence. L'effet de l'endommagement sur toutes les

configurations ayant pour base le pli donné, est relié à la configuration de référence par un paramètre κ appelé « constraint parameter ». Une étude a été réalisée en prenant pour référence un stratifié ($0^\circ/90^\circ$) et en étudiant l'ouverture de fissure dans les plis à 90 degrés sous déformation unitaire. Varna et coll. [Varna 2001] font varier l'angle θ , orientation des plis ($0^\circ/\theta^\circ$) et en déduisent une formulation pour le paramètre κ . Cette nouvelle approche, basée sur le CDM [Talreja 1985a], est appelée mécanique synergique de l'endommagement (SDM) (Figure 3-6). Elle permet de combiner l'approche d'homogénéisation du matériau initial endommagé (CDM) avec la micromécanique et le paramètre développé κ . En sélectionnant judicieusement le problème de micromécanique à traiter, et en utilisant les résultats du CDM, on diminue la difficulté d'évaluer les constantes du matériau. D'autres configurations ont été testées pour l'étude des fissures hors plan [Varna 1999, Varna 2001].

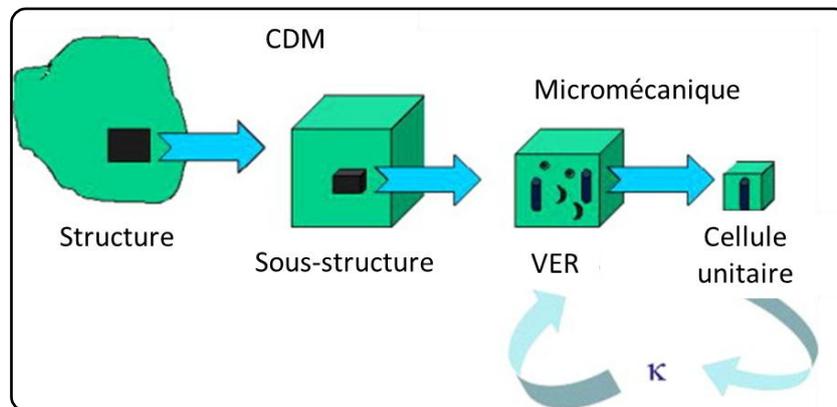


Figure 3-6 : Mécanisme d'endommagement synergique multi-échelle (SDM) [Varna 2001]

Depuis 2001 : Extensions de l'approche CDM et nouveaux modèles

L'approche précédemment développée était seulement destinée à l'élasticité des matériaux. Elle fut étendue par Varna [Varna 2004] aux modèles de viscoélasticité linéaire. Cependant, ce développement n'a pas été corrélé expérimentalement. Il a tout de même été comparé au modèle analytique variationnel de viscoélasticité linéaire. L'étude de l'évolution de l'endommagement par l'approche SDM s'est ensuite intéressée à la viscoélasticité non linéaire à hautes températures [Ahci 2006]. Ces travaux ont alors permis de mettre en œuvre une procédure pour déterminer expérimentalement et numériquement les constantes matériaux. Cette approche a ensuite dû être développée pour être applicable au comportement tridimensionnel des matériaux. Talreja [Talreja 2006] a abouti à la mise en place d'hypothèses et de voies à explorer. Singh [Singh 2008] a alors analysé l'évolution des fissurations dans les trois dimensions pour aboutir à un modèle SDM multi-échelle avec la prise en compte de multiples modes de dégradation [Singh 2009, Singh 2010].

Nous pouvons constater que la compréhension du phénomène de fatigue n'était à l'origine que qualitative. Des méthodes basées sur l'homogénéisation du matériau avec des singularités ont permis l'étude quantitative, dans le plan, des fissurations transverses. Ensuite, pour approfondir la compréhension du phénomène, cette approche a été couplée à la micromécanique. Il en a découlé la possibilité d'étudier l'évolution des fissures dans toutes les directions du matériau. Cette compréhension des phénomènes ayant lieu pendant le cyclage en fatigue est nécessaire mais peut être modifiée par de nombreux facteurs liés aux matériaux ou aux conditions d'essais.

3.1.2 Facteurs influençant la tenue en fatigue

De nombreux facteurs peuvent avoir une influence sur la tenue en fatigue des matériaux composites. Nous choisissons d'utiliser le même classement que Toubal [Toubal 2004]. D'un côté, nous avons les facteurs influençant l'endommagement et de l'autre, les facteurs influençant la résistance aux dommages.

Paramètres influençant l'endommagement

Nous nous intéressons tout d'abord à la température qui joue un rôle dans l'évolution des défauts. Khemiri [Khemiri 1999] a réalisé des essais sur stratifiés croisés T300/914 à différentes températures : ambiante, 70 °C et 120 °C. La densité de fissuration transverse dépend de la température. Lorsque cette dernière décroît, la cinétique de fissuration est accélérée et le taux de densité de fissure l'est aussi jusqu'à atteindre la saturation. Par contre, pour une densité de fissure donnée, la rigidité résiduelle est indépendante de la température. L'utilisation d'un stratifié quasi-orthotrope montre que, pour la température ambiante ou à 70 °C, les phénomènes de dégradation sont découplés : il y a création de fissurations transverses jusqu'à saturation du taux de fissures puis on retrouve du délaminage. Dans le cas où la température est de 120 °C, le délaminage est associé à une propagation lente des fissurations transverses.

Un deuxième paramètre important est le rapport de charge R . Si les sollicitations appliquées à la structure sont de la compression, on peut avoir des phénomènes d'instabilité en présence de délaminage ou de déchaussement de fibres [Lorrain 1994]. Ces instabilités sont traduites par du flambage local ou global [Lachaud 1997] qui peuvent entraîner une ruine brutale de la structure.

Les conditions de chargement mécanique influent fortement l'endommagement. Lors d'un essai de fatigue en flexion, les 2 parties supérieure et inférieure de la fibre neutre sont sollicitées simultanément en traction et en compression à chaque cycle de fatigue [Van Papaegem 2002]. De ce fait, il y a une multiplication des phénomènes d'endommagement dans la structure. Goupillaud [Goupillaud 1998] conclut aussi sur le fait qu'en augmentant les contraintes maximales, on augmente la cinétique d'endommagement. Bezazi [Bezazi 2001], en conclut que plus on diminue l'amplitude en contrainte, plus on augmente la durée de vie de la structure.

Paramètres influençant la résistance aux dommages

Dans un premier temps, la séquence d'empilement doit être choisie rigoureusement de façon à obtenir les caractéristiques mécaniques souhaitées et en prenant en compte les règles de dimensionnement. L'augmentation du nombre de plis consécutifs perpendiculaires à la charge réduit la résistance à l'endommagement par fissuration transverse [Henaff-Gardin 1991, Xiao 1994]. Trois phénomènes expliquent cette réduction : précocité de l'amorçage de la fissuration, augmentation des cinétiques pour la surface totale fissurée, diminution de la surface totale fissurée à saturation. Bezazi [Bezazi 2001] en conclut aussi qu'il y a amélioration de la résistance à la fatigue et que l'emploi de tissu pourrait être un bon compromis pour les structures sollicitées en fatigue.

Puget [Puget 1986], dans ses travaux, a décomposé la fatigue en deux phénomènes distincts : un mode de fibres et un mode de résine. Le premier processus d'endommagement qui a lieu est la fissuration dans la résine. De ce fait, la section réelle diminue et il y a un transfert de charge vers les fibres qui peut provoquer de l'endommagement. Il en déduit qu'en augmentant le pourcentage de fibres, on tendrait vers une réduction de la fissuration de la matrice, et donc les fibres auraient un transfert de charge plus rapide : il y a alors une réduction de la tenue en fatigue.

D'autres études montrent que la nature de la résine influe sur la tenue en fatigue des matériaux composites. Par exemple, Simonds [Simonds 1989] a abouti expérimentalement aux conclusions suivantes : pour un niveau élevé de contraintes, une résine thermodurcissable (ici la 5208) a une durée de vie en fatigue plus importante qu'une résine thermoplastique (PEEK). Or pour un niveau de contrainte plus faible (55% de la charge à rupture statique en traction) la tendance s'inverse.

3.1.3 Les CND appliqués au suivi en fatigue

Des moyens CND sont utilisés pour détecter l'amorçage et l'évolution de l'endommagement lors d'essais de fatigue. Les techniques qui peuvent être utilisées sont les rayons X, les courants de Foucault, l'émission acoustique ou encore la thermographie infrarouge [Xi Cong 1993, Gong 1998, Dzenis 2003, Gros 1995, Gros 1999, Lachaud 1997, Valentino 2002, Chrysochoos 2002, Garnier 2010]. Elles s'appliquent à tous les matériaux. Nous nous intéresserons à la thermographie infrarouge dans le cas des matériaux composites.

Le suivi en fatigue par thermographie infrarouge

La thermomécanique est basée sur le fait que toute déformation d'un matériau solide se transforme en dégagement d'un flux de chaleur. Dans le cas où il se déforme (lorsqu'il y a initiation ou propagation de l'endommagement), une partie de cette énergie est transformée de façon irréversible en chaleur [Chrysochoos 2002]. Cette technique sans contact et non destructive est utilisée pour sa rapidité et sa simplicité de mise en œuvre. Elle est de plus en plus utilisée pour le suivi en fatigue (Figure 3-7) [Luong 1995, Luong 1998, La Rosa 2000, Liaw 2000, Yang 2001, Yang 2004, Steinberger 2006, Ummenhofer 2009, Garnier 2010], l'endommagement des matériaux et dans la détermination de données de fatigue (limite en fatigue, zone d'endommagement) [Luong 1998, Brémond 2001, Quaresimin 2002].

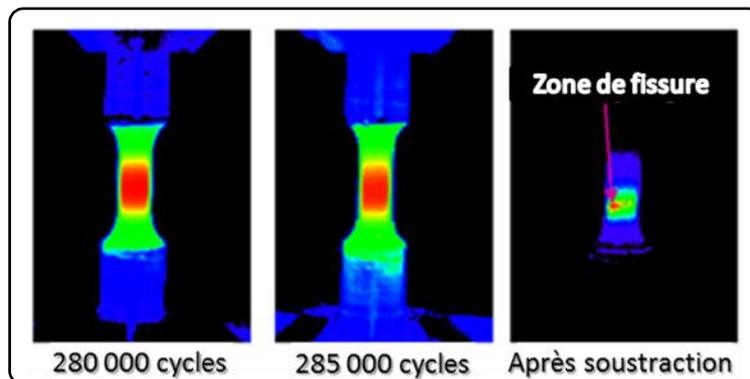


Figure 3-7 : Détection du front de fissure par thermographie IR [Liaw 2000]

Méthode basée sur l'évolution de la température

Les premières études faites en fatigue avec un suivi par thermographie infrarouge [Curti 1989, Fargione 2002, Toubal 2004, Curà 2005] montrent que l'évolution de la température tout au long de la durée de vie du matériau se fait en trois phases : augmentation de la température, stabilisation, puis augmentation rapide (Figure 3-8). Lors de l'essai de fatigue, on reporte sur un graphe le gradient thermique tous les N cycles. On constate qu'il y a une forte

augmentation de la température à la fin de la phase II. On considère alors que cette limite est la limite en fatigue du matériau σ_D pour cette charge.

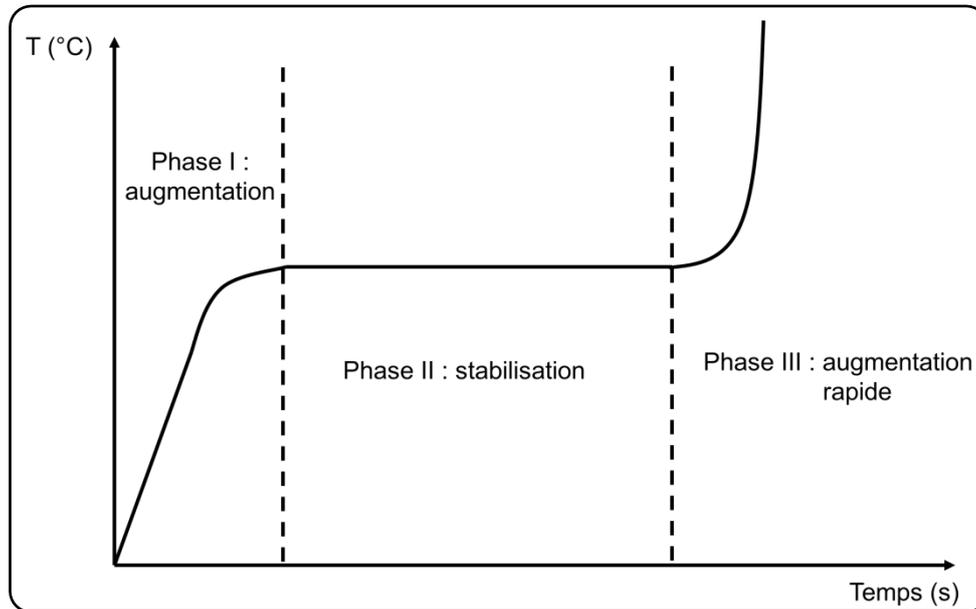


Figure 3-8 : Evolution classique de la température moyenne en fatigue [Fargione 2002]

La Rosa [La Rosa 2000] a développé une méthode similaire. Il relève les incréments thermiques de l'éprouvette sollicitée. Tous les 10000 cycles, il augmente le taux de charge et regarde alors l'évolution des incréments (différence de température entre la température de début du palier et la température de stabilisation de ce même palier) (Figure 3-9).

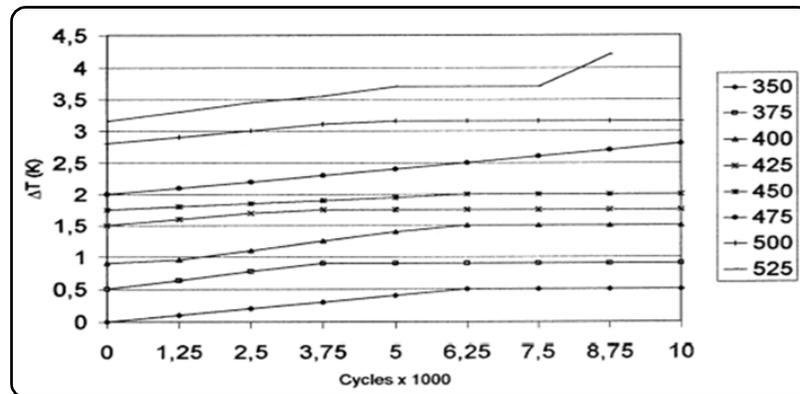


Figure 3-9 : Incréments thermiques sous charge évolutive [La Rosa 2000]

Tous les incréments sont alors calculés et tracés en fonction de la charge appliquée (Figure 3-10). Deux droites peuvent être tracées. Le point d'intersection, qui représente le point à partir duquel nous observons une augmentation de température importante, est la limite de fatigue du matériau.

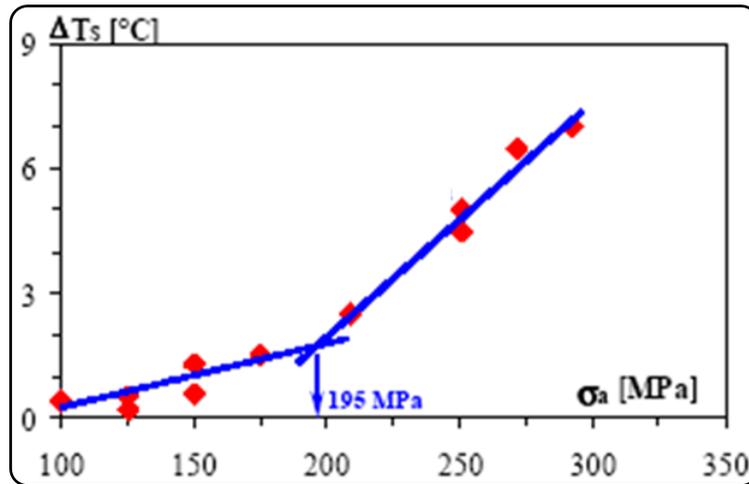


Figure 3-10 : Détermination de la limite de fatigue par stabilisation de la température [Quaresimin 2002]

Méthode basée sur l'analyse de la chaleur dissipée

Cette méthode a été développée par Luong [Luong 1995, Luong 1998] et reste similaire à la précédente. Elle repose sur la mesure de l'énergie dissipée plutôt que sur la mesure de la température. Cette énergie dissipée traduit un changement irréversible dans le matériau durant l'essai de fatigue (fissuration, plasticité, rupture de liaisons). Cette méthode s'avère plus précise : en thermomécanique, deux phénomènes ont lieu et ils se traduisent par un couplage thermoélastique et une quantité de chaleur dissipée. Cette méthode permet de filtrer le terme de couplage (réversibilité du phénomène thermique) et seule la quantité de chaleur dissipée (irréversibilité du phénomène) est conservée. Le tracé de cette dernière en fonction de la contrainte (Figure 3-11) permet de déterminer un point à partir duquel la quantité de chaleur dissipée devient très importante : c'est la limite de fatigue du matériau.

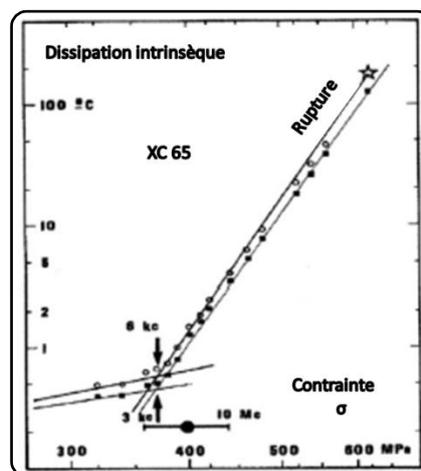


Figure 3-11 : Détermination graphique de la limite de fatigue [Luong 1998]

Méthode basée sur la démodulation synchrone

Krapez et *coll.* [Krapez 2001, Krapez 2002] ont développé une méthode basée sur la démodulation synchrone pour l'analyse des cartographies du champ de température lors d'essais de fatigue sous chargement cyclique. Les éprouvettes étudiées sont en acier et en aluminium et sont soumises à des niveaux de contraintes bas. Cette démodulation permet alors de s'intéresser aux deux premiers harmoniques. Pour chaque harmonique, l'amplitude de la température est tracée en fonction des contraintes de chargement appliquées. Le tracé du premier harmonique, qui correspond à la fréquence de chargement, montre un changement brutal de l'amplitude de la température à proximité de la limite de fatigue du matériau (à condition que celle-ci existe). Pour étudier le dommage, il utilise la même méthode mais en appliquant au signal une fréquence deux fois supérieure à la fréquence de chargement. Cette méthode s'applique bien aux aciers.

Cet état de l'art met en évidence que la fatigue des matériaux composites est un domaine en pleine expansion qui n'est pas simple à mettre en œuvre. Les études montrent que les matériaux composites suivent un modèle de dégradation en trois phases : initiation des fissures jusqu'au seuil de densité de fissures, faible propagation du délaminage puis ruine totale du matériau. Ce modèle en trois phases est applicable pour la zone endommagée mais aussi pour les caractéristiques mécaniques résiduelles, et plus particulièrement pour l'évolution de la rigidité. Nous avons aussi pu mettre en avant que de nombreux modèles existent et qu'ils peuvent se baser sur différentes données : durée de vie, taille de l'endommagement, caractéristiques mécaniques résiduelles, variables énergétiques internes. Cependant, ils restent difficiles à mettre en œuvre et de nombreuses constantes expérimentales sont à déterminer.

D'un point de vue CND, la thermographie semble être un moyen simple à mettre en œuvre et très efficace. Certaines techniques ont fait leurs preuves sur les aciers et doivent être étendues aux matériaux composites.

3.2 Etude préliminaire en fatigue

Cette partie est consacrée à l'étude expérimentale de composites aéronautiques déjà impactés soumis à une sollicitation de fatigue. Nous nous intéressons à l'évolution de l'endommagement dû à l'impact.

3.2.1 Protocole d'essais

Eprouvettes

Dans l'industrie aéronautique, tous les essais sont règlementés par des normes. Dans le cas de la fatigue après impact, il faut respecter les normes d'impact [of Test Method] et les normes de fatigue [AFNOR 1997a, AFNOR 1997b, iso 2003]. Ces dernières préconisent l'utilisation d'éprouvettes de traction (250 x 25 mm²) avec une zone utile de 25 x 100 mm². La norme d'impact [of Test Method] impose une éprouvette de 150 x 100 mm² de façon à avoir une zone d'impact importante. Ces deux normes sont donc différentes : il faut alors s'adapter pour définir une éprouvette qui convienne au mieux aux deux normes. Nous décidons alors de conserver la taille de zone utile de l'éprouvette d'impact. Les éprouvettes de fatigue après impact (FAI) ont alors la même largeur que celle d'impact (Figure 3-12).

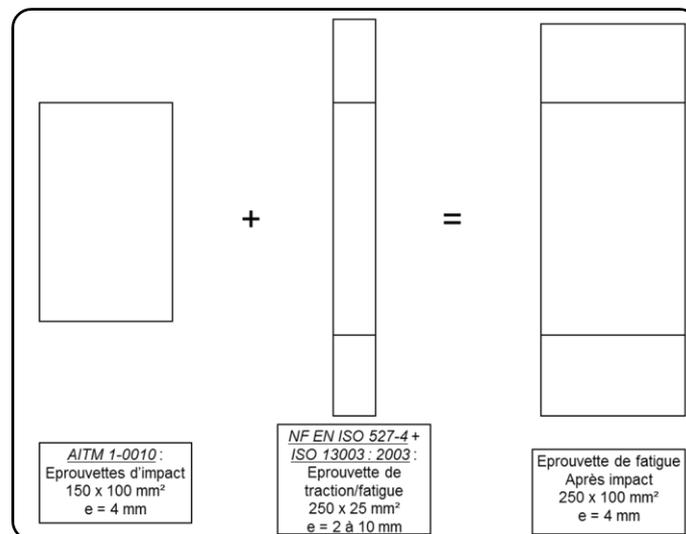


Figure 3-12 : Eprouvette de Fatigue Après Impact (FAI) [Garnier 2010]

Il faut noter que la norme d'impact préconise une épaisseur d'éprouvette de 4 mm en respectant la symétrie miroir pour la séquence d'empilement. Dès lors, la séquence d'empilement sera réalisée pour avoir une épaisseur la plus proche de 4 mm.

Toutes les éprouvettes sont réalisées en G926/RTM6 et la séquence d'empilement utilisée est [(45°/0°)₃]_s. Le cycle de polymérisation utilisé est le cycle 2, présenté au chapitre 1 de ce mémoire (palier de polymérisation : 2h à 150 °C).

Essais supplémentaires

Pour déterminer la charge à rupture statique des éprouvettes possédant des plis à 45°, nous faisons trois essais supplémentaires (à ceux réalisés dans le chapitre précédent pour la caractérisation du composite en traction simple) sur des éprouvettes de traction simple de

section 25 x 250 mm². Nous prenons alors en compte le comportement des plis à 45 ° dans la charge à rupture (Tableau 3-1). Chaque éprouvette est appelée C-Ti avec C pour définir que c'est une éprouvette de caractérisation, T pour la traction et i le numéro de l'éprouvette.

Eprouvette	F _r (kN)	σ _r (MPa)	ε (μm/m)	E _l (MPa)
C-T1	72,3	639	13700	46710
C-T2	70,2	621	13270	46811
C-T3	70,2	621	13040	47148
Moyenne	70,9	627	13337	46890
Ecart-type	0,7	6	182	129

Tableau 3-1 : Essais de traction des éprouvettes C-Ti

Etant données la section des éprouvettes FAI (100 x 4,52 mm²) et la section des éprouvettes de traction (25 x 4,52 mm²), un facteur 4 apparaît entre les deux sections. Dès lors, la charge à rupture pour les éprouvettes FAI est quatre fois supérieure à celle des éprouvettes C-Ti : F_{rFAI} = 283,6 kN.

Charge critique de flambement

Dans le domaine de compression de l'essai de fatigue, nous voulons nous affranchir du phénomène d'instabilité appelé flambement. Nous considérons l'éprouvette comme une plaque d'inertie constante qui est soumise à une charge de compression linéaire. Nous calculons alors la charge critique d'Euler :

$$F = \frac{\pi^2 EI}{l_k^2} \quad (3.3)$$

Avec E, module élastique de la poutre, I, moment quadratique de la poutre et l_k , longueur caractéristique de flambement de la poutre.

Dans le cas de l'essai en fatigue dans le domaine de compression, nous considérons l'éprouvette comme une poutre encastree-encastree mobile. La longueur caractéristique de flambement est alors définie par :

$$l_k = \frac{L}{2} \quad (3.4)$$

Avec L, la longueur entre mors de l'éprouvette.

Nous obtenons alors une force critique de flambement F_c de 63,3 kN. De façon à prendre en compte les possibles pertes de rigidité dues à l'endommagement lors de l'intégralité de l'essai

de fatigue, nous prenons une marge de 50% pour définir la charge maximale en compression à ne pas dépasser. La force limite en compression F_{lc} est de 31,5 kN.

Matériel d'essai

La machine de fatigue utilisée est une machine de fatigue hydraulique INSTRON 1345 de capacité de 250 kN en dynamique avec contrôleur 8800. La course maximale est de 100 mm. Le logiciel de commande et de collecte de données est Instron wavemaker. Le pilotage des tests de fatigue est commandé en charge pour tous les essais. Le suivi de la température dont on déduit l'endommagement de l'éprouvette lors de l'essai de fatigue est réalisé à l'aide de la caméra infrarouge Flir Jade III rétrofitée Titanium de sensibilité thermique 20 mK à 30 °C. L'étalonnage de la caméra IR a eu lieu au même moment que son rétrofitage, c'est-à-dire en septembre 2009. Les essais ont eu lieu dans les mois suivants, dès lors nous considérons que la caméra est justement étalonnée et suit la courbe d'étalonnage du constructeur. Les films infrarouges sont enregistrés à une fréquence de 149 Hz. Ces essais sont réalisés dans un laboratoire classifié CNTP (conditions normales de température et de pression) (Figure 3-13).

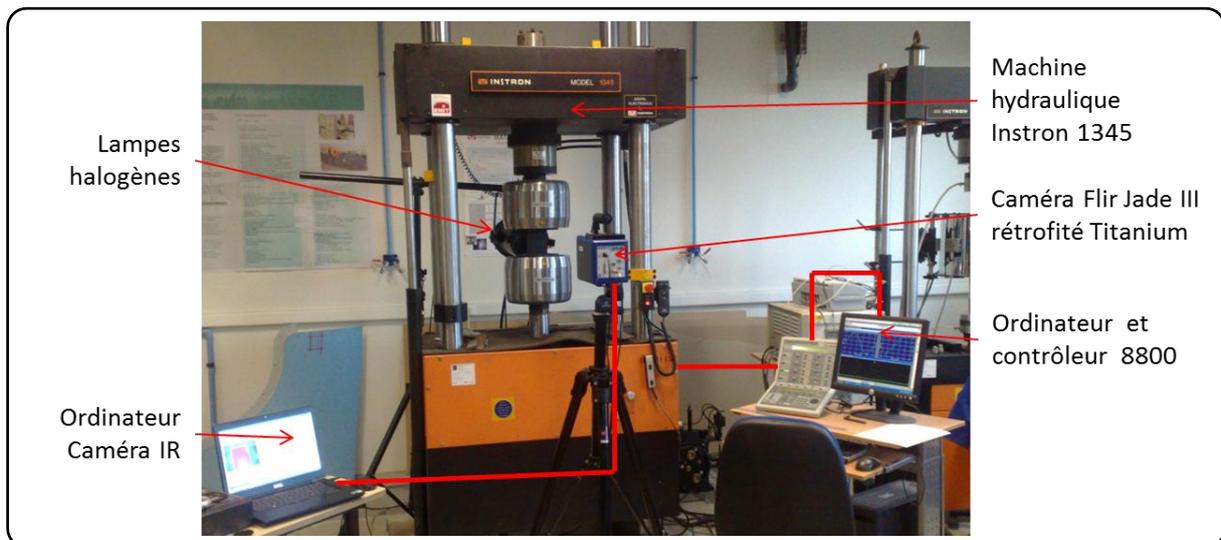


Figure 3-13 : Protocole expérimental de l'essai de fatigue

Cycle de fatigue

Certains choix ont été faits pour élaborer le cycle de fatigue final. Nous voulons tout d'abord un cycle de fatigue agissant dans les domaines de traction et de compression. La forme du cycle choisi est alors la suivante (Figure 3-14).

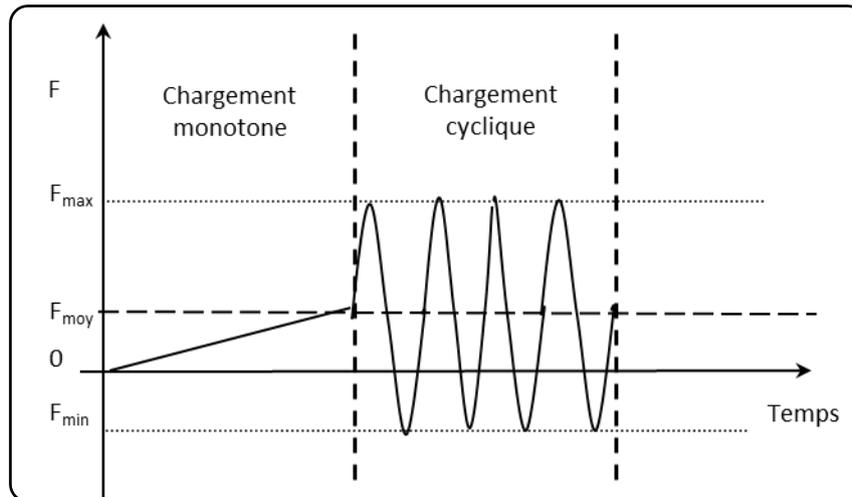


Figure 3-14 : Cycle de fatigue

Nous souhaitons ensuite une prise en compte non négligeable du phénomène de compression sans obtenir de flambement. Comme le suivi de l'essai se fait par méthode optique, aucun dispositif de non-flambement ne peut être utilisé. De ce fait, plusieurs cycles préliminaires sont testés (Tableau 3-2).

	Cycle F ₁	Cycle F ₂
$R = \frac{F_{\min}}{F_{\max}}$	-0,11	-0,3
F _{max} = 65% F _r (kN)	180	180
F _{min} (kN)	-20	-60
F _{moy} (kN)	80	60
F (Hz)	10	10

Tableau 3-2 : Cycles préliminaires de fatigue

Trois éprouvettes ont été testées pour chaque cycle avec pour but de faire 10000 cycles et de voir leur comportement.

Pour le cycle F₁, le cyclage en fatigue se fait correctement : forme sinusoïdale contrôlée parfaitement et non coup de bélier lors du passage des crêtes du cycle (zone d'inversion rapide du signal). Nous ne constatons aucun flambement de l'éprouvette. De plus, cela nous permet de tester le contrôle en amplitude de la machine d'essai pour de fortes charges (72% de la capacité machine) et pour des fréquences moyennes. Nous constatons que les amplitudes maximales en traction sont de 164 kN dans le domaine de traction et de -19 kN dans le domaine de compression. L'erreur maximale en amplitude pour ce cycle est de 10 %. Le suivi de l'essai par thermographie infrarouge fait apparaître une élévation de température moyenne très importante : après 10000 cycles, ΔT est de l'ordre de 45 °C. La source de chaleur dissipée

est importante. Nous considérons alors que de nombreux changements structuraux ou microstructuraux ont eu lieu durant ces cycles. Nous pouvons alors conclure que nous avons eu un endommagement important lors de l'utilisation de ce cycle.

Pour le cycle F_2 , les deux éprouvettes testées ont subi du flambage dès la première centaine de cycles. De plus, ce flambement, couplé avec l'inversion de sens de la charge provoque une sollicitation de choc qui n'est pas voulue. Le comportement des deux éprouvettes devient instable et nous avons une rupture des éprouvettes en compression due au flambement. Dans les deux cas, cette rupture apparaît de façon prématurée (6500 cycles et 3600 cycles).

Ainsi les cycles F_1 et F_2 ne peuvent pas être mis en œuvre pour notre étude. De plus, nous devons respecter les conditions de la norme de fatigue ISO 13003 [iso 2003] qui stipule que « l'élévation de température de la surface de l'éprouvette est normalement limitée à 10 °C ».

3.2.2 Sensibilité en fréquence

Nous allons donc définir un nouveau cycle de fatigue et le tester sous différentes fréquences afin de déterminer la plus adaptée afin d'avoir $\Delta T < 10$ °C. Pour ce nouveau cycle de fatigue, nous choisissons tout d'abord de réduire la charge limite en traction. L'état de l'art nous a montré que plus l'éprouvette est sollicitée, plus elle s'endommage et donc, plus l'élévation de température est importante. Cette réduction de charge nous permettra de diminuer ΔT . Nous prenons comme charge limite en compression, une charge proche de la charge limite en compression F_{lc} précédemment définie. Le nouveau cycle de fatigue est le suivant (Tableau 3-3).

	Cycle F_{final}
R	-0,2
F_{max} (kN)	130,5
F_{max} (% F_r)	46
F_{min} (kN)	-26
F_{moy} (kN)	52,2

Tableau 3-3 : Cycle final de fatigue

Ce cycle est utilisé pour faire l'étude de sensibilité en fatigue. Nous allons donc tester ce cycle pour des fréquences allant de 2,5 Hz à 7,5 Hz. Nous relevons l'augmentation de température, pour chaque fréquence jusqu'à stabilisation (Figure 3-15).

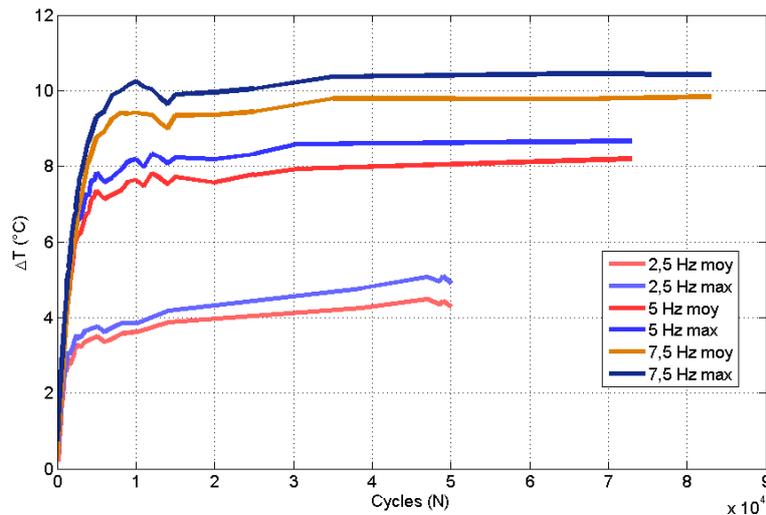


Figure 3-15 : Etude de sensibilité pour différentes fréquences

Nous constatons que la courbe de 7,5 Hz dépasse la limite de 10 °C avant stabilisation. Nous faisons une approximation logarithmique sur les courbes et nous cherchons la valeur de l'élévation de température pour 10^6 cycles. Les valeurs trouvées nous permettent de tracer l'élévation de température en fonction de la fréquence (Figure 3-16).

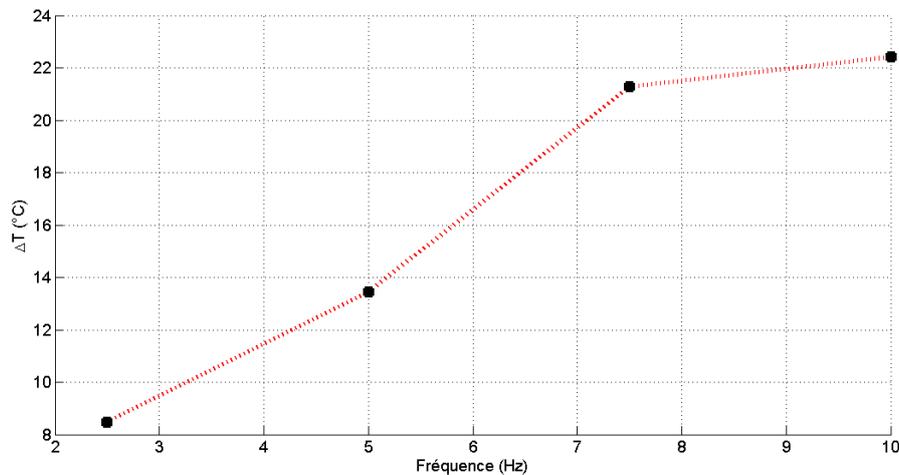


Figure 3-16 : ΔT en fonction de la fréquence

Les pointillés entre les points n'indiquent en aucun cas une interpolation linéaire. Nous déduisons de cette courbe, que la fréquence à utiliser pour ne pas dépasser 10 °C d'élévation de température est de l'ordre de 3 Hz. Dès lors, nous avons voulu vérifier si l'hypothèse est respectée en utilisant cette fréquence. Nous avons testé 2 éprouvettes supplémentaires dénommées C2FS2 et C2FS3 (Figure 3-17).

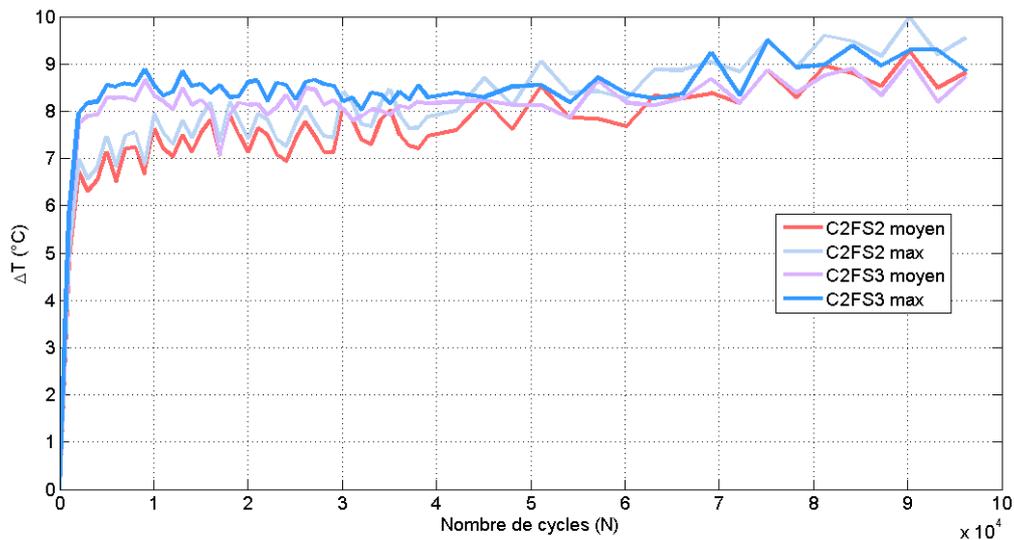


Figure 3-17 : Vérification de la fréquence utilisée

Nous constatons qu'en utilisant une fréquence de 3 Hz pour le cycle de fatigue choisi F_{final} , l'élévation de température reste inférieure à 10 °C pour 100 000 cycles. Pour la suite des travaux, nous utiliserons cette fréquence.

3.3 Méthodologie en fatigue

Pour tous les essais suivants, nous avons couplé la caméra infrarouge Flir Titanium sur le contrôleur Instron 8800 par l'intermédiaire d'une carte électronique faite par nos soins. Celle-ci nous permet alors de pouvoir déclencher la caméra infrarouge à une limite en charge définie. Nous voulons pouvoir déterminer l'évolution de la zone endommagée due à l'impact tout au long de l'essai mais aussi suivre l'évolution des propriétés mécaniques de la structure.

3.3.1 Création d'une méthode de suivi en « temps réel »

Toubal [Toubal 2006] a utilisé une méthode classique pour voir l'évolution de l'endommagement d'une éprouvette carbone/époxyde trouée en son centre. Elle consiste en la soustraction de deux images prises à un nombre de cycles différent. Des zones plus chaudes apparaissent et révèlent l'évolution de la zone endommagée.

Nous avons développé une nouvelle méthode de suivi par thermographie infrarouge en temps réel en couplant les images obtenues en CND et les images en temps réel de la caméra IR [Garnier 2010]. Dans un premier temps, l'éprouvette impactée subit une inspection CND par thermographie infrarouge active. Nous obtenons une cartographie infrarouge et nous pouvons déterminer la zone endommagée (chapitre 2). Dans un deuxième temps, le suivi en fatigue

nous donne une cartographie infrarouge de l'état du champ de température dans l'éprouvette pour tous les cycles. La méthode consiste alors à soustraire l'image CND du champ de température de la zone endommagée par impact à une image du film IR-fatigue à un nombre de cycles souhaité (Figure 3-18). Deux informations importantes sont alors fournies : la taille du défaut initial dû à l'impact et son évolution provoquée par la fatigue.

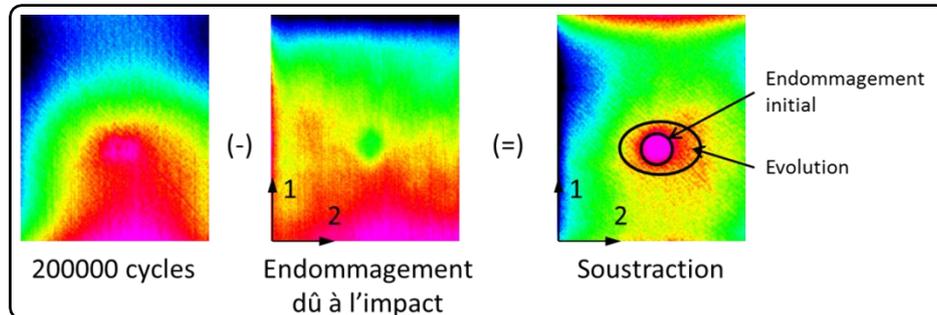


Figure 3-18 : Méthode de soustraction

Pour cet essai, la résolution spatiale est de 0,157pixel/mm.

Nous appliquons ensuite cette méthode à l'ensemble du film IR-fatigue et nous extrayons des cartographies à différents cycles réalisés (Figure 3-19).

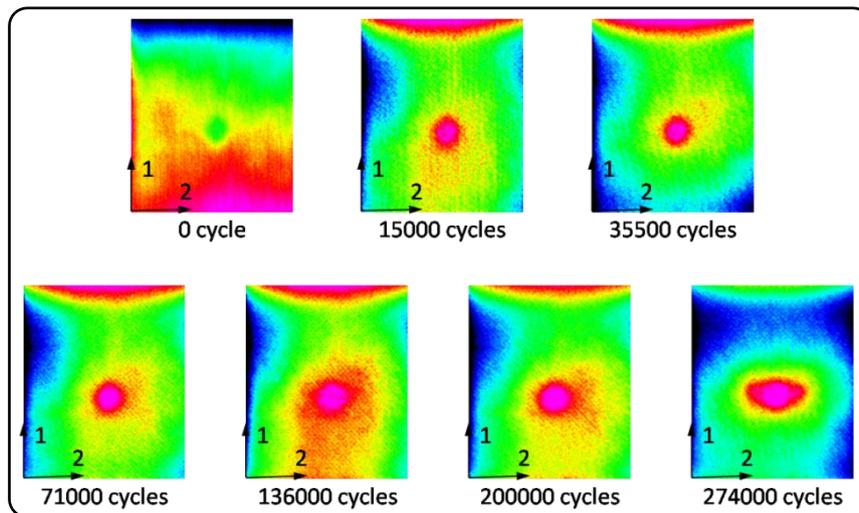


Figure 3-19 : Cartographies IR de l'évolution de la zone endommagée par impact

Cette méthode a été testée sur 3 éprouvettes impactées à 10 Joules. Nous avons choisi une énergie d'impact inférieure à l'énergie BVID de façon à ne pas trop endommager l'éprouvette et à pouvoir suivre son évolution sur une durée plus importante. Nous traçons dans un premier temps l'évolution du défaut a_i , suivant les axes 1 et 2 de l'éprouvette C2FE1 (on rappelle que l'axe 1 de l'éprouvette est l'axe de chargement de celle-ci) (Figure 3-20).

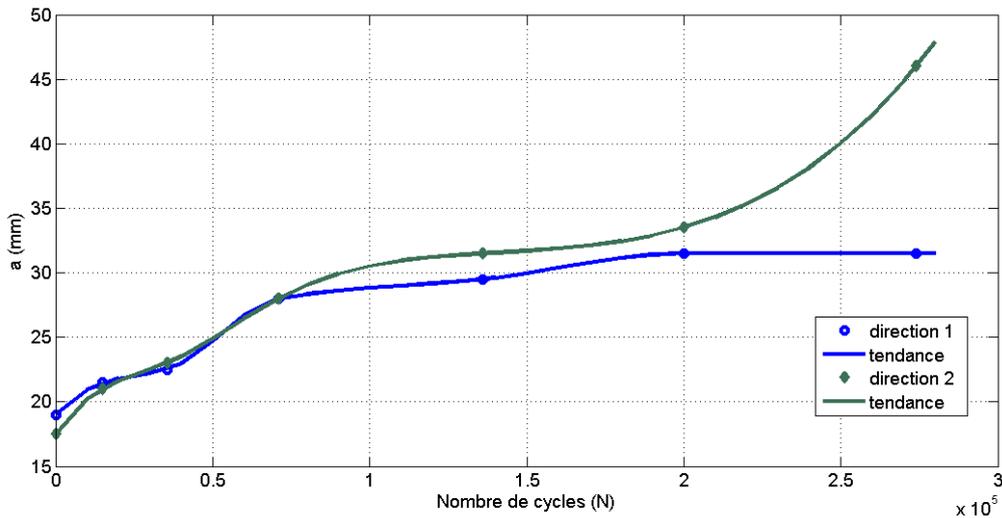


Figure 3-20 : Evolution du défaut d'impact dans les 2 directions

Suite à ce premier tracé, nous constatons que l'évolution du défaut se fait dans les deux directions du plan de chargement au début de l'essai. Lorsque la stabilisation est atteinte, le défaut ne se propage plus que dans la direction perpendiculaire à l'axe de la charge.

Dans un deuxième temps, nous traçons les courbes d'évolution du défaut pour les 3 éprouvettes C2FEi (Figure 3-21).

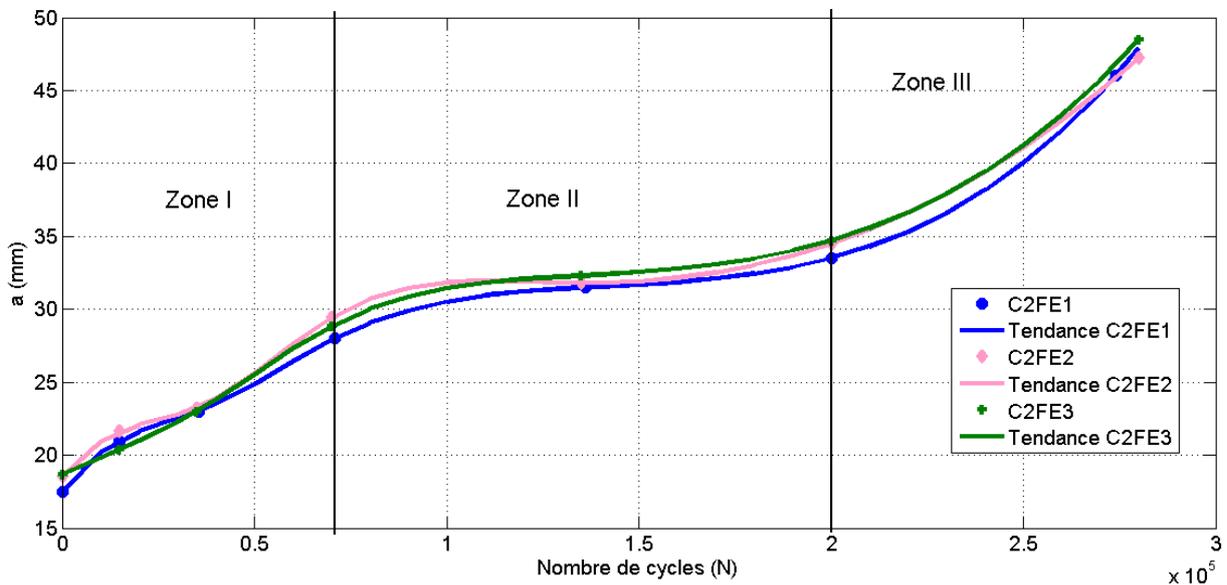


Figure 3-21 : Evolution du défaut des éprouvettes C2FEi

Nous constatons tout d'abord que l'endommagement dû à l'impact pour les 3 éprouvettes suit la même tendance. Nous pouvons alors valider la méthode utilisée puisqu'elle permet d'avoir une évolution quasiment identique, qualitativement et quantitativement, tout au long de l'essai de fatigue. Par exemple, à 200000 cycles, les valeurs de l'endommagement sont

respectivement 33,5, 34,5 et 34,7 mm pour les 3 éprouvettes. L'écart-type est alors de 0,643 pour une moyenne de 34,23. Ramené à celle-ci, il est de 2 %.

Nous remarquons ensuite que les endommagements croissent au début de l'essai et se stabilisent vers 70000 cycles. Dès lors, on débute une seconde phase de stabilisation jusqu'à 200000 cycles où commence la phase de détérioration avancée avec une évolution rapide de la taille de défaut. Cette évolution en trois phases est parfaitement en accord avec les modèles d'endommagement progressif : initiation, stabilisation, rupture. Cette tendance est en relation avec les travaux de Jamison [Jamison 1984] et Mao [Mao 2002] qui ont montré que l'évolution de la rigidité résiduelle en fatigue se fait en trois phases en utilisant un scalaire. La différence avec nos travaux est que, dans notre cas, nous avons déjà endommagé notre structure par impact.

Nous avons fait une approche quantitative de l'évolution de la zone endommagée par impact grâce à une nouvelle méthode de suivi en fatigue. Il faut cependant faire apparaître les conséquences de cet accroissement sur les caractéristiques mécaniques.

3.3.2 Méthode d'analyse des données mécaniques

La machine de fatigue permet de récupérer toutes les données mécaniques nécessaires au post-traitement. Nous le faisons comme suit (Figure 3-22).

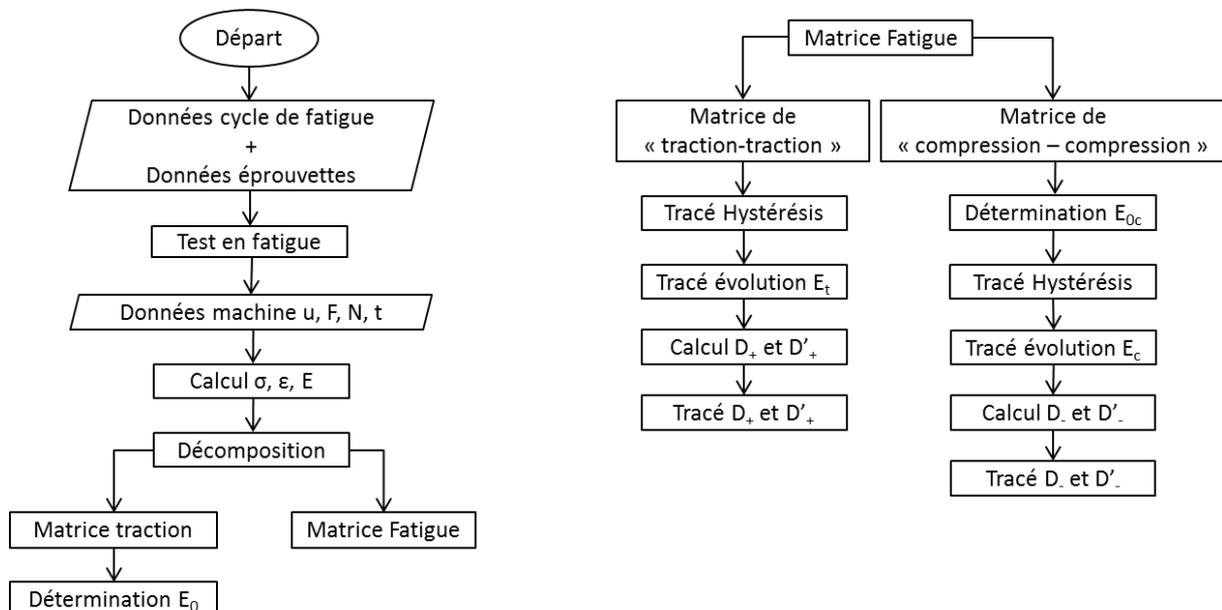


Figure 3-22 : Synopsis d'analyse des données mécaniques

avec u le déplacement machine, F la force, N le numéro du cycle, t le temps, σ la contrainte axiale, ε la déformation axiale, E le module élastique instantané, E_0 le module élastique initial en traction, E_{0c} le module élastique initiale en compression, D et D' les critères

d'endommagement et les indices + et – pour caractériser la traction ou la compression. Ces données calculées et les courbes associées nous permettent alors de tirer des conclusions sur le comportement en fatigue des éprouvettes.

Nous allons étudier le comportement de l'éprouvette C2FEi. Nous traçons tout d'abord la montée en traction jusqu'à la valeur moyenne du cycle de fatigue. L'approximation linéaire pour cette droite nous donne le module en traction initial. Nous traçons ensuite l'évolution des modules de traction et compression au cours du temps (Figure 3-23). Il faut noter que les modules sont calculés pour chaque cycle.

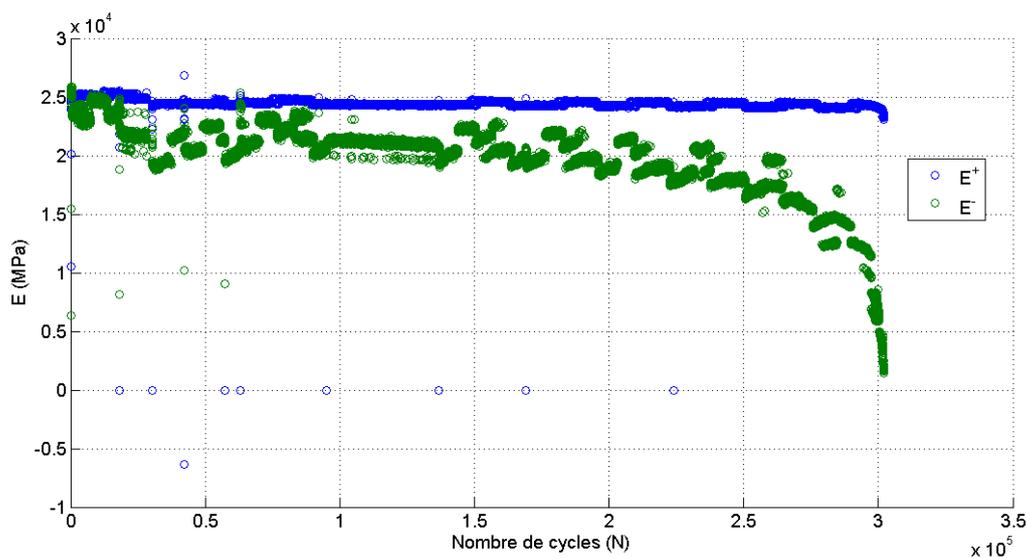


Figure 3-23 : Evolution des modules pour C2FE1

Sur ce graphe, nous pouvons tout d'abord constater que l'évolution du module élastique en traction E^+ n'évolue quasiment pas durant l'essai de fatigue (chute de 4 % entre le début de l'essai et le 250000^{ème} cycle). Cependant, à la fin de l'essai, la chute du module est plus importante (environ 8,5 %).

En ce qui concerne le module élastique en compression, il décroît jusqu'à 50000 cycles, puis on considère une légère stabilisation jusqu'à 200000 cycles. Ensuite, nous remarquons que la chute du module élastique de compression devient très importante jusqu'à la rupture. Ces deux courbes montrent que l'évolution de l'endommagement a affecté fortement le comportement de l'éprouvette en compression. Nous pouvons conclure que le passage en compression est bien un critère dimensionnant pour les matériaux composites.

Nous avons ensuite tracé les critères d'endommagement D et D' pour les phases de traction et de compression.

$$D = 1 - \frac{E}{E_0} \tag{3.5}$$

$$D' = \frac{E_0 - E}{E_0 - E_f} \tag{3.6}$$

Nous les avons tracés dans un premier temps en fonction du nombre de cycles, puis dans un deuxième temps en normant le nombre de cycle (rapport nombre de cycles sur nombre de cycles à rupture). Nous ne représenterons que la première courbe (Figure 3-24 et Figure 3-25) pour chaque domaine (traction ou compression).

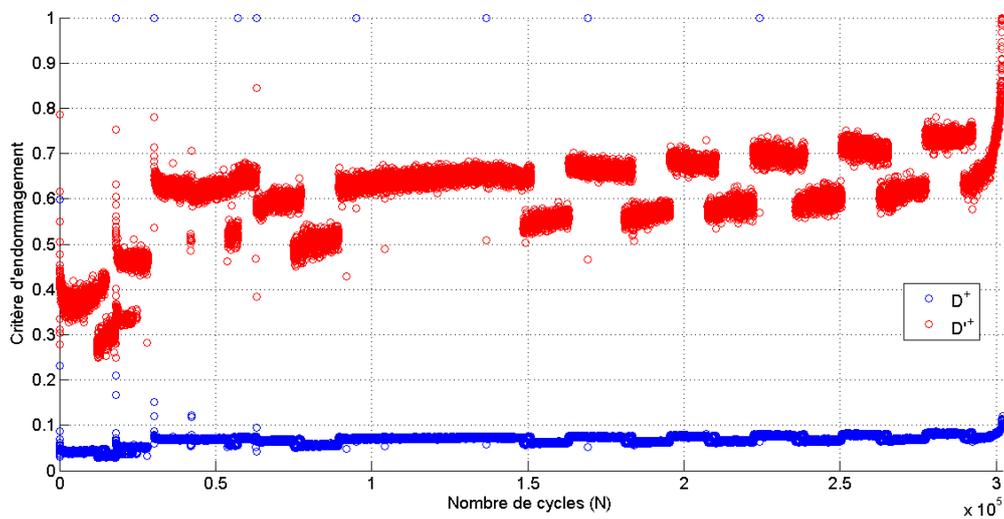


Figure 3-24 : Evolution des critères D^+ et D'^+ pour C2FE1 en traction

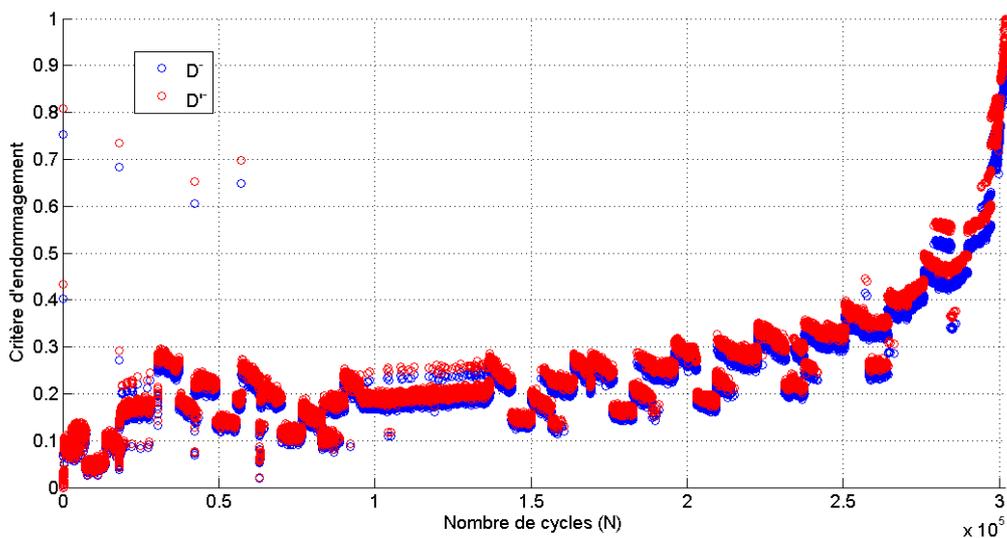


Figure 3-25 : Evolution des critères D^- et D'^- pour C2FE1 en compression

Nous obtenons les mêmes conclusions que pour l'évolution des modules en traction et en compression. Nous constatons aussi que l'endommagement de la rigidité en traction se fait sur

la fin de l'essai. Les deux critères D^- et D^{*-} sont quasiment égaux tout au long de l'essai. Cela confirme que la chute du module de compression est bien de 100 % à la fin de l'essai en fatigue.

3.4 Essais de fatigue

Cette étude se déroule sur deux types d'éprouvettes. Dans les deux cas, nous testons des éprouvettes impactées BVID et des éprouvettes saines de façon à comparer leur comportement et à prédire l'effet de l'impact sur la fatigue.

3.4.1 Eprouvettes

L'étude réalisée concerne des éprouvettes $(0)_{12}$. Elles sont dénommées $C2F\alpha-\gamma$ avec α le numéro de l'éprouvette et γ pouvant prendre pour valeur « I » si elle est impactée ou « NI » si elle ne l'est pas. L'énergie d'impact est de 25 Joules.

3.4.2 Résultats

Pour cette étude, dans la volonté de vérifier les éprouvettes en tomographie RX, nous considérons une perte de rigidité comme fin d'essai. Comme il est impossible de commander la machine d'essai par la rigidité de l'éprouvette, nous nous servons de l'évolution physique du matériau, c'est-à-dire plus d'allongement pour une même contrainte. L'activation d'une limite en déplacement nous permet alors de gérer l'évolution de la rigidité et d'arrêter l'essai. Nous considérons alors que l'éprouvette, à ce stade, ne conserve pas les caractéristiques mécaniques suffisantes pour supporter d'autres cycles en fatigue.

Nous traitons les données mécaniques en utilisant le synopsis précédemment cité (Figure 3-22). Nous traçons les courbes suivantes (Figure 3-26 à Figure 3-30).

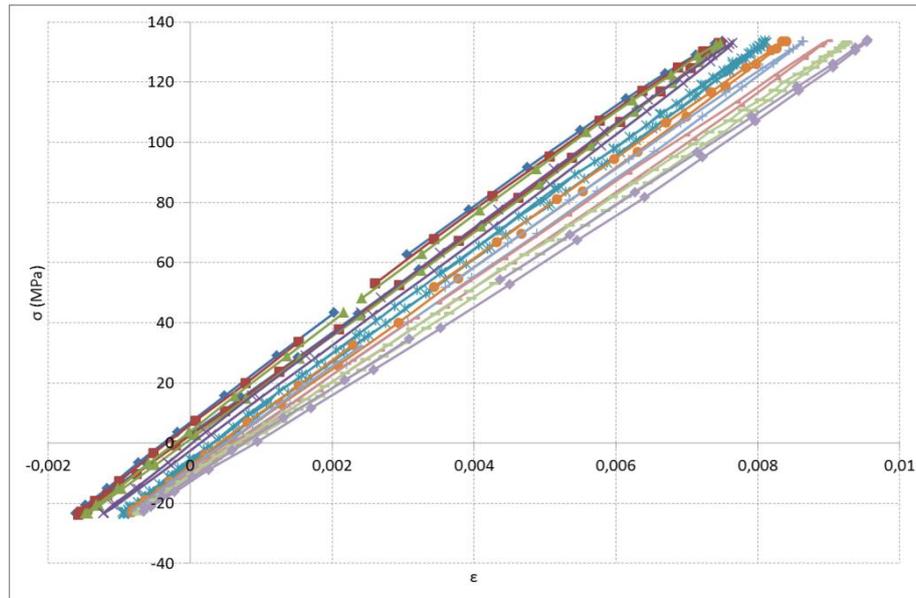


Figure 3-26 : Cycle d'hystérésis de l'éprouvette C2F3-I

Ces courbes d'hystérésis sont une représentation de l'évolution des modules lors de l'essai. Pour cette éprouvette, nous constatons que pour une charge donnée, l'allongement de l'éprouvette est de plus en plus important. De plus, nous constatons une évolution des modules de traction et pour le dernier cycle, une non-linéarité dans la phase de compression. Cette courbe nous permet de mettre en évidence les pertes de rigidité.

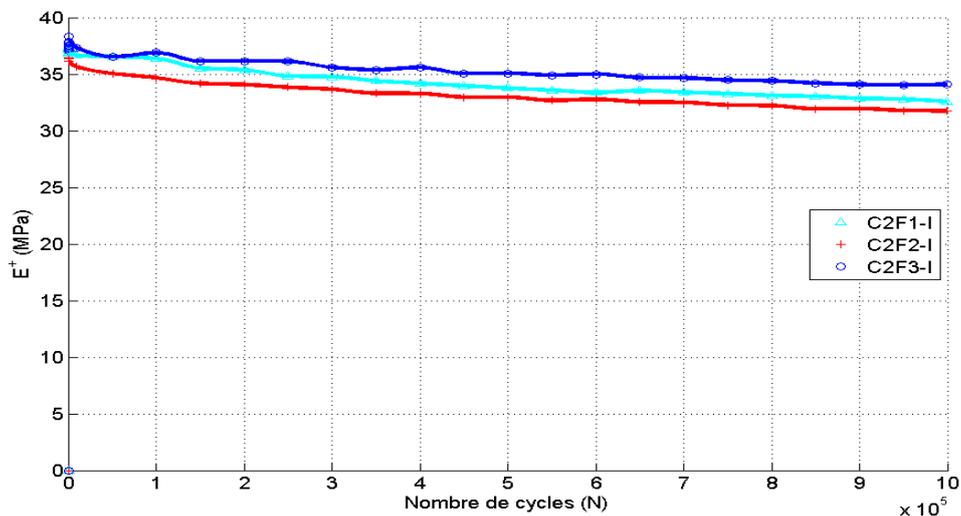


Figure 3-27 : Evolution des E^+ des éprouvettes C2F α -I

Les courbes d'évolution des modules élastiques en traction des éprouvettes testées suivent exactement la même évolution (Figure 3-27). Leur module décroît de façon plutôt linéaire tout au long de l'essai. On constate donc une perte de rigidité tout au long de l'essai. Cette diminution est due à l'accumulation de l'endommagement dans l'éprouvette. Cependant, comme les fibres sont sollicitées dans leur sens longitudinal en traction, elles acceptent la

quasi-totalité de la charge. L'endommagement de la résine n'affecte donc que très peu le module en traction.

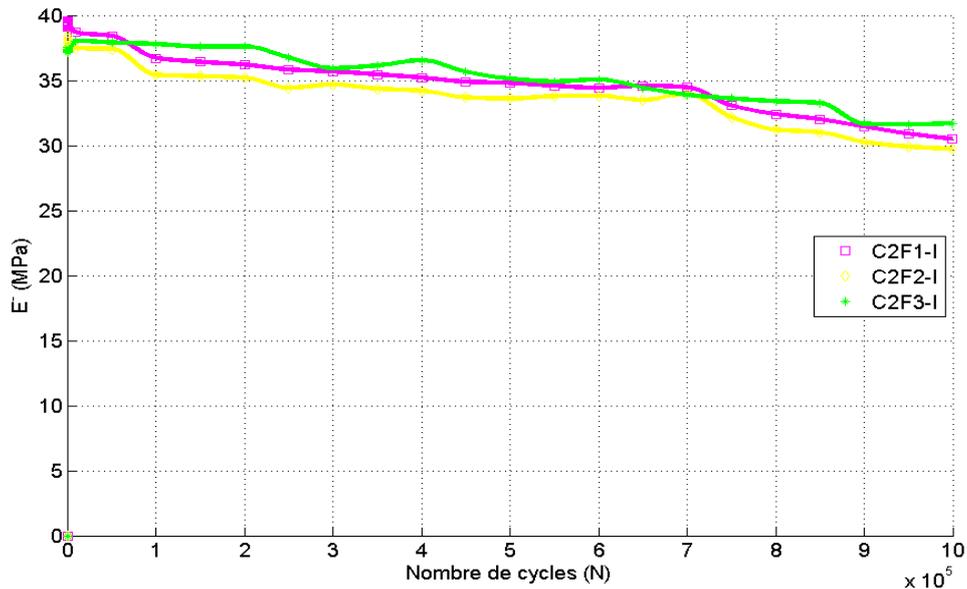


Figure 3-28 : Evolution des E^- des éprouvettes C2Fa-I

Nous constatons que les rigidités en compression diminuent tout au long de l'essai (baisse de 17 %). Cependant, cette décroissance n'est pas linéaire et nous constatons des baisses un peu plus brutales pour 10^5 cycles et 7.10^5 cycles (Figure 3-28) dans le cas des éprouvettes C2F1-I et C2F2-I. Nous pouvons alors dire que l'évolution suit bien le modèle en 3 phases et que la ruine du matériau est proche.

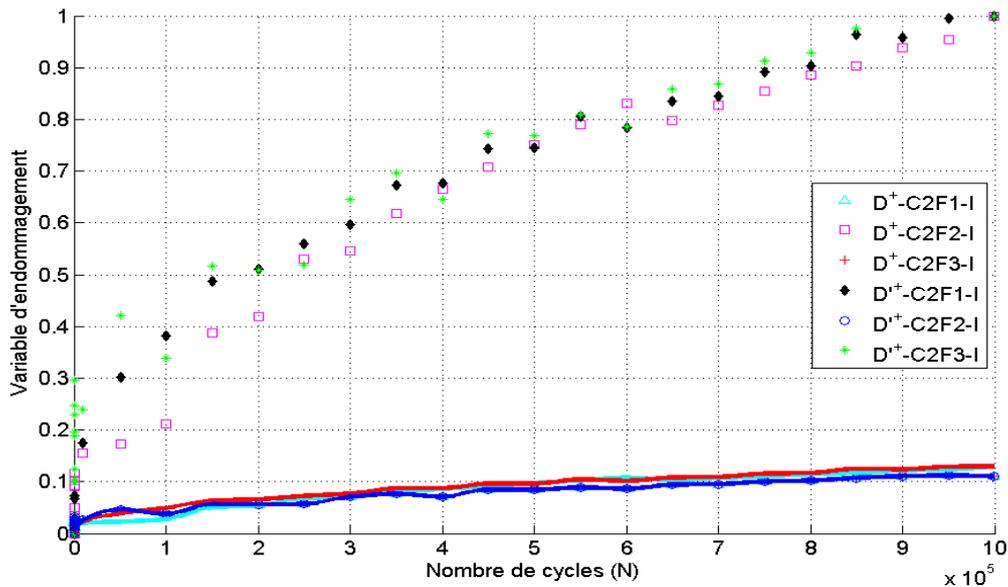


Figure 3-29 : Evolution des D^+ et D^{++} des éprouvettes C2Fa-I

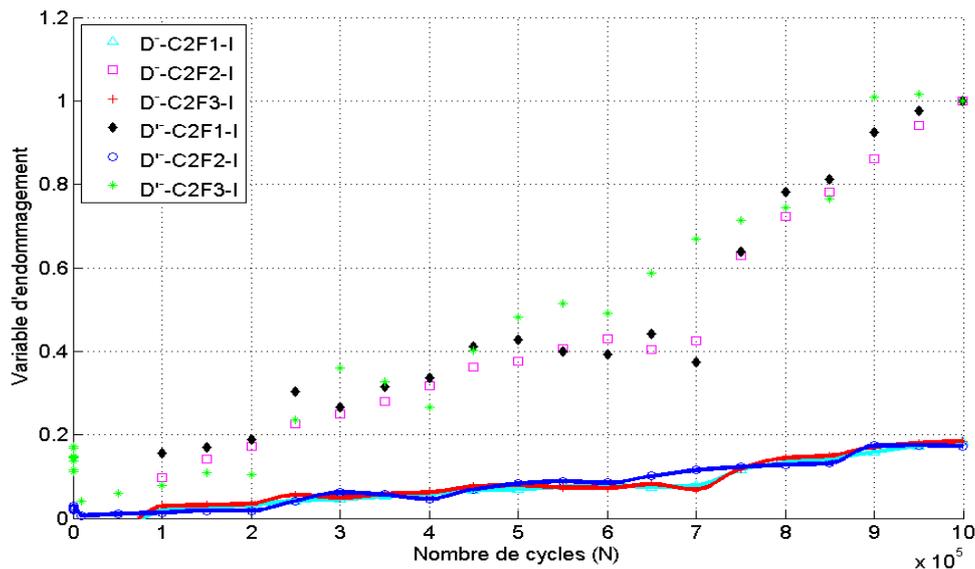


Figure 3-30 : Evolution des D^- et D^+ des éprouvettes C2F α -I

Pour l'évolution des critères d'endommagement (Figure 3-29 et Figure 3-28), nous constatons les mêmes tendances que pour les rigidités. Nous pourrions noter, que ce soit dans l'étude expérimentale finale ou dans l'étude de la mise au point de la méthode de suivi en temps réel, que la phase III de l'évolution rapide de l'endommagement commence à 70 % de la durée de vie totale de l'éprouvette. Une étude supplémentaire pourrait donc être mise en œuvre pour vérifier cette hypothèse.

Des plaques saines ont été testées sur le même cycle en fatigue pour déterminer la réduction du nombre de cycles due à l'impact. Il s'avère qu'après $2,5 \cdot 10^6$ cycles, aucun des essais n'était terminé. Nous en concluons alors que les éprouvettes C2F α -NI sont chargées en dessous de leur limite d'endurance. Nous pouvons aussi affirmer que l'impact fait passer une éprouvette de la zone d'endurance illimitée à la zone d'endurance limitée.

3.4.3 Analyse CND « post-mortem »

Cette analyse se fait à l'aide d'images tomographiques (Figure 3-31). Le but est d'essayer d'avoir une visualisation dans l'épaisseur du défaut final et d'essayer d'interpoler le scénario d'endommagement. L'utilisation de la tomographie est réalisée pour la détermination de l'endommagement dans les composites à l'échelle macroscopique.

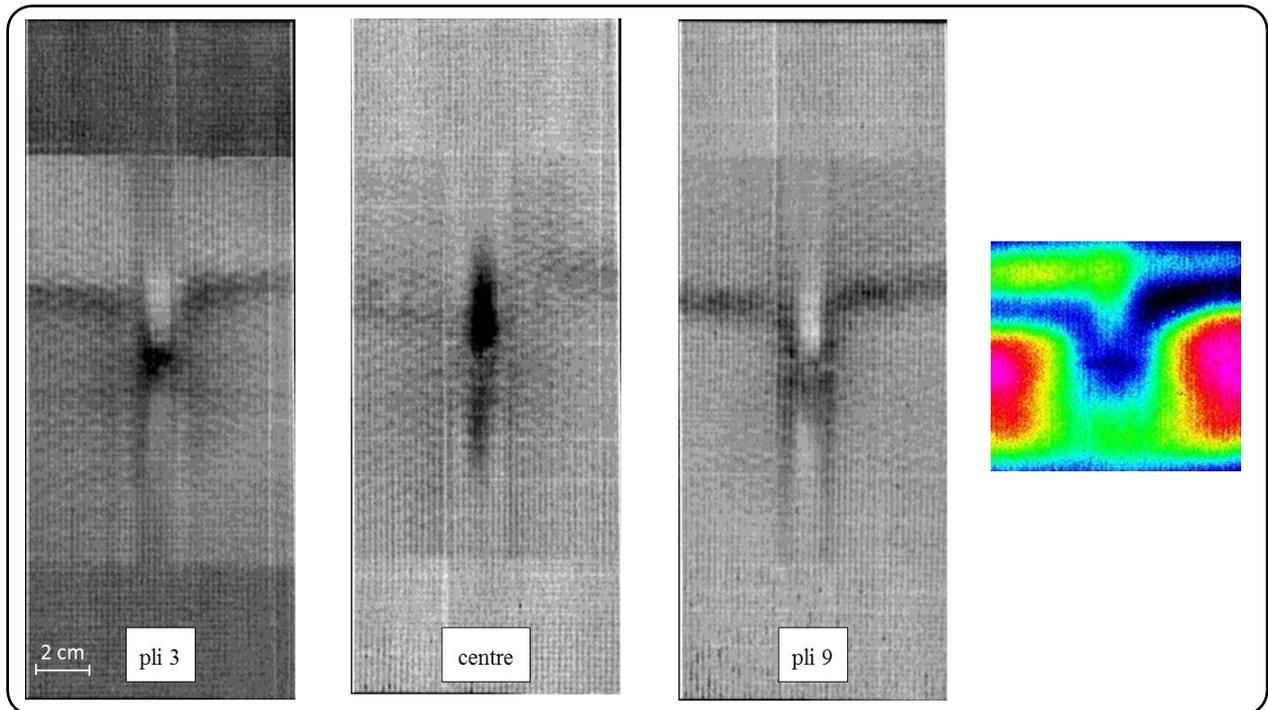


Figure 3-31 : Coupes tomographiques et image IR du défaut

Les coupes sont réalisées tous les 0,3 mm et les caractéristiques du tomographe sont présentés dans le chapitre 2. Les coupes tomographiques sont en niveau de gris : le niveau le plus foncé correspond à l'air et le niveau le plus clair au carbone. Dans un premier temps, nous pouvons constater que le délaminage dû à l'impact s'est propagé de façon symétrique dans l'épaisseur. Le faciès de l'endommagement est le même des deux côtés de la fibre neutre. De plus, nous constatons que l'endommagement s'est propagé de façon verticale dans le plan moyen de l'éprouvette. Dans les plis 3 et 9, l'endommagement dû à l'impact est présent au centre de l'éprouvette. Il s'est ensuite propagé verticalement suivant les fibres puis s'est propagé perpendiculairement à la charge. Nous constatons que la décohésion est bien présente d'un bord à l'autre de l'éprouvette.

En comparant les images tomographiques et infrarouges (qui sont à la même échelle), nous constatons que le défaut final révélé par les deux méthodes est similaire tant au niveau qualitatif que quantitatif. Les deux méthodes CND ont prouvé leur complémentarité.

3.5 Conclusion

Ce chapitre nous a tout d'abord permis de faire face à tous les problèmes relatifs aux essais de fatigue. Il nous a fallu acquérir les compétences en terme de normalisation pour pouvoir non seulement valider des essais mais aussi comprendre les phénomènes mis en jeu lors de l'élaboration de l'essai de fatigue. La capitalisation de connaissance est le premier apport de ce chapitre.

Nous avons ensuite pu déterminer plusieurs cycles de fatigue et les tester. Nous avons confirmé l'influence de la fréquence sur l'élévation de la température. L'étude de sensibilité en fréquence a montré que pour des charges moyennes en traction et compression, comme celles utilisées dans ce chapitre, la fréquence d'essai est limitée. Dans notre cas, pour des essais de fatigue en traction-compression, elle est de l'ordre de 3 Hz. Une étude complémentaire en flexion pourrait sûrement permettre d'augmenter la fréquence. Cependant, un suivi d'essai par thermographie infrarouge n'est peut-être plus envisageable à cause des problèmes de chargement de l'éprouvette (poinçon en contact avec la zone utile de l'éprouvette), de déclenchement et de vitesse d'acquisition.

Nous nous sommes intéressés au suivi en fatigue. L'utilisation de la caméra infrarouge semble être un moyen adapté. Il faut cependant conserver en mémoire que ce moyen optique a certaines limites. Dès lors, quand nous voulons avoir des charges de compression importantes, un système d'anti-flambement ne peut pas être installé sur l'éprouvette. Nous avons mis en œuvre une nouvelle procédure de suivi de l'évolution du défaut dû à l'impact en nous appuyant sur les méthodes de soustraction. Cette procédure s'est avérée très probante pour voir le défaut initial et sa propagation au cours du temps. Cependant, cette procédure a montré ses limites dans le cas d'un impact BVID avec des chargements en fatigue plus importants. Il est envisageable de post-traiter les films thermographiques en utilisant des filtres ou en remontant aux sources de chaleur pour ne conserver que la partie d'énergie dissipée. Une autre possibilité serait de coupler la machine d'essai, la caméra infrarouge et une lampe halogène de façon à faire une image CND du défaut à l'aide de cette dernière (méthode utilisée dans le chapitre 2). L'acquisition de l'évolution de la taille endommagée serait alors progressive. Le post-traitement pourrait se faire de la même façon qu'au chapitre 2 en utilisant le logiciel imageJ.

Les données mécaniques obtenues lors des essais de fatigue montrent que l'évolution de la rigidité d'un composite impacté suit le modèle de Jamison [Jamison 1984] en trois phases. Les 2 premières ne sont pas tout le temps bien distinctes parce que nous avons déjà

endommagé volontairement la structure. Il faut noter que dans le cas des structures déjà impactées, l'endommagement évolue à partir du centre de l'éprouvette (zone d'impact). De plus, la rigidité en compression est le facteur le plus affecté au cours du cyclage. La singularité causée par le défaut est source de flambage local. Une étude complémentaire pourrait être réalisée en couplant un système de corrélation d'images à des caméras rapides pour voir le comportement de cloquage de la zone endommagée.

Ce chapitre s'inscrit dans une démarche de compréhension du phénomène d'impact et de son évolution au cours du temps. Nous ne nous sommes intéressés qu'à un seul couple tissu/résine. Dès lors, nous voulons d'autres tissus, résines de façon à comprendre les différences entre ces facteurs et d'identifier les plus importants.

Chapitre 4

Analyse statistique de l'impact des Matériaux Composites

4.1	Etat de l'art	152
4.1.1	Introduction.....	152
4.1.2	Terminologie.....	155
4.1.3	Les principaux plans d'expériences.....	156
4.2	Création du Plan d'Expériences (P.E).....	159
4.2.1	Choix des réponses et des facteurs	159
4.2.2	Choix du type de Plan d'Expériences.....	164
4.2.3	Création de la matrice d'expériences	165
4.2.4	Méthode de dépouillement	166
4.3	Caractérisation des matériaux du P.E	168
4.3.1	Mesure des propriétés physiques.....	168
4.3.2	Détermination des constantes élastiques	169
4.4	Essais Plan d'Expériences (impact).....	170
4.4.1	Réponses obtenues	170
4.4.2	Graphes des effets moyens	172
4.4.3	Dépouillement statistique.....	175
4.4.4	Analyse des résultats	176
4.5	Conclusion	178

Dans les parties précédentes de ce mémoire, nous avons caractérisé le comportement du composite carbone/époxyde G926/RTM6, réalisé par infusion de résine liquide sous sollicitations dynamiques de type impact et fatigue. Cette partie a pour but d'étendre la compréhension du phénomène d'impact à d'autres systèmes fibres/résine en faisant varier différents paramètres, autant au niveau procédé de fabrication qu'au niveau des matériaux et de la séquence d'empilement utilisée.

La première partie de ce chapitre a pour but de familiariser le lecteur à la notion de plan d'expériences. Nous définissons tout d'abord les notions à connaître pour élaborer un plan d'expériences. Nous établissons ensuite une étude bibliographique pour définir un grand nombre de type de plans d'expériences, leur particularité et leur domaine d'application.

La deuxième partie de ce chapitre traite de l'élaboration du plan d'expériences relatifs à notre étude jusqu'à son dépouillement. Nous expliquons dans un premier temps le choix des différents paramètres et de leurs niveaux, puis dans un deuxième temps le type de plan d'expériences utilisé.

La troisième partie de ce chapitre est consacrée à déterminer les propriétés thermomécaniques, rhéologiques et mécaniques des nouveaux matériaux utilisés de façon à pouvoir définir les réponses choisies (abattement des propriétés mécaniques par exemple).

La dernière partie est consacrée à la réalisation des expériences relatives à chaque jeu de paramètre en s'appuyant sur les méthodes développées dans les chapitres précédents. Nous réalisons ensuite le dépouillement et l'analyse du plan d'expériences et nous tirons des conclusions sur l'influence du niveau des paramètres choisis sur les quatre réponses déterminées.

4.1 Etat de l'art

4.1.1 Introduction

Les plans d'expériences sont nés de la volonté des scientifiques, agronomes et statisticiens afin de savoir si leur façon d'exécuter leurs recherches expérimentales était la meilleure. Toute leur démarche et les acquis obtenus sont regroupés sous la forme d'une méthodologie appelée expérimentique [Goupy 2001]. Celle-ci est basée sur un processus d'acquisition des connaissances.

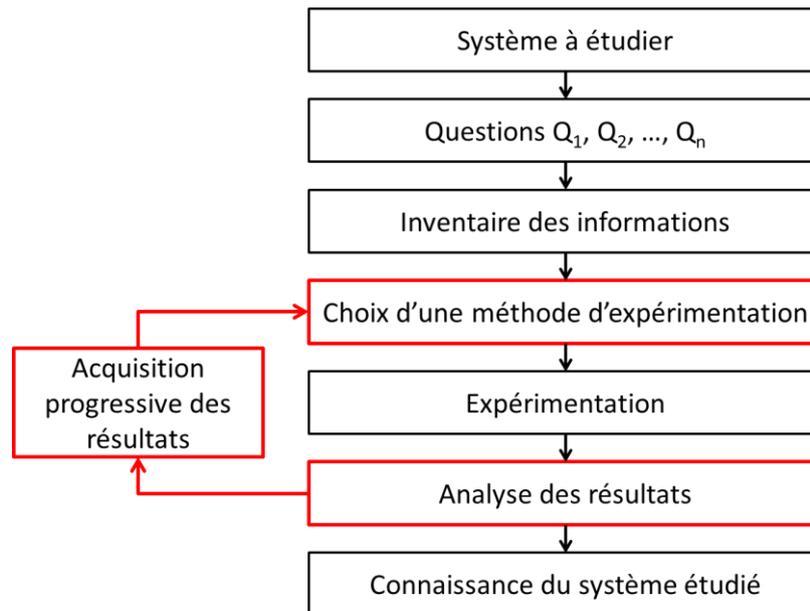


Figure 4-1: Processus d'acquisition des connaissances [Goupy 2001]

Les parties encadrées en rouge définissent les domaines de l'expérimentique. L'expérimentateur doit au préalable connaître le système à étudier et se poser les questions pour mieux le définir. Ensuite, il doit post-traiter les premiers résultats de façon à pouvoir définir d'autres expériences à produire pour connaître de façon globale son système. Le problème est alors de savoir orienter l'étude vers les expériences nécessaires à la compréhension du phénomène. De plus, l'expérimentateur fait attention à ne faire varier qu'un phénomène à la fois : la variation de plusieurs facteurs simultanément pourrait nuire à l'analyse des résultats et aux orientations futures à donner à l'expérimentation.

La méthode classique est de fixer quasiment la totalité des variables (S) sauf une et de la faire varier : le nombre de points expérimentaux (n) est alors choisi. On fait toutes les expériences définies et on trace la réponse en fonction de la variable. Si l'on veut étudier la totalité des variables S , le nombre d'expériences à réaliser (N) est alors :

$$N = S^n \quad (4.1)$$

De plus, pour être sûr que la réponse mesurée soit correcte, il faut renouveler chaque expérience de façon à avoir plusieurs résultats similaires. Le nombre d'expériences grandit alors de façon multiplicative. Cette démarche n'est alors pas viable. Deux solutions se présentent à l'expérimentateur : diminuer le nombre de points expérimentaux ou diminuer le nombre de variables. Que ce soit dans le premier cas ou dans le second, un nombre de données non négligeables est perdu et la compréhension du système est biaisée. Dès lors, la méthode des plans d'expériences fut développée pour pallier à la méthode de l'expérimentique.

La différence capitale entre les deux méthodes est que, pour les plans d'expériences, on fait varier les niveaux de tous les facteurs à la fois pour chaque expérience. Ce changement se fait tout de même de manière programmée et raisonnée. Le changement incessant de tous les facteurs à la fois semble être un inconvénient mais il apporte de nombreux avantages [Goupy 2001] :

- diminution du nombre des essais,
- nombre de facteurs étudiés très grand,
- détection des interactions entre facteurs,
- détection des optimaux,
- meilleure précision sur les résultats,
- optimisation des résultats,
- modélisation des résultats.

Les plans d'expériences permettent alors d'étudier de nombreux facteurs (discrets ou continus) à différents niveaux et de déterminer les plus influents. Ainsi, des essais complémentaires peuvent être effectués sur les variables identifiées précédemment. De plus, ils permettent de réaliser une étude complète en limitant le budget et le temps consommé.

Les premiers plans d'expériences ayant vu le jour sont l'œuvre de Fischer [Fisher 1925, Fisher 1935]. Ils sont basés sur le fait que l'on fait varier simultanément plusieurs critères. Leur organisation doit combiner les facteurs. Ils portent le nom de « plans en carrés latins ou carrés gréco-latins », analyse de la variance, ... Ces idées furent reprises par des agronomes tels que Yates [Yates 1937] et Cochran et par des statisticiens qui développèrent des méthodes plus avancées, par exemple la méthode de Plackett et Burman [Plackett 1946]. De nombreux plans ont été élaborés par la suite.

Après ce bref historique de la pensée des créateurs des plans d'expériences, nous allons maintenant définir les données importantes nécessaires à sa création. L'utilisation des plans d'expériences nécessite la connaissance de la terminologie associée.

4.1.2 Terminologie

Les termes explicités ci-dessous seront utilisés dans le reste du chapitre.

Réponse

C'est la grandeur la plus importante pour les plans d'expériences. Elle traduit l'intérêt de faire les expériences. C'est la grandeur que l'on mesure pendant les expériences. Les réponses peuvent être multiples pour un même P.E.

Facteurs

Ce sont toutes les grandeurs qui, par leur variation, affectent la réponse. Ce sont les grandeurs sur lesquelles va agir l'expérimentateur. Elles peuvent être continues (valeurs numériques qui peuvent varier) ou discontinues (données qualitatives). Ces facteurs sont représentés, dans la théorie des plans d'expériences par un axe gradué. Si plusieurs facteurs sont présents, la combinaison de ces axes forme l'espace expérimental.

Espace expérimental

Il est formé des axes de tous les facteurs présents dans le modèle. Chacun est représenté perpendiculairement aux autres : un espace euclidien est créé. Il faut avoir à l'esprit qu'un plan d'expériences à n facteurs est représenté par un espace euclidien à n dimensions. Sa représentation n'est pas aisée mais elle existe. L'espace expérimental comprend tous les points du plan d'expériences, c'est-à-dire toutes les expériences réalisées avec tous les jeux de paramètres prédéfinis.

Niveaux et domaine d'un facteur

Le niveau d'un facteur est la valeur que prend ce facteur au moment de l'expérience. On l'appelle aussi la modalité du facteur. Le facteur peut prendre plusieurs niveaux différents. Deux d'entre eux sont caractéristiques : le niveau haut (plus grande 'valeur' que peut prendre ce facteur) et le niveau bas (plus petite 'valeur' atteinte par ce facteur). Ces niveaux peuvent prendre comme valeurs $+1$ et -1 . Ils définissent les bornes de domaine du facteur. Celui-ci est représenté par toutes les modalités que peut prendre le facteur entre son niveau bas et son niveau haut.

Domaine d'étude

Ce domaine correspond à une partie de l'espace expérimental. Chaque facteur est borné par ses niveaux haut et bas. L'ensemble de ces niveaux constitue un domaine dans lequel toutes les expériences ont lieu.

Point expérimental et plan d'expériences

Le point expérimental correspond aux coordonnées d'une expérience dans l'espace expérimental. C'est le point pour lequel tous les facteurs ont un niveau donné et fixe. L'ensemble des points expérimentaux sont les jeux de données (combinaisons des facteurs) du plan d'expériences. Pour minimiser le nombre d'expériences et balayer le spectre le plus large du domaine d'étude, les points expérimentaux sont placés sur les bords de celui-ci. Un point additionnel en son centre permet de contrôler les résultats obtenus.

Surface de réponse

Pour chaque point du domaine d'étude correspond une réponse. L'ensemble de cette multitude de points expérimentaux forme une surface de réponse. Elle est donc la transcription de l'évolution de la réponse lorsque l'on fait varier les paramètres. C'est la représentation visuelle du modèle mathématique du plan d'expériences.

Toute cette terminologie permettra donc à l'utilisateur de mieux se retrouver lors de l'explication des principaux plans d'expériences décrits ci-après.

4.1.3 Les principaux plans d'expériences

De nombreux plans d'expériences existent. Ils ont été développés et optimisés de façon à pouvoir traiter de plus en plus de facteurs avec de plus en plus de niveaux et ce, en minimisant le nombre d'expériences. Nous allons expliquer les principaux plans utilisés dans la partie suivante.

Plan factoriel complet S^K [Yates 1937]

Le plan factoriel complet est le plus simple à mettre en œuvre et peut s'appliquer autant aux variables continues qu'aux variables qualitatives. Il permet de mettre en évidence les facteurs importants mais aussi les interactions entre facteurs. Pour la plupart des utilisations, on n'assigne que deux niveaux à chaque facteur (niveau haut et niveau bas). Le nombre d'expériences à réaliser est alors de 2^K , avec K le nombre de facteurs. Le dépouillement est

simple et rapide. Cependant, lorsque le nombre de facteurs devient important, le nombre d'expériences croît très rapidement.

Plan de Plackett et Burman [Plackett 1946]

Ces plans apparaissent en 1946 et permettent l'étude d'un grand nombre de facteurs à deux modalités en respectant les règles d'orthogonalité. Celles-ci facilitent donc l'analyse finale du Plan d'Expériences. Ils sont intermédiaires aux plans factoriels à deux niveaux puisqu'ils sont basés sur les matrices d'Hadamard [Goupy 2001]. Celles-ci nécessitent un nombre d'expériences multiple de 4 alors que les plans factoriels ont besoin d'un nombre d'expériences puissance de 2.

Ce type de plans d'expériences s'applique fortement aux problèmes de criblage (détermination des facteurs les plus importants dans l'optique de faire un plan d'expériences pour surface de réponse avec ces facteurs). Du fait qu'ils soient souvent saturés, leur modèle mathématique ne comporte aucun terme d'interaction : les facteurs les plus influents sont alors directement déterminés.

Plan factoriel fractionnaire S^{K-q} [Box 2005]

Ces plans ont été créés de façon à pallier le nombre trop important d'expériences dans le cas du plan factoriel. Dans ce cas, on va réduire le nombre d'essais de S^q . Par exemple, dans le cas d'un plan factoriel fractionnaire avec K facteurs à 2 niveaux, on réduit de 2^q le nombre d'essais. Ce type de plan nous permet d'avoir un système de n équations (nombre d'essais réalisés) à p inconnues (les inconnues du modèle mathématique). Comme on ne sait pas résoudre ce type de système, on utilise des alias ou contrastes qui permettent d'exprimer les coefficients d'une inconnue par rapport aux autres.

Il faut cependant être prudent dans l'utilisation de ce type de plan d'expériences. Le pari est d'espérer que les alias utilisés sont égaux à un des effets principaux. Cela induit alors que les interactions entre les facteurs sont faibles. Si c'est le cas, le plan est utilisé comme tel, sinon des expériences complémentaires sont ajoutées au plan d'expériences. Pour mener à bien ce type de plan d'expériences, certaines hypothèses doivent être vérifiées [Goupy 2001] :

- Les interactions entre trois facteurs ou plus, appelées interactions d'ordre 3 ou d'ordre supérieur, sont considérées comme négligeables,
- Lorsqu'un alias est nul, nous considérons que les effets et interactions « aliasées » sont tous nuls,

- Lorsque deux contrastes sont faibles ou qu'un contraste est faible et l'autre fort, l'interaction entre les deux alias est considérée faible,
- Lorsque deux contrastes sont forts, il faut faire attention à leur interaction, qui peut l'être aussi.

Parfois, ces hypothèses peuvent être mises en défaut. Il faut alors que l'utilisateur pose bien ses hypothèses de départ afin de pouvoir interpréter le plan d'expériences comme il l'a défini.

Tables de Taguchi [Taguchi 1987]

Les tables de Taguchi sont nées des travaux de Plackett et Burman [Plackett 1946]. Les niveaux des facteurs ne sont plus définis par -1 et +1 dans le système de coordonnées centrées réduites, mais par 1 et 2. Les tables sont dénommées L_n avec n le nombre d'expériences. Par exemple la table L_8 correspond à un plan de Plackett et Burman 2^3 . A leurs créations, ces tables ne prenaient pas en compte les interactions. Au fur et à mesure de leur utilisation, les interactions ont été intégrées. Ce modèle est actuellement fortement utilisé, surtout dans le domaine de la qualité, puisqu'il minimise le coût de la non-qualité grâce à l'utilisation du rapport signal/bruit. Ces tables sont la base de l'ingénierie robuste.

Plan des variables qualitatives

Ces plans ont été élaborés à partir des tables de Taguchi [Taguchi 1987]. Ils permettent de prendre en compte un nombre de facteurs importants ayant des modalités qualitatives. Le nombre des modalités peut être supérieur à 2. Il faut faire attention à l'interprétation du modèle. Les coefficients du modèle mathématique représentent alors l'influence du passage à la modalité choisie.

Les trois prochains plan d'expériences font partie des plans d'expériences pour surface de réponse.

Plan composite [Goupy 2005]

Ce type de plan est constitué de trois parties :

- un plan factoriel à 2 niveaux
- au moins un point expérimental au centre de l'étude
- des points axiaux situés sur chacun des axes du domaine

Ces derniers sont en dehors du domaine expérimental du plan factoriel. Ils sont ajoutés et permettent de justifier le critère de presu'orthogonalité ou d'isovariance par rotation.

Ce type de plan permet une acquisition progressive des résultats.

Plan de Doehlert [Doehlert 1970]

Sa caractéristique principale est de répartir uniformément les points expérimentaux dans le domaine expérimental. Tous ces points sont à la même distance du centre du domaine d'étude. Dans le cas d'un plan à deux facteurs, tous les points expérimentaux se retrouvent sur le cercle trigonométrique et forment un hexagone régulier. Si l'expérimentateur décide de faire des expériences supplémentaires, il peut les ajouter de façon à retrouver un nouveau plan de Doehlert en changeant le centre du domaine expérimental.

Plan de Box-Behnken [Box 1960]

Dans ce type de plan, le domaine expérimental est défini par un cube ou un hypercube. Tous les points expérimentaux se trouvent alors au milieu de chacune des arêtes de cet hypercube. Un ou plusieurs points centraux sont ajoutés aux points expérimentaux précédents. Un des avantages majeurs des plans de Box-Behnken est qu'ils répondent à un critère d'optimisation particulier : du fait que tous les points expérimentaux appartiennent à une hypersphère centrée sur le domaine, l'erreur de prévision sur les réponses est la même pour tous les essais. On appelle ce critère, critère d'isovariance par rotation.

Nous avons pu voir les spécificités de certains plans d'expériences. D'autres existent, plus ou moins complexes. Le choix du plan d'expériences se fait après avoir défini les facteurs et leurs niveaux. Nous allons donc, dans la partie suivante, réaliser toute la démarche de création du plan d'expériences.

4.2 Création du Plan d'Expériences (P.E)

4.2.1 Choix des réponses et des facteurs

4.2.1.1 Réponses

Tout plan d'expériences est caractérisé par les facteurs et leurs influences mais aussi par les réponses souhaitées. Comme nous nous trouvons dans une problématique de réponse à l'impact de matériaux composites réalisés par un procédé de fabrication innovant, les réponses concernent le procédé de fabrication et les essais d'impact.

Les réponses concernées sont donc :

- La santé matière du produit fini, en termes de taux de porosité, taux de fibres, taux de polymérisation et température de transition vitreuse,
- L'indentation résiduelle due à l'impact après 48h de relaxation,
- La taille de la Zone Endommagée (ZE) due à l'impact,
- Les caractéristiques mécaniques après impact en termes de perte de rigidité et de résistance.

4.2.1.2 Facteurs

Dans le chapitre 2, nous avons déterminé à partir de la bibliographie un nombre important de paramètres pouvant agir sur la réponse à l'impact des matériaux composites réalisés par le procédé de moulage sous bâche de pré-imprégnés carbone/époxyde. Dans notre cas, et dans l'optique d'une application aéronautique, la résine utilisée est toujours la formulation RTM6 puisqu'elle est la seule qualifiée pour les procédés d'injection. Dès lors, nous réduisons le nombre de paramètres et nous pouvons les classer en trois grandes classes (Tableau 4-1).

Matériaux	Procédés de fabrication	Essais d'impact
Grammage du tissu	Vitesse de montée en température	Forme de l'impacteur
Nombre de filaments	Durée du palier de polymérisation	Maintien de la plaque
Type de fibres	Température du palier de polymérisation	Dispositif anti-rebonds
Armure du tissu	Vitesse de descente en température	
Séquence d'empilement	Pression appliquée	
Poudrage fibres		

Tableau 4-1 : Paramètres influençant la réponse à l'impact des matériaux composites

Réduction du nombre de facteurs

Il faut rappeler que l'utilisation d'un nombre important de paramètres conduit à une matrice d'expériences de grande dimension et, de ce fait, à un nombre important de paramètres d'essais [Pillet 1994, Goupy 2001, Goupy 2005]. De plus, pour chaque jeu de paramètres, nous devons multiplier le nombre d'éprouvettes et d'essais de façon à avoir des résultats reproductibles.

Si nous décidons de faire l'étude avec les 14 paramètres définis en utilisant un plan factoriel complet à 2 niveaux, nous avons 2^{14} (16384) jeu de données. Pour chacun d'eux, nous devons faire 3 essais pour la reproductibilité. Il en découle alors 49152 essais. Ainsi, il est nécessaire

de réduire le nombre de paramètres, en identifiant les plus significatifs pour positionner notre étude.

Facteurs liés à l'impact

Dans un premier temps, nous nous plaçons dans la configuration d'un essai d'impact répétitif correspondant à un impact de grêle. Ainsi, nous le considérons constant : ses paramètres sont alors inchangés. Les paramètres identifiés relatifs à l'essai (Tableau 4-1) sont donc enlevés de l'étude.

Facteurs liés au procédé

Dans un deuxième temps, nous identifions, pour les deux classes restantes, les paramètres pouvant être négligés. En ce qui concerne, le procédé de fabrication, nous choisissons de réaliser toutes les éprouvettes sous les mêmes conditions de pression. La pression appliquée n'est de ce fait plus un facteur du plan d'expériences. Ce choix est justifié par le taux volumique en fibres de la pièce finale : nous le voulons le plus élevé possible de façon à obtenir un composite ayant de hautes performances. La pression relative est donc fixée à -0,95 bar (vide) et reste fixe pour toutes les plaques réalisées.

Facteurs liés au matériau

En ce qui concerne le matériau, nous nous intéressons au poudrage. Il doit être miscible à la résine RTM6 après polymérisation (les 2 systèmes, résine et enzymage sont tous les deux à base de résine époxyde) : nous n'avons donc qu'un seul réseau de chaînes macromoléculaires. Il ne devrait donc avoir aucun effet sur la pièce finale. Cette tendance a été confirmée par le personnel technico-commercial de la société Hexcel sur des études faites en interne. Nous faisons donc le choix d'éliminer ce paramètre.

Interactions entre les facteurs d'un même groupe

Dans un troisième temps, nous nous attachons aux possibles interactions existantes entre les différents paramètres choisis pour chaque classe. Il en ressort que pour un tissu, nous ne pouvons pas dissocier le nombre de filaments par torons et le tissage ou armure. De même, concernant le cycle de polymérisation, la question s'est posée au niveau matériel. Les étuves à disposition sont-elles capables de maintenir des rampes de montée et de descente en température constantes? Nous savons qu'il y a des problèmes d'inertie, surtout pendant le refroidissement. Nous avons donc fait un essai pendant un cycle de polymérisation et nous avons regardé les écarts entre la consigne et la température mesurée (Figure 4-2).

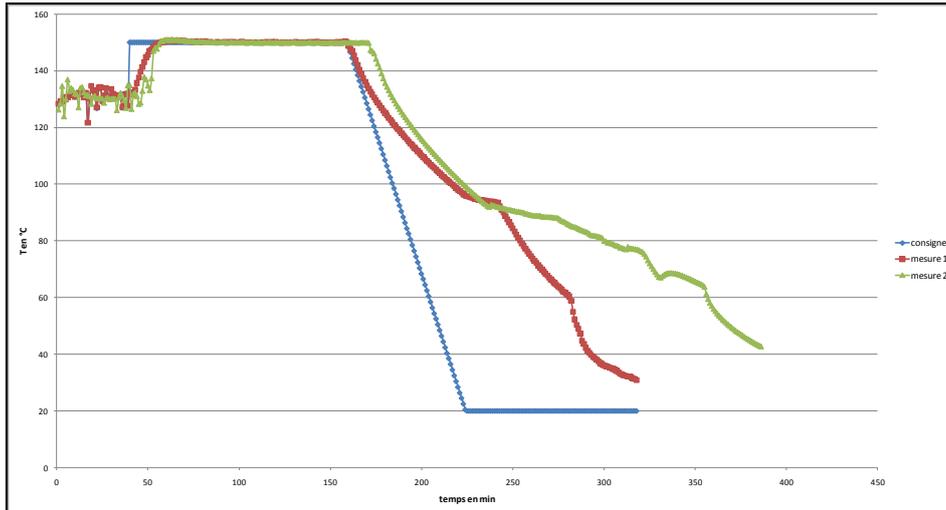


Figure 4-2 : Evolution de la température dans l'étuve lors du cycle de polymérisation

Nous constatons une forte dérive lors de la descente en température. Cela est dû aux caractéristiques intrinsèques de l'étuve et à sa capacité à refroidir. Nous ne pouvons donc pas maîtriser ce paramètre. Cependant, nous faisons comme considération qu'une descente en température faite dans notre étuve sera toujours très progressive. De ce fait, nous évitons les descentes thermiques rapides ou brutales et nous nous affranchissons ainsi des contraintes résiduelles qui en découle. Nous faisons donc le choix d'enlever la rampe de descente en température du plan d'expériences.

Bilan

De par toutes les considérations prises en compte, l'idée est donc de regrouper les paramètres restants en trois facteurs :

- Le tissu (matériaux),
- Le cycle de polymérisation (procédés de fabrication),
- La séquence d'empilement.

L'avantage majeur de ce regroupement est de diminuer le nombre de facteurs et de ce fait le nombre de jeu de paramètres. Il s'en suit aussi un gain financier non négligeable. Cependant, ce regroupement a un inconvénient majeur : les facteurs sont des paramètres discrets et donc, aucune optimisation du plan d'expériences n'est possible [Goupy 2005].

4.2.1.3 Niveaux

De façon à déterminer le domaine d'étude du plan d'expériences, chaque facteur doit être borné : on appelle ces bornes, les niveaux [Pillet 1994, Goupy 2001]. Dans notre cas, nous décidons de n'avoir que trois niveaux pour chaque facteur. L'utilisation de seulement deux

niveaux ne permet que de balayer les bornes du domaine d'étude pour chaque facteur. En choisissant un troisième niveau, notre étude balayera les bornes du domaine mais aussi l'intérieur de celui-ci sans augmenter de façon trop significative le nombre d'expériences. Il faut alors déterminer ces trois niveaux pour chaque facteur.

Niveaux définissant le cycle de polymérisation

Pour le cycle de polymérisation, la première étude concernant l'impact employait trois cycles de polymérisation distincts. Cette étude nous a permis de voir l'influence seule de la polymérisation du composite sur la réponse à l'impact. De plus, elle nous a permis de maîtriser le procédé de fabrication pour ces trois cycles. Il est donc judicieux de les conserver comme paramètres du plan d'expériences.

Niveaux définissant la séquence d'empilement

Nous choisissons d'étudier trois séquences d'empilement. Les deux premières sont spécifiées par la norme d'impact [ast], et pour la troisième, nous conservons une symétrie miroir et nous multiplions le nombre de plis consécutifs de même orientation. En effet, d'après Fuoss [Fuoss 1998a], l'augmentation de plis consécutifs de même orientation augmente la taille de la zone endommagée dans le cas de pré-imprégnés T800H/3900-2 et AS4/3501-6. Cela nous permettra de confirmer ou d'infirmer cette tendance dans le cas du procédé LRI.

Niveaux définissant les tissus

Nous avons également fait le choix d'étudier trois tissus. Dans un premier temps, nous avons décidé de conserver le tissu utilisé dans le chapitre 2 : tissu G926. Pour le second et troisième tissu, nous avons décidé de conserver un grammage quasiment équivalent au G926, tout en modifiant l'armure et le nombre de filaments par torons. Nous avons choisi le deuxième tissu (48302 X 1270 ST E01 2F) de façon à nous rapprocher des tissus utilisés par Daher dans leurs programmes de recherche. Pour le dernier tissu (3106-1200XXXX), nous avons décidé de changer de fournisseur de façon à élargir le type de fibres (Tableau 4-2).

Tissus	G926 D1304 TCT INJ E01 2F	48302 X 1270 ST E01 2F	3106-1200XXXX
Fournisseurs	Hexcel composites	Hexcel composites	Porcher Industrie
Armures	Satin 5	Sergé 2x2	Satin 5
Type de fibres	HTA 5131 6K	AS7 GS 12K	HTA 5131 3K
Diamètre filament	7 µm	7 µm	7 µm
Masse nominale	370 g/m ²	315 g/m ²	285 g/m ²
Épaisseur d'un pli	0,37 mm	0,30 mm	0,30 mm
Répartition en masse	50% chaîne 50% trame	50% chaîne 50% trame	50% chaîne 50% trame
Poudrage	E01 2 faces	E01 2 faces	Hexion (Epikote 05311)
Niveaux	1	2	3

Tableau 4-2 : Définition des tissus et de leurs niveaux

Pour le reste du mémoire, les tissus ne seront désignés que par le premier terme de leur dénomination.

Matrice d'essais

Nous nous retrouvons donc avec 3 facteurs à 3 niveaux pour construire la matrice d'essais (Tableau 4-3).

	Facteurs	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3
U1	Tissus	G0926	48302	3106
U2	Cycle de polymérisation	Cycle 1	Cycle 2	Cycle 3
U3	Séquence d'empilement	$[[(+/-45)/(0/90)]_n]_s$	$[[(0/90)/(+/-45)]_n]_s$	$[[(+/- 45)_2/(0/90)_2]_n]_s$

Tableau 4-3 : Matrice d'essais pour le plan d'expériences

4.2.2 Choix du type de Plan d'Expériences

Il nous a fallu trouver un plan d'expériences pouvant traiter trois facteurs avec trois niveaux par facteurs. De plus, il nous faut prendre en compte le fait que les facteurs sont discontinus. Nous avons donc fait le choix du modèle des variables qualitatives à plusieurs niveaux. Grâce à cette méthode, on ne calcule plus le poids d'une variable mais le poids d'un niveau de cette variable. Les matrices utilisées pour ce type de plan d'expériences sont toutes optimales et ne

possèdent aucune propriété de séquentialité. Elles sont identiques aux tables de Taguchi [Pillet 1994].

Le modèle de base des variables qualitatives à plusieurs niveaux est défini comme tel :

$$Y = b_0 + [b_1^1 A_1^1 + b_2^1 A_2^1 + \dots + b_S^1 A_S^1] + [b_1^2 A_1^2 + b_2^2 A_2^2 + \dots + b_S^2 A_S^2] + \dots + [b_1^K A_1^K + b_2^K A_2^K + \dots + b_S^K A_S^K] \quad (4.2)$$

Avec K le nombre de facteurs, S le nombre de niveaux par facteur, b les poids de chaque facteur et A le facteur étudié. Pour notre étude, nous avons S=3 et K=3, le modèle devient alors :

$$Y = b_0 + [b_1^1 A_1^1 + b_2^1 A_2^1 + b_3^1 A_3^1] + [b_1^2 A_1^2 + b_2^2 A_2^2 + b_3^2 A_3^2] + [b_1^3 A_1^3 + b_2^3 A_2^3 + b_3^3 A_3^3] \quad (4.3)$$

4.2.3 Création de la matrice d'expériences

Comme tous les facteurs ont le même nombre de niveaux, nous pouvons parler de matrices symétriques. Il faut maintenant déterminer le nombre d'expériences (dédit de la matrice d'essais), le plan d'expériences et la matrice d'expériences.

Nombre d'expériences N

Le calcul de N est fonction de K et S et est déterminé par la relation suivante :

$$N \geq 1 + K(S-1) \Rightarrow N \geq 7 \quad (4.4)$$

Nous obtenons donc un nombre d'expériences supérieur à 7 qui doit vérifier la condition suivante :

$$\frac{S^{n-1} - 1}{S - 1} \leq K \leq \frac{S^n - 1}{S - 1} \quad (4.5)$$

Nous obtenons alors n=2 et le nombre d'expériences est alors calculé par :

$$N = S^n \quad (4.6)$$

La matrice factorielle complète S^n aura donc 9 jeux de paramètres (expériences).

Matrice d'expériences

On construit alors la matrice X0 avec le nombre de colonnes égal à n et on complète les autres colonnes pour qu'elles soient égales au nombre de paramètres. Ce complément s'effectue en

calculant les colonnes manquantes par addition modulo 3. Ici, la colonne 3, X3, est calculée par addition des 2 premières colonnes X1 et X2 :

$$X3 = X1 + X2 \quad (\text{mod } 3) \quad (4.7)$$

La matrice du plan d'expériences est donc définie par :

$$X0 = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 1 \\ 2 & 0 & 2 \\ 0 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 2 \\ 2 & 1 & 0 \\ 0 & 2 & 2 \\ 1 & 2 & 0 \\ 2 & 2 & 1 \end{bmatrix} \quad (4.8)$$

La matrice d'expériences (Tableau 4-4) est alors définie comme suit :

N°	U1	U2	U3	Y _i
PE1	G0926	Cycle 1	[[(+/-45)/(0/90)] _n] _s	Y _{i1}
PE2	48302	Cycle 1	[[0/90)/(+/-45)] _n] _s	Y _{i2}
PE3	3106	Cycle 1	[[(+/- 45) ₂ /(0/90) ₂] _n] _s	Y _{i3}
PE4	G0926	Cycle 2	[[0/90)/(+/-45)] _n] _s	Y _{i4}
PE5	48302	Cycle 2	[[(+/- 45) ₂ /(0/90) ₂] _n] _s	Y _{i5}
PE6	3106	Cycle 2	[[(+/-45)/(0/90)] _n] _s	Y _{i6}
PE7	G0926	Cycle 3	[[(+/- 45) ₂ /(0/90) ₂] _n] _s	Y _{i7}
PE8	48302	Cycle 3	[[(+/-45)/(0/90)] _n] _s	Y _{i8}
PE9	3106	Cycle 3	[[0/90)/(+/-45)] _n] _s	Y _{i9}

Tableau 4-4 : Matrice d'expériences

avec PE_i les points expérimentaux et U_i les facteurs.

Le modèle est créé et les résultats obtenus doivent être dépouillés.

4.2.4 Méthode de dépouillement

Pour ce faire, nous utilisons le modèle de dépouillement des variables qualitatives qui se base sur l'équation suivante :

$$Y = \alpha_0 + [\alpha_1^1 A_1^1 + \alpha_2^1 A_2^1 + \dots + \alpha_{S-1}^1 A_{S-1}^1] + [\alpha_1^2 A_1^2 + \alpha_2^2 A_2^2 + \dots + \alpha_{S-1}^2 A_{S-1}^2] + \dots + [\alpha_1^K A_1^K + \alpha_2^K A_2^K + \dots + \alpha_{S-1}^K A_{S-1}^K] \quad (4.9)$$

qui, dans notre cas, s'écrit :

$$Y = \alpha_0 + [\alpha_1^1 A_1^1 + \alpha_2^1 A_2^1] + [\alpha_1^2 A_1^2 + \alpha_2^2 A_2^2] + [\alpha_1^3 A_1^3 + \alpha_2^3 A_2^3] \quad (4.10)$$

avec α , les coefficients du modèle des variables qualitatives.

Dès lors, il faut transformer la matrice du plan d'expériences en matrice du modèle.

$$X_0 = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 1 \\ 2 & 0 & 2 \\ 0 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 2 \\ 2 & 1 & 0 \\ 0 & 2 & 2 \\ 1 & 2 & 0 \\ 2 & 2 & 1 \end{bmatrix} \Rightarrow X = \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 1 & 1 & 0 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 0 & 0 & 1 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (4.11)$$

La matrice sert à calculer tous les coefficients α_i^J du modèle à l'aide de l'équation suivante :

$$A = (X^t * X)^{-1} * X^t * Y \quad (4.12)$$

Nous pouvons alors relier les coefficients du modèle des variables qualitatives avec les coefficients du modèle de base.

$$\begin{cases} \alpha_0 = b_0 + \sum_{J=1}^K b_s^J \\ \alpha_i^J = b_i^J - b_s^J \end{cases} \Leftrightarrow \begin{cases} b_s^J = -\frac{1}{S} (\alpha_1^J + \alpha_2^J + \dots + \alpha_{S-1}^J) \\ b_i^J = \alpha_i^J + b_s^J \\ b_0 = \alpha_0 - \sum_{J=1}^k b_s^J \end{cases} \quad (4.13)$$

Avec J, le numéro du facteur (j=1,2,3).

Pour notre modèle, nous obtenons les équations suivantes :

$$\begin{cases} \alpha_0 = b_0 + b_3^1 + b_3^2 + b_3^3 \\ \alpha_1^J = b_1^J - b_3^J \\ \alpha_2^J = b_2^J - b_3^J \\ b_1^J + b_2^J + b_3^J = 0 \end{cases} \Leftrightarrow \begin{cases} b_3^J = -\frac{1}{3}(\alpha_1^J + \alpha_2^J) \\ b_1^J = \frac{1}{3}(2\alpha_1^J - \alpha_2^J) \\ b_2^J = \frac{1}{3}(2\alpha_2^J - \alpha_1^J) \\ b_0 = \alpha_0 - b_3^1 - b_3^2 - b_3^3 \end{cases} \quad (4.14)$$

Nous avons donc obtenu toute la démarche nécessaire à la création du plan d'expériences et à son dépouillement. Cette dernière est implémentée dans le logiciel de calcul scientifique et technique Matlab. Le dépouillement se fait alors automatiquement.

4.3 Caractérisation des matériaux du P.E

Dans cette partie, nous nous intéressons à toutes les plaques réalisées avec les différents jeux de paramètres et les caractérisons calorimétriquement et thermomécaniquement. Ces caractérisations nous permettent dans un premier temps de déterminer la santé matière en sortie du procédé de fabrication. Nous pouvons, dans un second temps, qualifier l'influence des différents paramètres sur la qualité du matériau.

Une étude mécanique est également réalisée. Cependant, pour des raisons financières, nous caractérisons seulement les tissus pour le cycle 2. Dans toute cette partie, les méthodes de caractérisation sont celles présentées dans le chapitre 1.

4.3.1 Mesure des propriétés physiques

Nous avons caractérisé chaque jeu de paramètres du plan d'expériences en réalisant les essais suivants :

- mesure de densité par pesée hydrostatique,
- mesure de la teneur volumique en porosité P et en fibres V_f par dissolution de résine,
- mesure de température de transition vitreuse Tg et de taux de conversion α par analyse enthalpique différentielle,
- mesure de température de transition vitreuse d'origine thermomécanique T_α par rhéomètre à torsion rectangulaire.

Pour chaque jeu de paramètres, 5 éprouvettes ont été testées pour chaque mesure de manière à avoir une population représentative (135 éprouvettes et 180 essais). Le tableau de résultats regroupe les valeurs moyennes des essais (Tableau 4-5).

Echantillons	PE1	PE2	PE3	PE4	PE5	PE6	PE7	PE8	PE9
V_f (%)	64,45	64,55	60,47	67,54	62,47	64,90	64,41	66,90	60,05
P (%)	1,64	1,42	1,55	0,82	0,64	1,59	1,33	0,44	1,29
Densité	1,53	1,53	1,51	1,56	1,53	1,53	1,53	1,56	1,51
T_g (°C)	206,6	210,2	202,7	184,3	179,9	185,5	162,7	164,8	161,6
α (%)	96,69	97,58	98,75	94,42	95,92	95,68	93,25	92,22	91,88
T_α (°C)	202,7	204,4	201,1	182,7	181,0	175,1	160,7	164,4	158,9

Tableau 4-5 : Mesure des propriétés physiques des éprouvettes du plan d'expériences

Ces résultats confirment les résultats obtenus au chapitre 1 concernant la maîtrise du procédé de fabrication. Dans un premier temps, la teneur volumique en porosité reste toujours inférieure au seuil acceptable qui est de 2,5 %. Dans un deuxième temps, la densité obtenue, quel que soit le composite réalisé, ne varie que très peu (de l'ordre de 2 %) entre tous les essais. De plus, elle reste équivalente à la densité mesurée au chapitre 1 (1,53 pour 1,51). Nous constatons aussi que quels que soient les paramètres utilisés, la teneur volumique en fibres reste quasi-constante (entre 60 et 66 %). L'utilisation du procédé LRI est donc répétable en termes de santé matière quelle que soit la modification des facteurs dans la plage donnée précédemment.

Nous retrouvons également la même tendance concernant l'utilisation des cycles de polymérisation : plus le palier de polymérisation se fait à une température élevée, plus la température de transition vitreuse et les taux de conversion sont élevés. Nous pouvons de plus confirmer que la température de transition vitreuse et le taux de conversion sont indépendants des autres facteurs : leur origine est seulement régie par le cycle de polymérisation.

Ce contrôle du parfait état de nos éprouvettes nous permet donc de réaliser les essais du plan d'expériences concernant l'impact et la compression après impact.

4.3.2 Détermination des constantes élastiques

Cette partie de l'étude concerne les 2 tissus, 48302 et 3106, utilisés dans le plan d'expériences (Tableau 4-2). Elle nous permet de déterminer les constantes de l'Ingénieur (Tableau 4-6) pour ce type de matériau ayant pour cycle de cuisson, le cycle 2. Nous réalisons des essais

mécaniques destructifs pour déterminer les modules élastiques et le coefficient de Poisson dans le plan.

Tissu	Traction					Compression	
	σ_r (MPa)	E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	ν_{12}	G_{12} (MPa)	σ_r (MPa)	E_1 (MPa)
48302	951	66658	66658	0,04	3848	560	59528
3106	886	62209	62209	0,01	3107	523	54181

Tableau 4-6 : Caractéristiques mécaniques pour les tissus 48302 et 3106

Ces données nous fournissent des informations importantes dans la compréhension du plan d'expériences.

4.4 Essais Plan d'Expériences (impact)

Cette partie nous permet maintenant de mettre en application le plan d'expériences et de faire les essais de façon à obtenir les réponses souhaitées. Pour chaque jeu de paramètres, 3 éprouvettes sont impactées et 3 éprouvettes restent saines en vue des essais de Compression Après Impact (CAI) pour pouvoir calculer les chutes de module et de résistance à rupture. Les paramètres d'impact sont ceux utilisés dans le chapitre 2, soit un impacteur de 3 kg et une hauteur de chute de 0,82 m. La mesure d'indentation résiduelle se fait par numérisation de surface par projection de franges, le calcul de la zone endommagée est réalisé par thermographie infrarouge en transmission et le test de compression après impact est réalisé en utilisant le même protocole que dans le chapitre 2.

4.4.1 Réponses obtenues

La matrice des essais peut donc être complétée avec les valeurs de toutes les réponses Y_i (Tableau 4-7). Y_1 représente l'indentation résiduelle, Y_2 la taille de la zone endommagée, Y_3 le rapport des modules de compression entre les éprouvettes CAI impactées et non impactées, et Y_4 les rapports des contraintes à rupture en compression entre les éprouvettes CAI impactées et non impactées.

N°	U ₁	U ₂	U ₃	Y ₁ (mm)	Y ₂ (mm ²)	Y ₃	Y ₄
PE1	G0926	Cycle 1	[[(+/-45)/(0/90)] _n] _s	0,41	387	0,981	0,685
PE2	48302	Cycle 1	[[(0/90)/(+/-45)] _n] _s	0,37	419	0,971	0,660
PE3	3106	Cycle 1	[[(+/- 45) ₂ /(0/90) ₂] _n] _s	0,52	274	0,975	0,640
PE4	G0926	Cycle 2	[[(0/90)/(+/-45)] _n] _s	0,23	419	0,950	0,605
PE5	48302	Cycle 2	[[(+/- 45) ₂ /(0/90) ₂] _n] _s	0,34	323	0,999	0,717
PE6	3106	Cycle 2	[[(+/-45)/(0/90)] _n] _s	0,35	303	0,906	0,691
PE7	G0926	Cycle 3	[[(+/- 45) ₂ /(0/90) ₂] _n] _s	0,33	298	0,905	0,595
PE8	48302	Cycle 3	[[(+/-45)/(0/90)] _n] _s	0,25	397	0,973	0,634
PE9	3106	Cycle 3	[[(0/90)/(+/-45)] _n] _s	0,42	361	0,974	0,625

Tableau 4-7 : Matrices des essais et ses réponses

Pour chaque jeu de paramètres, nous traçons des histogrammes des réponses moyennes (Figure 4-3 à Figure 4-6).

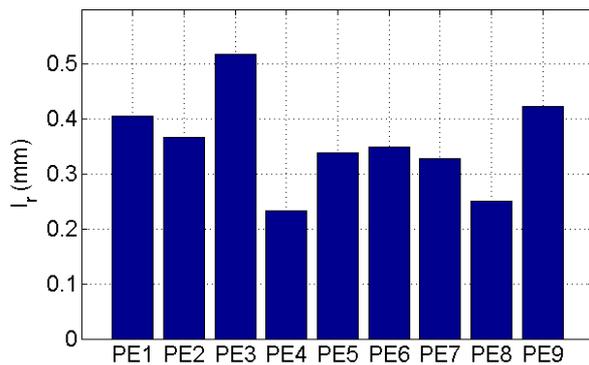


Figure 4-3 : Indentation résiduelle I_r : Y₁

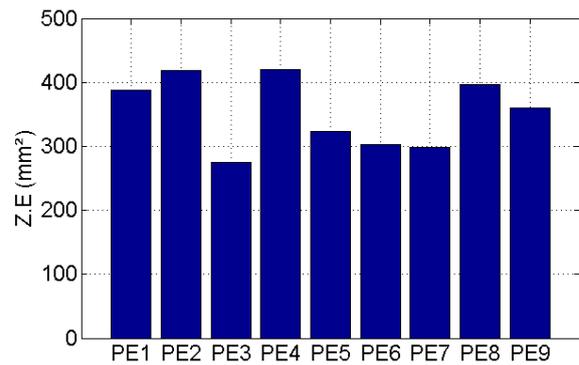


Figure 4-4 : Taille de la ZE : Y₂

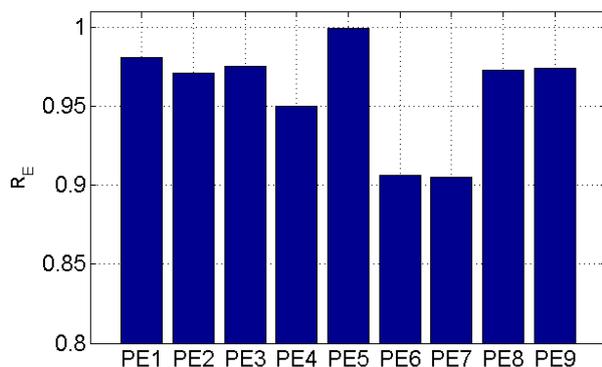


Figure 4-5 : Rapport des modules R_E : Y₃

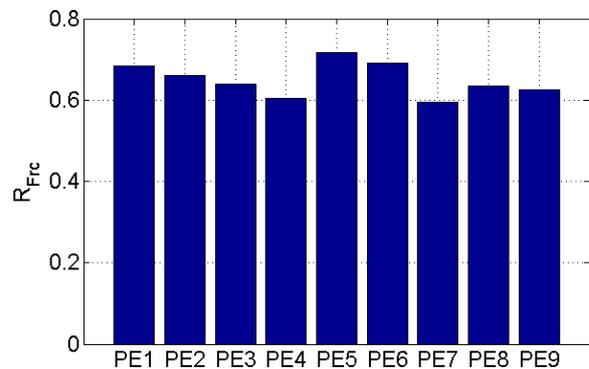


Figure 4-6 : Rapport des F_r : Y₄

Dans un premier temps, nous pouvons commenter les résultats en fonction des jeux de paramètres utilisés dans l'optique de trouver la meilleure combinaison. La combinaison idéale devrait présenter une faible indentation résiduelle, une zone endommagée réduite et conserver

des caractéristiques mécaniques les plus importantes possibles, c'est-à-dire très proches des caractéristiques initiales (plaques saines). Nous pouvons, tout d'abord, remarquer que le jeu de paramètres numéro 5 offre un bon compromis entre toutes les réponses obtenues. L'indentation résiduelle est légèrement supérieure au BVID (de l'ordre de 0,35) tout en ayant une zone endommagée moyenne (par rapport à tous les essais du plan d'expériences). De plus, cette combinaison nous permet de conserver quasiment intégralement le module élastique en compression (99 % du module initial) et nous permet d'obtenir le meilleur taux de charge à rupture en Compression Après Impact.

Pour minimiser l'indentation résiduelle, les combinaisons 4 et 8 semblent les plus adéquates. En ce qui concerne la minimisation de la zone endommagée, il nous faut choisir le jeu de paramètres numéro 3. Nous pouvons aussi constater que ce jeu de paramètres donne la plus grande indentation résiduelle. Cela peut s'expliquer de façon énergétique : l'énergie d'impact se transforme en grande partie dans l'indentation de la surface. Dès lors, le peu d'énergie restante se transforme en énergie de flexion et d'ondes et, du fait de sa faible amplitude, provoque un endommagement plus faible. Concernant le rapport des modules élastiques en compression, la combinaison numéro 5 optimise ce rapport. Pour le rapport des forces à rupture en Compression, nous constatons que les combinaisons numéro 6, 5 et 1 sont intéressantes.

Il faut cependant rester prudent avec ces premières constatations. Plusieurs analyses peuvent être utilisées pour infirmer ou confirmer ces tendances. Nous allons tout d'abord commencer par une analyse visuelle par le tracé des graphes des effets moyens et ensuite nous approfondirons ces tendances par une analyse statistique plus poussée.

4.4.2 Graphes des effets moyens

L'effet moyen d'un facteur est défini, pour un changement de modalité d'un facteur choisi, par la variation de la réponse observée. Il est calculé comme étant la moyenne de la réponse choisie lorsque le facteur est à une modalité choisie. Nous les traçons pour chaque réponse (Figure 4-7 à Figure 4-10).

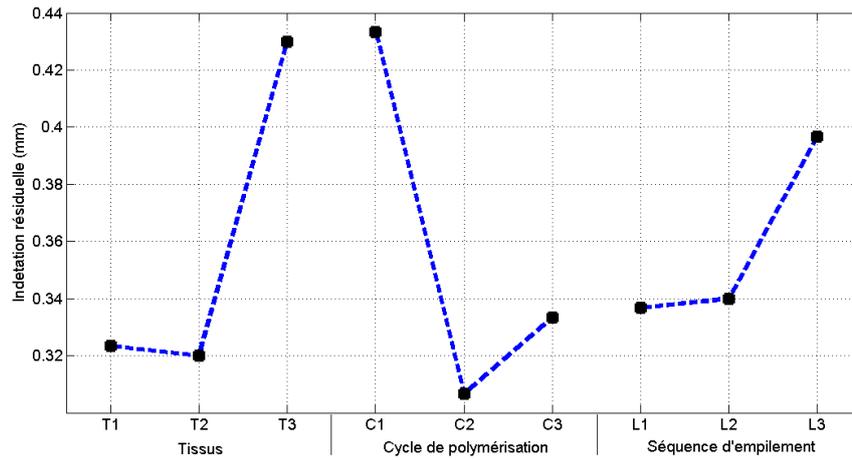


Figure 4-7 : Graphe des effets moyens pour Y_1 (I_r)

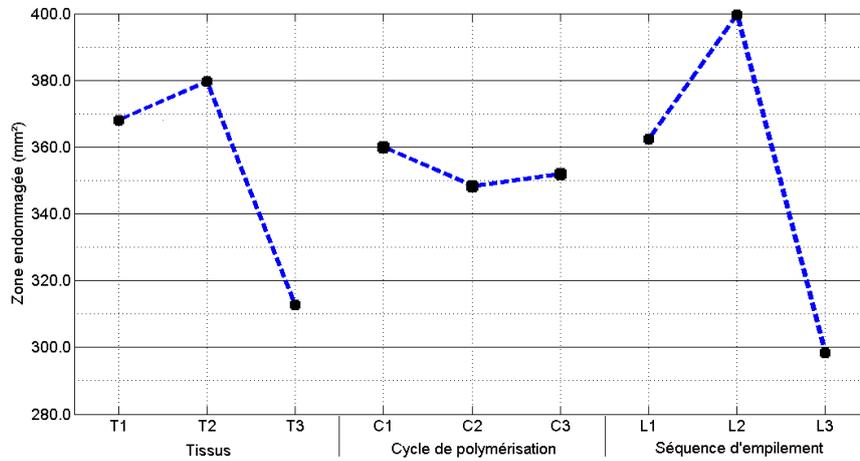


Figure 4-8 : Graphe des effets moyens pour Y_2 (ZE)

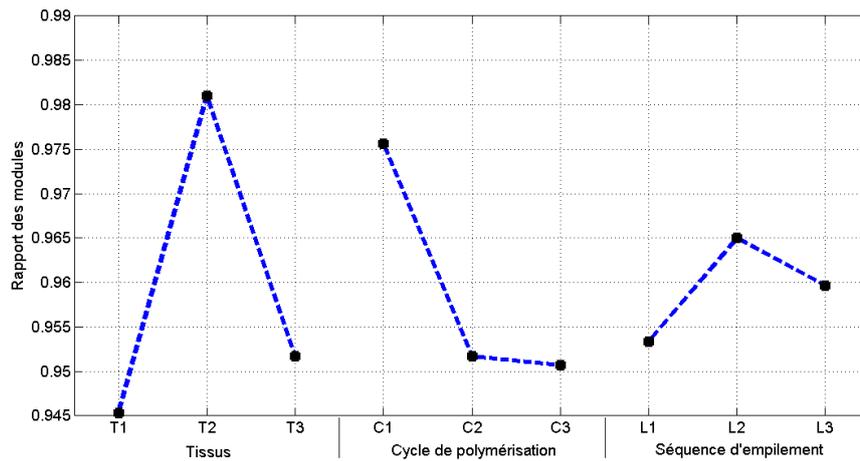


Figure 4-9 : Graphe des effets moyens pour Y_3 (R_E)

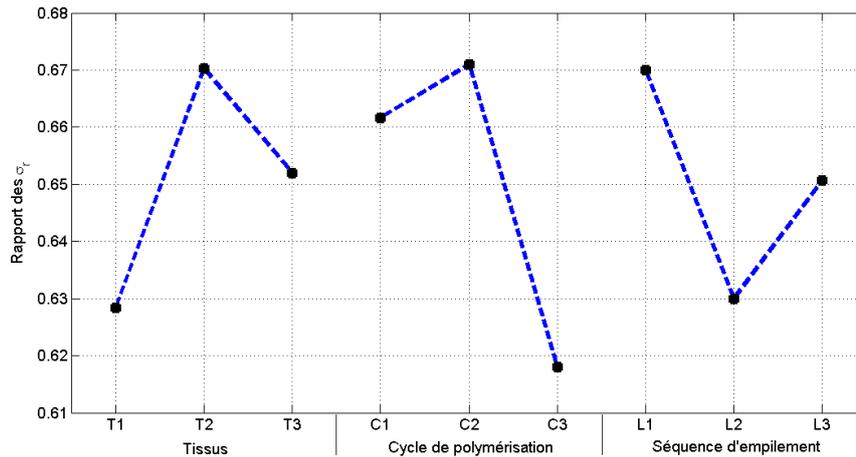


Figure 4-10 : Graphe des effets moyens pour Y_4 (R_{Frc})

Il faut rappeler que la représentation des effets par une droite est purement graphique. Elle permet d'obtenir des informations sur l'amplitude et le signe de la modification de la réponse en passant d'une modalité à l'autre pour le paramètre défini. Le segment de droite ne doit en aucun cas suggérer au lecteur une quelconque interpolation linéaire entre les réponses.

Ces graphes laissent suggérer que le fait d'utiliser le tissu 3 ou le cycle de polymérisation 1 va permettre d'accroître de façon significative la profondeur de l'indentation résiduelle.

Ils permettent aussi de conclure que, pour réduire la zone endommagée, il serait intéressant soit d'utiliser la modalité 3 du tissu : utilisation du tissu Porcher Industries 3106, soit d'utiliser la séquence d'empilement 3 qui favorise le regroupement de plis de même orientation et qui favorise aussi l'utilisation du pli à 45° en surface.

Par contre, en ce qui concerne le rapport des caractéristiques mécaniques, l'utilisation du tissu 48302 permet de les conserver de façon acceptable comparée aux deux autres tissus. L'utilisation du cycle de polymérisation 1 permet de conserver un module élastique en compression moyen de 97,5 % en ayant une perte de résistance de 34 %. Le cycle de polymérisation 2, quant à lui, a une perte de module moyen en compression plus importante, 5 %, mais conserve un rapport des résistances plus important, 67 %. Les séquences d'empilement influent peu sur la perte de module. L'utilisation de la séquence 1 permet quand même un rapport des résistances plus important.

Cette première approche doit être vérifiée par une analyse statistique.

4.4.3 Dépouillement statistique

Les données de sortie de cette analyse sont les effets des niveaux de chaque facteur (Tableau 4-8).

	I _r	taille ZE	R _{_E}	R _{_Frc}
α_0	0,445	255,74	0,9433	0,6202
α_1^1	-0,107	55,60	-0,0063	-0,0237
α_2^1	-0,112	66,93	0,0293	0,0183
α_1^2	0,096	8,27	0,0250	0,0437
α_2^2	-0,027	-3,43	0,0010	0,0530
α_1^3	-0,060	64,23	-0,0063	0,0193
α_2^3	-0,054	101,40	0,0053	-0,0207
b_1^1	-0,034	14,76	-0,0140	-0,0219
b_2^1	-0,039	26,09	0,0217	0,0201
b_3^1	0,073	-40,84	-0,0077	0,0018
b_1^2	0,073	6,66	0,0163	0,0114
b_2^2	-0,050	-5,04	-0,0077	0,0208
b_3^2	-0,023	-1,61	-0,0087	-0,0322
b_1^3	-0,022	9,02	-0,0060	0,0198
b_2^3	-0,016	46,19	0,0057	-0,0202
b_3^3	0,038	-55,21	0,0003	0,0004
b_0	0,357	353,41	0,9593	0,6502

Tableau 4-8 : Résultats des effets du PE

La forme analytique du plan d'expériences pour chaque réponse peut être réécrite.

$$Y1 = 0,357 + [-0,034A_1^1 - 0,039A_2^1 + 0,073A_3^1] + [0,073A_1^2 - 0,050A_2^2 - 0,023A_3^2] + [-0,022A_1^3 - 0,016A_2^3 + 0,038A_3^3] \quad (4.15)$$

$$Y2 = 353 + [14,76A_1^1 + 26,09A_2^1 - 40,84A_3^1] + [6,66A_1^2 - 5,04A_2^2 - 1,61A_3^2] + [9,02A_1^3 + 46,19A_2^3 - 55,21A_3^3] \quad (4.16)$$

$$Y3 = 0,959 + [-0,014A_1^1 + 0,022A_2^1 - 0,008A_3^1] + [0,016A_1^2 - 0,008A_2^2 - 0,009A_3^2] + [0,006A_1^3 + 0,006A_2^3 + 0,0003A_3^3] \quad (4.17)$$

$$Y4 = 0,65 + [-0,022A_1^1 + 0,020A_2^1 + 0,002A_3^1] + [0,011A_1^2 + 0,021A_2^2 - 0,032A_3^2] + [0,020A_1^3 - 0,020A_2^3 + 0,0004A_3^3] \quad (4.18)$$

4.4.4 Analyse des résultats

Cette analyse des résultats nous permet donc de déterminer le caractère influent des niveaux de chacun des facteurs. Les analyses que nous faisons sont à prendre en compte pour le procédé de fabrication utilisé dans l'étude : infusion de résine liquide (LRI). Ces résultats pourront ainsi être confrontés aux paramètres agissant sur la réponse à l'impact déterminés par l'étude bibliographique du chapitre 2. Nous dissociions les analyses selon les différentes réponses.

Y1 : Indentation résiduelle

Lorsque nous comparons tous les coefficients du modèle pour la réponse Y1, nous pouvons constater que les deux coefficients prépondérants sont ceux de A_3^1 et A_1^2 . Cela signifie que la mise au niveau 3 du paramètre 1, c'est-à-dire l'utilisation du tissu 3106 provoquera un changement important sur la mesure de l'indentation résiduelle. Nous aurons aussi la même influence pour l'utilisation du facteur 2 au niveau 1, c'est-à-dire l'utilisation du cycle C1.

Nous nous intéressons à l'utilisation du tissu 3106. Nous le comparons intrinsèquement aux deux autres tissus. Nous constatons que son armure est identique au G926 (satin 5H) mais différente de celle du 48302 (sergé 2x2). Vu que l'armure est la même que celle du G926, nous pouvons dire que l'indentation résiduelle est indépendante du tissage. La deuxième différence concerne le grammage. Il est de 285 g/m² pour le 3106 et de 315 et 385 g/m² pour le 48302 et le G926. Cela voudrait dire que l'utilisation d'un grammage plus faible favorise l'indentation d'un corps extérieur dans une structure composite tissée. Cette considération, couplée avec le fait que les torons de fibres pour le 3106 sont plus petits (3000 filaments par torons) contre 12000 (12K) et 6000 (6K) pour les 2 autres tissus, conduirait au résultat que les fibres sont moins serrées et que l'impacteur aurait plus tendance à solliciter la structure sur des endroits plus denses en résine (la population de fibres étant moins importante sur un pli du fait du grammage plus faible).

Concernant l'utilisation du cycle de polymérisation 1, nous ne pouvons pas conclure sur les raisons de son influence. Cependant, nous avons constaté une tendance similaire au chapitre 2. L'utilisation du cycle 1 provoque une indentation résiduelle plus importante que le cycle 2. Puis, quand nous utilisons le cycle 3, cette indentation réaugmente.

Y2 : Taille de la zone endommagée

Les coefficients des facteurs influents sur la taille de la zone endommagée sont ceux de A_3^3 , A_2^3 et A_3^1 . Ils correspondent à l'utilisation des séquences d'empilement $[[(+/- 45)_2/(0/90)_2]_n]_s$ et $[[(0/90)/(+/-45)]_n]_s$ et à l'utilisation du tissu 3106.

En ce qui concerne les séquences d'empilements, nous constatons que l'utilisation de plis orientés à 90° en surface (face impactée) provoque une forte augmentation de la taille de la zone endommagée (coefficient égal à + 46,19) alors que l'utilisation des plis à 45° en surface fait augmenter légèrement la zone endommagée dans le cas de la séquence d'empilement 1 et fait chuter fortement la zone endommagée dans le cas de la séquence d'empilement 3. Cela se traduit par le fait qu'une sollicitation de type impact incident sollicite la plaque en flexion et induit du cisaillement. Les plis à 45° supportent mieux le cisaillement et de ce fait réduisent la taille de la zone endommagée. La multiplication des plis à 45° en surface (séquence d'empilement 3) induit une zone endommagée plus faible. Cela peut se traduire par le phénomène d'écrasement des premiers plis de même orientation. Le fait d'avoir 2 plis orientés de façon similaire augmente l'épaisseur de résine et favorise l'endommagement matriciel dans ces premiers plis. L'endommagement matriciel est donc consommateur d'énergie. L'énergie restante nécessaire à la flexion est de ce fait moins importante et la taille de la zone endommagée en est affectée.

Le tissu 3106, ayant un module élastique moins important que les deux autres tissus (Tableau 4-6), tolère donc une déformation plus importante. De ce fait, lors de l'impact, le gradient de cisaillement dans les interfaces est moins important. De plus, de par son module élastique plus faible, le module en cisaillement est plus faible que pour les deux autres tissus. Il en découle une flèche plus importante et de ce fait, une dissipation d'énergie plus importante en déformation. L'énergie d'endommagement restante est donc plus faible que dans les autres configurations avec l'utilisation des deux autres tissus.

Y3 : Rapport des modules élastiques en compression

Les facteurs ayant les coefficients les plus importants sont A_2^1 , A_1^2 et A_1^1 . Ils correspondent à l'utilisation du tissu 48302 du cycle de polymérisation 1 et l'utilisation du tissu G926. Les deux premiers paramètres permettent l'augmentation du rapport des modules élastiques après compression alors que le dernier fait chuter ce rapport. Cependant, il faut rester vigilant sur le fait que tous les rapports sont compris entre 0,94 et 0,98 (4% de différence). Dès lors, nous pouvons conclure que l'impact BVID, dans notre cas 25 Joules, affecte l'intégrité interne de

la structure mais cependant, n'affecte que très peu le module élastique en compression des structures et ce, pour les neuf configurations utilisées.

Y4 : Rapport des forces à rupture

Le facteur ayant le coefficient le plus important est A_3^2 . L'utilisation du cycle de polymérisation 3 induit une perte de résistance à la rupture plus importante que pour les autres cycles de polymérisation (7 %). Cette réduction de résistance résiduelle est due à une réticulation plus faible. Lorsque la réticulation n'est pas complète, le réseau tridimensionnel des macromolécules n'est pas totalement formé ce qui entraîne une réduction des propriétés mécaniques.

Nous constatons aussi que les coefficients influents dans la minimisation de la perte de résistance mécanique sont A_2^1 et A_2^2 . L'utilisation du tissu 48302 et l'utilisation du cycle 2 favorisent une meilleure conservation de la résistance mécanique.

Nous devons quand même constater que les différences obtenues par le plan d'expériences sur le rapport de résistance résiduelle restent faibles entre les différentes configurations testées (maximum 7 %). Du fait de ce faible écart, nous pouvons établir une limite basse correspondant à la chute de rigidité maximale. Cette limite serait de 0,6 et pourrait justifier un coefficient de sécurité correspondant à une chute de 40 % des valeurs admissibles dans la conception de structures composites.

4.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons testé neuf configurations différentes pour l'impact des matériaux composites. Trois tissus, trois cycles de polymérisation et trois séquences d'empilement nous ont servi à la création du plan d'expériences. Nous avons caractérisé la réponse à l'impact par quatre critères différents : l'indentation résiduelle après impact et relaxation, la taille de la zone endommagée mesurée par thermographie infrarouge, le rapport des modules élastiques et des résistances résiduelles lors des essais de compression après impact. L'énergie d'impact utilisée est l'énergie BVID, c'est-à-dire 25 Joules. Nous rappelons aussi que toutes les configurations utilisées sont réalisées avec des tissus équilibrés et des séquences d'empilement à symétrie miroir. Le procédé mis en œuvre durant toute l'étude est le LRI.

Il en découle premièrement que l'utilisation d'un cycle de polymérisation sous-réticulé n'est pas forcément une solution viable. Certes, la zone endommagée est la même que celle pour l'utilisation d'un cycle classique, mais les caractéristiques en compression après impact sont

plus faibles. Malgré les avantages par rapport à la zone endommagée, dans la conception de structures composites sollicitées non seulement à l'impact mais aussi en chargement statique ou de fatigue, les caractéristiques mécaniques résiduelles les plus importantes sont recherchées.

Un deuxième point important à souligner est l'utilisation de différents tissus. Nous avons mis en évidence que le tissu 3106 de Porcher Industries permet à la fois de faire apparaître une indentation résiduelle plus importante tout en gardant une taille de zone endommagée interne plus faible. Il permet donc une détectabilité plus accrue des impacts ayant eu lieu lors de l'utilisation des structures composites. De plus, il permet de conserver des caractéristiques mécaniques, en terme de résistance et de rigidité résiduelles, proches des deux autres tissus (seulement 2 % inférieures au 48302). L'utilisation du tissu 48302 de Hexcel est intéressante sur le fait que l'on conserve des caractéristiques mécaniques résiduelles plus importantes. Cependant, le seuil de détectabilité de l'impact en surface est réduit.

Le troisième point à mettre en avant est l'utilisation des plis à 45° en surface. Ceux-ci permettent de réduire de façon significative la taille de la zone endommagée (10 % avec la séquence d'empilement 1 et 25 % avec la séquence d'empilement 2) par rapport à l'utilisation des plis à 90° en surface. De plus, ces plis à 45° en surface permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques résiduelles meilleures qu'avec les plis à 0°.

Cependant, il faut admettre que les différences sur les caractéristiques mécaniques résiduelles restent faibles. L'utilisation de critères d'abattement découlant du plan d'expériences peut être intéressante pour la conception de structures composites. Nous pouvons tout d'abord conclure que l'abattement pour les modules de compression pour une structure impactée ne doit pas excéder 10 %. Dans le cas de la résistance résiduelle, cet abattement n'excédera pas les 60 %.

Dans le domaine des structures aéronautiques où le gain de masse est primordial et où un taux d'abattement de 50 % sur les caractéristiques mécaniques résiduelles est habituellement utilisé, ces dernières conclusions permettent un gain non négligeable.

Conclusions et perspectives

Les travaux conduits pendant ces trois années de thèse abordent de façon globale l'utilisation industrielle des matériaux composites :

- L'étude et la mise au point d'un procédé de fabrication innovant à forte valeur ajoutée, le procédé d'infusion par résine liquide (LRI). Sa mise en œuvre a été réalisée pour des éprouvettes épaisses en carbone/époxyde pour trois tissus et trois cycles de polymérisation différents.
- La détermination des paramètres à prendre en compte dans un problème d'impact faible vitesse et faible énergie. La confirmation du BVID à 25 Joules a été validée par une étude expérimentale. La mise au point de nouvelles méthodes à base de mesure optique pour faire une analyse CND des composites impactés a été réalisée.
- Plusieurs modèles éléments finis ont été réalisés : une approche robuste en utilisant l'option « lay-up » de Abaqus et une approche avancée en prenant en compte les notions de surfaces cohésives.
- L'étude en fatigue de composites impactés en favorisant un cycle de traction-compression à « forte charge ». Le suivi du défaut induit de l'impact est effectué par thermographie infrarouge avec la création d'une méthode de suivi « en temps réel ».
- Finalement, une analyse statistique portant sur l'impact des matériaux composites réalisé grâce à un plan d'expériences.

Le premier point abordé a permis de déterminer les paramètres d'infusabilité de plaques composite épaisses ($e > 4$ mm) réalisées à base de tissus équilibrés de carbone et d'une résine époxyde de type TGMDA. La température à laquelle est infusée la résine est 110 °C pour une température des tissus et de l'étuve de 130 °C. La longueur maximale infusable est 500 mm. Le composite réalisé, quel que soit le cycle de polymérisation utilisé, possède toujours un taux de porosité moyen en volume inférieur à 2,5 %. Ce procédé permet d'avoir également une teneur volumique en fibres importante (55 %). De plus, nous avons une reproductibilité dans tous les essais en terme de densité, de teneur volumique en fibres et de taux de porosité.

L'étude de l'impact des matériaux composites nous a permis de capitaliser des connaissances sur les mécanismes mis en jeu. La première étude réalisée a permis de mettre en avant des problèmes concernant la mesure de l'indentation résiduelle en surface après relaxation de 48 heures. Nous avons appliqué la méthode optique de numérisation par projection de franges

à ce problème en évitant l'application de filtres. Cette approche s'est avérée concluante sur la mesure de trois éprouvettes identiques ayant subies le même impact. Pour déterminer la zone endommagée projetée en surface, nous avons mis en œuvre la thermographie infrarouge en adaptant la méthode flash pour des éprouvettes épaisses. Cette technique a été couplée avec un logiciel de traitement d'image pour obtenir systématiquement la définition de contour et la mesure du défaut projeté en surface.

Trois cycles de polymérisation différents ont été définis pour déterminer leur influence concernant la réponse à l'impact. Les éprouvettes testées ont pu mettre en évidence la reproductibilité des méthodes CND élaborées puisque les écart-types et l'indentation résiduelle sont très inférieurs à 10 %. Cette étude a permis de mettre en évidence que plus le taux de polymérisation de la résine est important, plus la taille de la zone endommagée est importante.

L'étude numérique a montré que l'approche robuste permet dans un temps relativement faible d'avoir une approximation précise de la taille de la zone endommagée au sens « critère de Hashin ». Le comparatif à l'étude thermographique montre une différence de l'ordre de 5 %. L'utilisation de la modélisation avancée est plus complexe à mettre en œuvre et est consommatrice de temps de calcul. Par contre, elle nous permet de modéliser le comportement des interfaces tout en corrélant bien avec la taille de défaut définie par thermographie infrarouge (10 %). Elle permet aussi de réaliser des post-simulations en prenant en compte les phénomènes de délaminage.

L'étude en fatigue a tout d'abord permis de réaliser une méthode de suivi en temps réel de l'évolution de l'endommagement des matériaux composites impactés, sous chargement de traction-compression, par l'intermédiaire du couplage de la machine d'essai avec la caméra infrarouge. Cette méthode, basée sur la soustraction de l'image du défaut au film de suivi en fatigue, a mis en évidence deux informations importantes : la taille et la forme initiales du défaut et son évolution au cours du temps. Cette méthode s'est avérée très concluante dans le cas d'un chargement entraînant une élévation de température modérée (ordre 5 °C).

Nous avons aussi mis en évidence que l'évolution de la rigidité des éprouvettes G926/RTM6 suit les travaux de Jamison. Il a été mis en avant que la zone critique (phase III) de la progression rapide du délaminage a lieu à 70 % de la durée de vie finale du composite.

Le dernier chapitre nous a permis de tester neuf configurations différentes en réponse à l'impact, en faisant varier le cycle de polymérisation, le tissu utilisé et la séquence d'empilement. Pour chacun de ces facteurs, trois niveaux ont été testés.

Nous avons montré que l'utilisation d'un cycle de polymérisation sous-réticulé n'est pas souhaitée puisqu'elle entraîne des caractéristiques mécaniques résiduelles en compression plus faibles. Nous avons aussi mis en évidence que l'utilisation du tissu 3106 permet une meilleure détectabilité du défaut en conservant des caractéristiques mécaniques résiduelles proches des deux autres tissus. Le troisième point mis en avant est l'utilisation de plis à 45 ° en surface qui permet de réduire la taille de la zone endommagée tout en conservant des caractéristiques mécaniques résiduelles plus importantes que pour l'utilisation de plis à 0 ° en surface.

Une des principales conclusions est que l'impact n'affecte que de 10 % la rigidité des structures et d'un maximum de 40 % les valeurs admissibles en compression. Les coefficients d'abattement peuvent alors être réévalués : leur valeur n'excède pas les 40 %. Un gain de masse non négligeable est alors effectué (en passant l'abattement de 50 % à 40 %).

Ces travaux ont cependant laissé beaucoup de questions en suspens et ont fait naître des idées à explorer. Voici un certain nombre de perspectives issues de ces travaux :

- modéliser l'essai de CAI en s'appuyant sur les données de sortie du modèle d'impact et appliquer ces modèles à tous les jeux de paramètres du plan d'expériences pour corréler l'ensemble,
- approfondir la méthode de suivi en temps réel en fatigue et la filtrer de façon à la rendre applicable à n'importe quelle élévation de température,
- suivre l'essai de fatigue avec des mesures optiques de déplacement hors plan du centre des éprouvettes (lieu de l'impact) de façon à mieux comprendre le phénomène de cloquage et les phénomènes de flambage local,
- réaliser des essais de fatigue avec un contrôle par tomographie RX systématique tous les N cycles de façon à suivre l'évolution 3D de l'endommagement,
- réaliser des essais de fatigue sur des éprouvettes impactées ayant des plis à 45 °. Cela permettrait de voir l'évolution de la zone endommagée par l'impact sous des contraintes de cisaillement plan,
- corréler le comportement des éprouvettes en fatigue des matériaux testés en développant un modèle prenant en compte les pertes de rigidité en fonction de l'accroissement de l'endommagement,

- renouveler un plan d'expériences plus succinct en fixant la séquence d'empilement, mais en trouvant des variables continues pour la résine polymérisée et pour les tissus de façon à optimiser les réponses et à trouver la solution optimale.

Bibliographie

- [Abrate 1991] S. Abrate. *Impact on laminated composite materials*. Applied Mechanics Reviews, vol. 44, pages 155–190, 1991.
- [Abrate 2001] S. Abrate. *Modeling of impacts on composite structures*. Composite Structures, vol. 51, no. 2, pages 129 – 138, 2001.
- [Abrate 2005] S. Abrate. *Impact on composite structures*. Cambridge University Press, 2005.
- [Adams 1988] R.D. Adams et P. Cawley. *A review of defect types and nondestructive testing techniques for composites and bonded joints*. NDT International, vol. 21, no. 4, pages 208 – 222, 1988.
- [Adams 1997] R.D. Adams et B.W. Drinkwater. *Nondestructive testing of adhesively-bonded joints*. NDT & E International, vol. 30, no. 2, pages 93 – 98, 1997. A selection of papers presented at the First Joint Belgian-Hellenic Conference on NDT.
- [AFNOR 1997a] AFNOR. *EN 2850 : carbone fibre thremosettings resin unidirectionnal laminates - compression test parallel to fibre direction*, 1997.
- [AFNOR 1997b] AFNOR. *NF EN ISO 527-4 : Détermination des propriétés en traction. Partie 4 : conditions d'essai pour les composites plastiques renforcés de fibres isotropes et orthotropes.*, 1997.
- [AFNOR 1998] AFNOR. *EN 2564 : Stratifiés de fibre de carbone - Détermination de la teneur en fibres, en résine et du taux de porosité*, 1998.
- [Ahci 2006] E. Ahci et R. Talreja. *Characterization of viscoelasticity and damage in high temperature polymer matrix composites*. Composites Science and Technology, vol. 66, no. 14, pages 2506 – 2519, 2006.
- [Akshantala 1998] N.V. Akshantala et R. Talreja. *A mechanistic model for fatigue damage evolution in composite laminates*. Mechanics of Materials, vol. 29, pages 123–140, 1998.
- [Akshantala 2000] N.V. Akshantala et R. Talreja. *Micromechanics based model for predicting fatigue life of composite laminates*. Material Science and Engineering, vol. A285, pages 303–313, 2000.

- [Allix 1992] O. Allix et P. Ladevèze. *Interlaminar interface modelling for the prediction of laminates delamination*. Composite Structures, vol. 22, pages 235–242, 1992.
- [Allix 1995] O. Allix, P. Ladevèze et A. Corigliano. *Damage analysis of interlaminar fracture specimens*. Composite Structures, vol. 31, pages 61–74, 1995.
- [Ambur 1998] D.R. Ambur et J.H. Starnes. *Effect of curvature on the impact damage characteristics and residual strength of composite plates*. In structures, structural dynamics, and material conference, 1998.
- [ast] *Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event*.
- [Audaire 2001] L. Audaire et D. Pajani. *Thermographie - Technologie et applications*. Sciences de l'ingénieur, vol. R2741, pages 1–27, 2001.
- [Aveston 1971] J. Aveston, G.A. Cooper et A. Jelly. *Single and multiple fracture*. The properties of fiber composites, pages 15–26, 1971.
- [Aveston 1973] J. Aveston et A. Kelly. *Theory of multiple fracture of fibrous composites*. Journal of Materials Science, vol. 8, pages 352–362, 1973.
- [Béakou 1991] A. Béakou. *Homogénéisation et modélisation des coques composites multicouches*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers de Paris, 1991.
- [Bathias 2009] C. Bathias. *Matériaux composites*. Dunod, 2ème édition, 2009.
- [Benzeggagh 1996] M.L. Benzeggagh et M. Kenane. *Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus*. Composite Science and Technology, vol. 56, pages 439–449, 1996.
- [Berbain 1997] F. Berbain, A. Chevalier et C. Choudin. *Mise en oeuvre des composites : méthodes et matériels*. Techniques de l'ingénieur, no. A 3 720, 1997.
- [Berthelot 2005] J.M. Berthelot. *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*. Lavoisier, 4ème édition édition, 2005.
- [Bezazi 2001] A. Bezazi, A. El Mahi, B. Berthelot et B. Bezzazi. *Analyse de l'endommagement des stratifiés en flexion 3-points : influence de la séquence d'empilement*. In XVème congrès de mécanique, 2001.

- [Binétruy 2000] C. Binétruy. *Physique du moulage des composites avancés : aspects théoriques*. Techniques de l'ingénieur, no. AM 3 718, 2000.
- [Birk 1991] A.S. Birk et R.E. Green. *Nondestructive testing handbook, volume 7: Ultrasonic Testing*. American Society for Nondestructive Testing, 2^e édition, 1991.
- [Bouvet 2010] C. Bouvet. *Etude de l'endommagement dans les structures composites*. PhD thesis, Université de Toulouse III - Paul Sabatier, 2010.
- [Box 1960] G.E.P. Box et D.W. Behnken. *Some new three level designs for the study of quantitative variables*. Technometrics, vol. 2, pages 455–475, 1960.
- [Box 2005] G.E.P. Box, W.G. Hunter et J.S. Hunter. *Statistics for experimenters*. John Wiley & sons, deuxième édition, 2005.
- [Brémond 2001] P. Brémond et P. Potet. *Lock-in thermography : a tool to analyse and locate thermomechanical mechanisms in materials and structures*. In Thermosense XXIII, 2001.
- [Burke 1994] S.K. Burke, S. McKousland et C.M. Scala. *Nondestructive characterization of advanced composite materials*. Materials Forum, vol. 18, pages 85–109, 1994.
- [Camanho 2002] P.P. Camanho et C.G. Dávila. *Mixed-Mode decohesion finite elements for the simulation of delamination in composite materials*. Rapport technique, NASA TM-2002-211737, 2002.
- [Cantwell 1991] W.J. Cantwell et J. Morton. *The impact resistance of composite materials - a review*. Composites, vol. 22, pages 347–362, 1991.
- [Caprino 1999] G. Caprino, V. Lopresto, C. Scarponi et G. Briotti. *Influence of material thickness on the response of carbon-fabric/epoxy panels to low velocity impact*. Composites Science and Technology, vol. 59, no. 15, pages 2279 – 2286, 1999.
- [Caprino 2009] G. Caprino, P. Iaccarino et A. Lamboglia. *The effect of shear on the rigidity in three-point bending of unidirectional CFRP laminates made of T800H/3900-2*. Composite Structures, vol. 88, no. 3, pages 360 – 366, 2009.

- [Carreira 2005] R.P. Carreira. *Les matériaux composites dans l'industrie des sports et loisirs*. In 2nd congrès du Réseau Français d'Ingénierie du Sport, 2005.
- [Cartié 2002] D. D. R. Cartié et P. E. Irving. *Effect of resin and fibre properties on impact and compression after impact performance of CFRP*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 33, no. 4, pages 483–493, Avril 2002.
- [Celle 2006] P. Celle. *Couplage fluide/milieu poreux en grandes déformations pour la modélisation des procédés d'élaboration par infusion*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2006.
- [Celle 2008] P. Celle, S. Drapier et J.M. Bergheau. *Numerical modelling of liquid infusion into fibrous media undergoing compaction*. European Journal of mechanics - A/Solids, vol. 4, pages 647–661, 2008.
- [Cesari 2007] F. Cesari, V. Dal Re, G. Minak et A. Zuccheli. *Damage and residual strength of laminated carbon/epoxy composite circular plates loaded at the centre*. Composites Part A, vol. 38, pages 1163–1173, 2007.
- [Chang 1990] F.K. Chang, H.Y. Choi et S.T. Jeng. *Study on impact damage in laminated composites*. Mechanics of Materials, vol. 10, no. 1-2, pages 83 – 95, 1990.
- [Chen 1999] J. Chen, M.A. Crisfield, A.J. Kinloch, E.P. Busso, F.L. Matthews et Y. Qiu. *Predicting progressive delamination of composite materials specimens via interface elements*. Mechanics of composite materials and structures, vol. 6, pages 301–307, 1999.
- [Cherdoud-Chihani 1997] A. Cherdoud-Chihani, M. Mouzali et M.J.M. Abadie. *Étude par DSC de la reticulation de systèmes DGEBA/polyacides*. European Polymer Journal, vol. 33, pages 969–975, 1997.
- [Cherfaoui 2006] M. Cherfaoui. *Essais non destructifs*. Sciences de l'ingénieur BM6450, 2006.
- [Choi 1991] H.Y. Choi, H.Y.T. Wu et Chang F.K. *A new approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composite due to low-velocity impact: Part II - analysis*. Journal of Composite Materials, vol. 25, pages 1012–1038, 1991.

- [Chrysochoos 2002] A. Chrysochoos. *La thermographie infrarouge, un outil en puissance pour étudier le comportement des matériaux*. Mécanique & Industries, vol. 3, no. 1, pages 3 – 14, 2002.
- [Crossman 1982] F.W. Crossman et H.A.S.D Wang. *The Dependence of Transverse Cracking and Delamination on Ply Thickness in Graphite/Epoxy Laminates*. Damage in composite materials, vol. ASTM STP 775, pages 118–139, 1982.
- [Cui 1993] W. Cui et W.R. Wisnom. *A combined stress-based and fracture-mechanics-based model for predicting delamination in composites*. Composites, vol. 24, no. 6, pages 467 – 474, 1993.
- [Curà 2005] F. Curà , G. Curti et R. Sesana. *A new iteration method for the thermographic determination of fatigue limit in steels*. International Journal of Fatigue, vol. 27, no. 4, pages 453 – 459, 2005.
- [Curti 1989] G. Curti, A. Geraci et A. Risitano. Un nuovo metodo per la determinazione rapida del limite di fatica, volume 42. ATA-Ingegniera automobilistica, 1989.
- [Curtis 1987] P.T. Curtis. *An investigation of the tensile fatigue behaviour of improved carbon fiber composite materials*. In Poceedings of the 6th International Conference on Composite Materials, 1987.
- [Demuts 1992] E. Demuts, R.S. Sandhu et J.A. Daniels. *Post impact compressive strength in composites*. Rapport technique N° DOT/FAA/CT-92-25 (1992) 1097 - 1104, FAA, 1992.
- [Dharan 1975] C.K.H. Dharan. *Fatigue failure mechnisms in an unidirectionally reinforced composite material*. Fatigue of composite materials, vol. ASTM STP 569, pages 171–188, 1975.
- [Djilali 2007] T. Djilali. *Elaboration d'une solution de collage pour les assemblages travaillant à haute et basse température : le Joint Multi-Adhésifs. Mise en oeuvre de la solution technologique et prédiction de sont comportement en service*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2007.
- [Doehlert 1970] D.H. Doehlert. *Uniform shell design*. Applied Statistics, vol. 19, page 231, 1970.

- [Dorey 1988] G. Dorey. *Impact damage in composites - development, consequences and prevention*. In 6th international conference on composite materials, 1988.
- [Dragon 2000] A. Dragon, F. Hild, L. Rota et H. Trumel. *Modélisation du comportement et de la rupture des matériaux sous sollicitations dynamiques*. Mécanique & Industries, vol. 1, no. 5, pages 521–537, Octobre 2000.
- [DS 2010] DS Simulia. *The Abaqus v6.10 documentation collection*, 2010.
- [Duarte 1999] A. Duarte, I. Herszberg et R. Paton. *Impact resistance and tolerance of interleaved tape laminates*. Composite Structures, vol. 47, no. 1-4, pages 753 – 758, 1999. Tenth International Conference on Composite Structures.
- [Dumont-Fillon 1996] J. Dumont-Fillon. *Contrôles non destructifs (CND)*. Techniques de l'ingénieur R 1400, 1996.
- [Dzenis 2003] Y.A. Dzenis. *Cycle-based analysis of damage and failure in advanced composites under fatigue: 1. Experimental observation of damage development within loading cycles*. International Journal of Fatigue, vol. 25, no. 6, pages 499 – 510, 2003.
- [Fargione 2002] G. Fargione, A. Geraci, G. La Rosa et A. Risitano. *Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method*. International Journal of Fatigue, vol. 24, no. 1, pages 11 – 19, 2002.
- [Fisher 1925] R.A. Fisher. *Statistical methods for research workers*. Oliver and Boyd, edinburgh édition, 1925.
- [Fisher 1935] R. A. Fisher. *The design of experiments*. Oliver and Boyd, edinburgh édition, 1935.
- [Fuoss 1998a] E. Fuoss, P.V. Straznicky et C. Poon. *Effects of stacking sequence on the impact resistance in composite laminates – Part 1: parametric study*. Composite Structures, vol. 41, no. 1, pages 67 – 77, 1998.
- [Fuoss 1998b] E. Fuoss, P.V Straznicky et C. Poon. *Effects of stacking sequence on the impact resistance in composite laminates. Part 2: prediction method*. Composite Structures, vol. 41, no. 2, pages 177 – 186, 1998.
- [Gadam 2000] S.U.K Gadam, J.A. Roux, T.A. Mc Carty et J.G. Vaughan. *The impact of pultrusion processing parameters on resin pressure rise inside a*

- tapered cylindrical die for glass-fibre/epoxy composites*. Composites Science and Technology, vol. 60, pages 945–958, 2000.
- [Gamstedt 1999] E.K. Gamstedt et R. Talreja. *Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fiber-reinforced plastics*. Journal of material science, vol. 34, pages 2535–2546, 1999.
- [Garnier 2009] C. Garnier, S. Mistou, J.N. Felices, P. Hermel et O. Pantalé. *Méthodologie pour prédire l'influence des paramètres procédés et matériaux lors de la réponse à l'impact de structures composites*. In Recueil des résumés et comptes rendus des 16èmes Journées Nationales sur les Composites, 2009.
- [Garnier 2010] C. Garnier, B. Lorrain et M.L. Pastor. *Impact damage evolution under fatigue loading by infrared thermography on composite structures*. In International Conference on Experimental Mechanics (ICEM 14), 2010.
- [Garnier 2011] C. Garnier, M.L. Pastor, F. Eyma et B. Lorrain. *The detection of aeronautical defects in situ on composite structures using Non Destructive Testing*. Composite Structures, vol. 93, no. 5, pages 1328 – 1336, 2011.
- [Gay 1997] D. Gay. Matériaux composites. Hermès, 5ème édition, 1997.
- [Gillham 1974] J.K. Gillham, J.A. Benci et A. Noshay. *Isothermal transitions of a thermosetting system*. Journal of Polymer Science: : Polymer Symposia, vol. 46(1), pages 279–289, 1974.
- [Gong 1998] X.L. Gong, A. Laksimi et M.L. Benzeggagh. *Nouvelle approche de l'émission acoustique et son application à l'identification des mécanismes d'endommagement dans les matériaux composites*. Revue des composites et matériaux avancés, vol. 8, pages 7–23, 1998.
- [Gornet 1996] L. Gornet. *Simulation des endommagements et de la rupture dans les composites stratifiés*. PhD thesis, Université Pierre et Marie Curie (Paris 6), 1996.
- [Goupillaud 1998] I. Goupillaud. *Comparaison des endommagements matriciels par fatigue mécanique et par cyclage thermique de composites structuraux*. PhD thesis, ENSMA Poitiers, 1998.
- [Goupy 2001] J. Goupy. Introductions aux plans d'expériences. Dunod, 2ème édition, 2001.

- [Goupy 2005] J. Goupy. *Pratiquer les plan d'expériences*. Dunod, 2005.
- [Gros 1995] X.E. Gros. *An eddy current approach to the detection of damage caused by low-energy impacts on carbon fibre reinforced materials*. *Materials & Design*, vol. 16, no. 3, pages 167 – 173, 1995.
- [Gros 1999] X.E. Gros, J. Bousigue et K. Takahashi. *NDT data fusion at pixel level*. *NDT & E International*, vol. 32, pages 283–292, 1999.
- [Guild 1993] F.J. Guild, P.J. Hogg et J.C. Prichard. *A model for the reduction in compression strength of continuous fibre composites after impact damage*. *Composites*, vol. 24, no. 4, pages 333 – 339, 1993.
- [Guinard 2000] S. Guinard, O. Allix, D. Guedra-desgeorges et A. Vinet. *Tenue aux petits chocs des structures en stratifié composite*. Rapport technique, *Annales des composites "délamination des multicouches : phénomènes, modèles et critères"*, 2000.
- [Hahn 1993] H.T. Hahn, E.A. Kempner et S.S. Lee. *The stress development during filament winding of thick cylinders*. *Composites Manufacturing*, vol. 4, pages 147–156, 1993.
- [Han 2003] N. L. Han, S. S. Suh, J. M. Yang et H. T. Hahn. *Resin film infusion of stitched stiffened composite panels*. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 34, no. 3, pages 227–236, 2003.
- [Hashin 1973] Z. Hashin et A. Rotem. *A fatigue criterion for fiber-reinforced Materials*. *Journal of Composite Materials*, vol. 7, pages 448–464, 1973.
- [Hashin 1980] Z. Hashin. *Failure criteria for unidirectional fiber composites*. *Journal of applied mechanic*, vol. 47, pages 329–334, 1980.
- [Hashin 1985] Z. Hashin. *Analyses of cracked laminates: a variationnal approach*. *Mechanics of Materials*, vol. 4, pages 121–136, 1985.
- [Hean 2002] D. Hean. *Moulage par centrifugation*. *Techniques de l'ingénieur AM 5210*, vol. *Plastiques & composites*, pages 1–12, 2002.
- [Henaff-Gardin 1991] C. Henaff-Gardin. *Mécanismes d'endommagement par fatigue de composite à fibre de carbone*. 1991.
- [Henaff-Gardin 1997] C. Henaff-Gardin, M.C. Lafarie-Frenot et I. Goupillaud. *Prediction of cracking evolution under uniaxial fatigue loading in cross-ply composite laminates*. 1997.

- [Henneke 1990] E.G. Henneke. *Ultrasonic nondestructive evaluation of advanced composites*. Non-Destructive Testing of Fiber-Reinforced Plastics Composites, vol. 2, pages 55–159, 1990.
- [Hexcel 2011a] Hexcel. Fiche technique : Hexflow® rtm 6. 2011.
- [Hexcel 2011b] Hexcel. Fiche technique : Hexforce® g0926 d 1304 tct inj e01 2f. 2011.
- [Highsmith 1982] A.L. Highsmith et K.L. Reifsnider. *Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates*. American Society for Testing and Materials, vol. ASTM STP 775, pages 103–117, 1982.
- [Hinrich 1995] S. Hinrich, V. Chen, D. Jegley, L.C. Dickinson et K. Edward. *Effects of impact on stitched/RFI compression panels*. In NASA conference publication 3294, 1995.
- [Hitchen 2005] S.A. Hitchen et R.M.J. Kemp. *The effect of stacking sequence on impact damage in a carbon fibre/epoxy composite*. Composites, vol. 26, pages 207–214, 2005.
- [iso 2003] *ISO 13003 : Plastiques renforcés de fibres - Détermination des propriétés de fatigue en condition de chargement cyclique*, 2003.
- [Jamison 1984] R.D. Jamison, K. Schulte, K.L. Reifsnider et W.N. Stinchcomb. *Characterization and analysis of damage mechanism in tension-tension fatigue of graphite/epoxy laminates - effect of defects in composite materials*. American Society for Testing and Materials, vol. ASTM STP 836, pages 21–55, 1984.
- [Jih 1993] C.H. Jih et C.T. Sun. *Prediction of delamination in composite laminates subjected to low velocity impact*. Journal of Composite Materials, vol. 27, pages 684–701, 1993.
- [Joshi 1985] S.P. Joshi et C.T. Sun. *Impact induced fracture in laminated composite*. Journal of Composite materials, vol. 19, pages 51–66, 1985.
- [Joshi 1987] S.P. Joshi. *Impact-induced fracture initiation and detailed dynamic stress field in the vicinity of impact*. vol. American Society of Composite 2nd Technical Conference, September 1987.
- [Kachanov 1958] M. Kachanov. *Time of rupture process under creep conditions*. Izv Akad Nauk S.S.S.R Otd tech, vol. 8, pages 26–31, 1958.

- [Kaminski 2009] M. Kaminski et J.F. Maire. *Tolérance aux dommages des structures composites impactées : un état des lieux*. In Tolérance aux dommages sur les structures composites (impact faible énergie), 2009.
- [Kan 1998] H.P. Kan. *Enhanced reliability prediction methodology for impact damaged composite structures*. Final report DOT/FAA/AR-97/79, US Department of transportation, Federal Aviation Administration, Office of Aviation Research, Washington, DC 20591, 1998.
- [Kang 2000] M.K Kang, J.J. Jung et W.I. Lee. *Analysis of resin transfer moulding process with controlled multiple gates resin injection*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 31, no. 5, pages 407–422, Mai 2000.
- [Kempner 1995] E.A. Kempner et H.T. Hahn. *Effect of radial stress relaxation on fibre stress in filament winding of thick composites*. Composites Manufacturing, vol. 6, pages 67–77, 1995.
- [Khemiri 1999] N. Khemiri. *Etude expérimentale et numérique de l'effet de la température sur l'endommagement par fissuration transverse du T300/914*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse, 1999.
- [Kishi 2004] H. Kishi, M. Kuwata, S. Matsuda, T. Asami et A. Murakami. *Damping properties of thermoplastic-elastomer interleaved carbon fiber-reinforced epoxy composites*. Composites Science and Technology, vol. 64, no. 16, pages 2517 – 2523, 2004.
- [Krajcinovic 1984] D. Krajcinovic. *Continuous damage mechanics*. Applied Mechanics Reviews, vol. 37, pages 1–5, 1984.
- [Krapez 2001] J.C. Krapez, D. Pacou et G. Gardette. *Thermographie à démodulation synchrone et comportement en fatigue des métaux*. In CMOI 2001, 2001.
- [Krapez 2002] J.C. Krapez et D. Pacou. *Thermography detection of damage initiation during fatigue tests*. In SPIE conference - Thermosense XXIV - Orlando, USA, pages 435–449, 2002.
- [La Rosa 2000] G. La Rosa et A. Risitano. *Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components*. International Journal of Fatigue, vol. 22, no. 1, pages 65 – 73, 2000.

- [Lachaud 1997] F. Lachaud. *Dé laminage des matériaux composites à fibres de carbone et à matrices organiques : étude numérique et expérimentale, suivi par émission acoustique*. PhD thesis, ENSICA, 1997.
- [Ladevèze 1983] P. Ladevèze. *Sur une théorie de l'endommagement anisotrope*. Rapport technique, Laboratoire de Mécanique et Technologie de Cachan, 1983.
- [Ladevèze 1986] P. Ladevèze. *Sur la mécanique de l'endommagement des composites*. Pluralis publication, 1986.
- [Ladevèze 1992] P. Ladevèze et E. Le Dantec. *A damage modelling of the elementary ply for laminated composites*. Composite Science and Technology, vol. 43, pages 257–267, 1992.
- [Lagattu 2000] F. Lagattu et M.C. Lafarie-Frenot. *Variation of PEEK matrix crystallinity in APC-2 composite subjected to large shearing deformations*. Composites Science and Technology, vol. 60, no. 4, pages 605 – 612, 2000.
- [Lambert 1994] A. Lambert, J. Rivenez et G. Wache. *Les controles non destructifs: généralité*. CETIM, 1994.
- [Lemaître 1985] J. Lemaître et J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, paris édition, 1985.
- [Liaw 2000] P.K. Liaw, H. Wang, L. Jiang, B. Yang, J.Y Huang, R.C. Kuo et J.G. Huang. *Thermographic detection of fatigue damage of pressure vessel steels at 1,000 Hz and 20 Hz*. Scripta Materialia, vol. 42, no. 4, pages 389 – 395, 2000.
- [Liu 1987] D. Liu et L.E. Malvern. *Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates*. Journal of Composite Materials, vol. 21, pages 594–609, 1987.
- [Lorrain 1994] B. Lorrain. *Etude des phénomènes de fatigue sous sollicitation uniaxiale d'un composite à matrice céramique*. PhD thesis, Université Paul Sabatier - Toulouse, 1994.
- [Lossie 1994] M. Lossie et H. Van Brussel. *Design principles in filament winding*. Composites Manufacturing, vol. 5, pages 5–13, 1994.
- [Luong 1995] M.P. Luong. *Infrared thermographic scanning of fatigue in metals*. Nuclear Engineering and Design, vol. 158, no. 2-3, pages 363 – 376, 1995.

- [Luong 1998] M.P. Luong. *Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique*. Mechanics of Materials, vol. 28, no. 1-4, pages 155 – 163, 1998.
- [Mao 2002] H. Mao et S. Mahadevan. *Fatigue damage modelling of composite materials*. Composite Structures, vol. 58, no. 4, pages 405 – 410, 2002.
- [Marsal 2007] D. Marsal. *Modélisation multi-échelle de l'endommagement des stratifiés sous sollicitations hors-plan*. PhD thesis, LMS Cachan, 2007.
- [Massonnet 2001] C Massonnet et S Cescotto. Mécanique des matériaux. De Boeck & Larcier S. A., 4 édition, 2001.
- [Mertiny 2002] P. Mertiny et F. Ellyin. *Influence of the filament winding tension on physical and mechanical properties of reinforced composites*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 33, pages 1615–1622, 2002.
- [Mistou 2000] S. Mistou. *Développement d'un élément finis de coque composite à double courbure pour l'implémentation d'une application orientée objet*. PhD thesis, Université Bordeaux I, 2000.
- [Mitrevski 2005] T. Mitrevski, I.H. Marshall, R. Thomson, R. Jones et B. Whittingham. *The effect of impactor shape on the impact response of composite laminates*. Composite Structures, vol. 67, no. 2, pages 139 – 148, 2005. US Air Force Workshop Damage Assessment of Composite Structures.
- [Mitrevski 2006a] T. Mitrevski, I.H. Marshall et R. Thomson. *The influence of impactor shape on the damage to composite laminates*. Composite Structures, vol. 76, no. 1-2, pages 116 – 122, 2006. Fifteenth International Conference on Composite Materials - ICCM-15.
- [Mitrevski 2006b] T. Mitrevski, I.H. Marshall, R.S. Thomson et R. Jones. *Low-velocity impacts on preloaded GFRP specimens with various impactor shapes*. Composite Structures, vol. 76, no. 3, pages 209 – 217, 2006. US Air Force Workshop Health Assessment of Composite Structures, Health Assessment of Composite Structures.
- [Mouritz 2003] A.P. Mouritz. Fatigue in composites. Harris, B., 2003.

- [Nairn 1994] J.A. Nairn et S. Hu. *Damage mechanics of composite materials*, pages 187–243. Elsevier, 1994.
- [of Test Method] American Society of Test Method. *ASTM D 7136 : Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*.
- [Olsson 2000] R. Olsson. *Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates*. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 31, no. 8, pages 879 – 887, 2000.
- [Ooi 2000] S.K. Ooi, W.D. Cook, G.P. Simon et C.H. Such. *DSC studies of the curing mechanisms and kinetics of DGEBA using imidazole curing agents*. *Polymer*, vol. 41, pages 3639–3649, 2000.
- [Pajani 2001] D. Pajani. *Thermographie : Principes et mesures*. *Techniques de l'ingénieur R 2 740*, vol. *Traité mesures et contrôles*, pages 1–16, 2001.
- [Paris 2001] F. Paris. *A study of failure criteria of fibrous composite materials*. Rapport technique, Nasa, 2001.
- [Pastor 2007] M.L. Pastor. *Contribution à l'étude en fatigue de structures en aluminium renforcées par des patchs composites*. PhD thesis, Université Blaise Pascal - Clermont II, 2007.
- [Pillet 1994] M. Pillet. *Introduction aux plans d'expériences par la méthode taguchi*. Paris : Edition d'Organisation, 1994.
- [Plackett 1946] R.L. Plackett et J.P. Burman. *The design of optimum multifactorial experiments*. *Biometrika*, 1946.
- [Poussines 2009] L. Poussines, V. Nassiet et B. Hassoune Rhabbour. *How to modify resin formulations to optimize infusion process*. In 3rd international conference on Advanced Computational Engineering and eXperimenting, 2009.
- [Puget 1986] P. Puget, L. Fiore et L. Vincent. *Endommagement des matériaux composites en fatigue statique et dynamique*. In *Journées Nationales des Composites*, 1986.
- [Qi 1999] B. Qi, J. Raju, T. Kruckenberg et R. Stanning. *A resin film infusion process for manufacture of advanced composite structures*. *Composite Structures*, vol. 47, no. 1-4, pages 471 – 476, 1999. Tenth International Conference on Composite Structures.

- [Quaresimin 2002] M. Quaresimin. *Fatigue of woven composite laminates under tensile and compressive loading*. In Tenth European Conference on Composite Materials (ECCM 10), 2002.
- [Rabotnov 1968] Y.N. Rabotnov. *Creep rupture*. In Proceedings XII, International Congress of Applied Mechanics, 1968.
- [Reeder 1992] J.R. Reeder. *An evaluation of mixed-mode delamination criteria*. Rapport technique, NASA TM 104210, 1992.
- [Reeder 1993] J.R. Reeder. *A bilinear failure criterion for mixed-mode delamination*. In Composite materials : testing and design (11th volume) ASTM STP 1206, pages 303–322, 1993.
- [Reifsnider 1983] K.L. Reifsnider, J. Lesko et S. Case. *Damage mechanics and NDE of composite laminates*. In IUTAM - Symposium on mechanics of composite materials, pages 399–420, 1983.
- [Richardson 1996] M.O.W Richardson et M.J. Wisheart. *Review of low-velocity impact properties of composite materials*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 27, no. 12, pages 1123 – 1131, 1996.
- [Royer 1996] D. Royer et E. Dieulesaint. *Ondes élastiques dans les solides*. Masson, 2ème édition édition, 1996.
- [Shivakumar 1985] K.N. Shivakumar, W. Elber et W. Illg. *Prediction of low-velocity impact damage on thin circular laminates*. Journal of American Institute of aeronautics and Astronautics, vol. 23, pages 442–449, 1985.
- [Simonds 1989] R.A. Simonds, C.E. Bakis et W. Stinchcomb. *Effect of matrix toughness on fatigue response of graphite fiber composite laminate*. Composite materials, vol. 2, pages 5–18, 1989.
- [Singh 2008] C.V. Singh et R. Talreja. *Analysis of multiple off-axis ply cracks in composite laminates*. International Journal of Solids and Structures, vol. 45, no. 16, pages 4574 – 4589, 2008.
- [Singh 2009] C.V. Singh et R. Talreja. *A synergistic damage mechanics approach for composite laminates with matrix cracks in multiple orientations*. Mechanics of Materials, vol. 41, no. 8, pages 954 – 968, 2009.
- [Singh 2010] C.V. Singh et R. Talreja. *Evolution of ply cracks in multidirectional composite laminates*. International Journal of Solids and Structures, vol. 47, no. 10, pages 1338 – 1349, 2010.

- [Sjöblom 1988] P.O Sjöblom, J.T Hartness et T.M. Cordell. *On low-velocity impact testing of composite materials*. Journal of Composite Materials, vol. 22, pages 30–52, 1988.
- [Steinberger 2006] R. Steinberger, T.I. Valadas Leitao, E. Ladstätter, G. Pinter, W. Billinger et R.W. Lang. *Infrared thermographic techniques for non-destructive damage characterization of carbon fibre reinforced polymers during tensile fatigue testing*. International Journal of Fatigue, vol. 28, no. 10, pages 1340 – 1347, 2006.
- [Stinchcomb 1979] W.W. Stinchcomb et K.L. Reifsnider. *Fatigue damage mechanism in composite material : a review*. American Society for Testing and Materials, vol. ASTM STP 675, pages 762–787, 1979.
- [Sturgeon 1973] J.B. Sturgeon. In the society of plastics industry, editeur, Proceedings of the 28th annual technical conference, pages 12–13, 1973.
- [Taguchi 1987] G. Taguchi. *Taguchi methods, orthogonal arrays and linear graphs, tools for quality*. ASI Press, allen park édition, 1987.
- [Tai 1999] N.H. Tai, C.C.M. Ma, J.M. Lin et G.Y. Wu. *Effects of thickness on the fatigue-behavior of quasi-isotropic carbon/epoxy composites before and after low energy impacts*. Composites Science and Technology, vol. 59, no. 11, pages 1753 – 1762, 1999.
- [Talreja 1985a] R. Talreja. *A continuum mechanics characterization of damage in composite materials*. Proceedings of Royal Society of London, vol. A399, pages 195–216, 1985.
- [Talreja 1985b] R. Talreja. *Transverse cracking and stiffness reduction in composite laminates*. Journal of composite materials, vol. 19, pages 355–375, 1985.
- [Talreja 1990] R. Talreja. *Yielding, damage and failure of anisotropics solids*, pages 509–533. Mechanical Engineering Publications, 1990.
- [Talreja 1993] R. Talreja. *Fatigue of fiber composites*. Material Science and tecnology, pages 584–607, 1993.
- [Talreja 2006] R. Talreja. *Multi-scale modeling in damage mechanics of composite materials*. Journal of Materials Science, vol. 41, pages 6800–6812, 2006.

- [Talreja 2008] R. Talreja. *Damage and fatigue in composites - A personal account*. Composites Science and Technology, vol. 68, no. 13, pages 2585 – 2591, 2008.
- [Toubal 2004] L. Toubal. *Approches analytique et expérimentale de l'endommagement par fatigue d'un composite carbone/époxyde*. PhD thesis, Université Toulouse III - Paul Sabatier, 2004.
- [Toubal 2006] L. Toubal, M. Karama et B. Lorrain. *Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading*. International Journal of Fatigue, vol. 28, no. 12, pages 1867 – 1872, 2006.
- [Trabelsi 2010] W. Trabelsi, L. Michel et R. Othomene. *Effect of stitching on delamination of satin weave carbon-epoxy laminates under mode I, mode II and mixed-mode I/II loadings*. Applied composite materials, vol. 17, pages 575–595, 2010.
- [Ummenhofer 2009] T. Ummenhofer et J. Medgenberg. *On the use of infrared thermography for the analysis of fatigue damage processes in welded joints*. International Journal of Fatigue, vol. 31, no. 1, pages 130 – 137, 2009.
- [Valentino 2002] M. Valentino, A. Ruosi, G. Peluso et G.P. Pepe. *Structural health monitoring of materials by high critical temperature SQUID*. Physica C: Superconductivity, vol. 372-376, no. Part 1, pages 201 – 208, 2002.
- [Van Papaegem 2002] W. Van Papaegem. *Development and finite element implementation of a damage model for fatigue of fiber-reinforced polymers*. PhD thesis, Ghent University, 2002.
- [Varna 1991] J. Varna et L.A. Berglund. *Multiple transverse cracking and stiffness reduction in cross-ply laminates*. Journal of composite technology research, vol. 13, pages 97–106, 1991.
- [Varna 1999] J. Varna, R. Joffe, N.V. Akshantala et R. Talreja. *Damage in composite laminates with off-axis plies*. Composites Science and Technology, vol. 59, no. 14, pages 2139 – 2147, 1999.
- [Varna 2001] J. Varna, R. Joffe et R. Talreja. *A synergistic damage-mechanics analysis of transverse cracking in $[\pm\theta/90]_s$ laminates*. Composites Science and Technology, vol. 61, no. 5, pages 657 – 665, 2001.

- [Varna 2004] J. Varna, A. Krasnikovs, R.S. Kumar et R. Talreja. *A Synergistic Damage Mechanics Approach to Viscoelastic Response of Cracked Cross-ply Laminates*. International Journal of Damage Mechanics, vol. 13, no. 4, pages 301–334, 2004.
- [Violeau 2007] D. Violeau. *Une stratégie de calcul pour l'analyse à l'échelle "micro" des endommagements jusqu'à rupture des composites stratifiés*. PhD thesis, LMT Cachan, 2007.
- [Wöhler 1870] A. Wöhler. *Über die Festigkeitsversuche mit Eisen and Stahl*. Zeitschrift für Bauwesen, vol. 20, pages 73–106, 1870.
- [Wu 1988] H.S.T. Wu et G.S. Springer. *Measurements of Matrix Cracking and Delamination Caused by Impact on Composite Plates*. Journal of Composite Materials, vol. 22, no. 6, pages 518–532, 1988.
- [Wu 1993] E. Wu et K. Shyu. *Response of Composite Laminates to Contact Loads and Relationship to Low-Velocity Impact*. Journal of Composite Materials, vol. 27, no. 15, pages 1443–1464, 1993.
- [Wu 1998] D. Wu et G. Busse. *Lock-in thermography for nondestructive evaluation of materials*. Revue Générale de Thermique, vol. 37, no. 8, pages 693 – 703, 1998.
- [Xi Cong 1993] L. Xi Cong et C. Bathias. *Fatigue damage development in Al₂O₃/Al composite*. Composites, vol. 24, pages 1127–1139, 1993.
- [Xiao 1994] J. Xiao et C. Bathias. *Fatigue damage and fracture mechanism of notched woven laminates*. Composite materials, vol. 28, pages 1127–1139, 1994.
- [Yang 2001] B. Yang, P.K. Liaw, H. Wang, L. Jiang, J.Y. Huang, R.C. Kuo et J.G. Huang. *Thermographic investigation of the fatigue behavior of reactor pressure vessel steels*. Materials Science and Engineering: A, vol. 314, no. 1-2, pages 131 – 139, 2001.
- [Yang 2004] B. Yang, P.K. Liaw, G. Wang, M. Morrison, C.T. Liu, R.A. Buchanan et Y. Yokoyama. *In-situ thermographic observation of mechanical damage in bulk-metallic glasses during fatigue and tensile experiments*. Intermetallics, vol. 12, no. 10-11, pages 1265 – 1274, 2004.
- [Yates 1937] F. Yates. *The design and analysis of factorial experiments*. Technical communication of the Commonwealth Bureau of Soils, vol. 34, 1937.

Etude du comportement dynamique des structures composites réalisées par LRI : application à l'impact et à la fatigue

Résumé : Les industriels du secteur aéronautique sont, de plus en plus, à la recherche de procédés de fabrication à forte valeur ajoutée sans modifier les paramètres d'infusibilité de la résine lorsque l'on change de tissu. Nous avons donc mis en œuvre le procédé d'infusion de résine liquide sur des composites carbone/époxyde de forte épaisseur ($t > 4$ mm) en modifiant les cycles de polymérisation, les matériaux utilisés et les séquences d'empilement. Tous les tissus sont en carbone et la résine utilisée est la résine commerciale RTM6. Les structures aéronautiques sont sollicitées, en service, de différentes façons. Elles peuvent être accidentellement impactées par des engins de maintenance, des outils, de la grêle ou toute autre forme d'impact. Le problème pour les industriels est de pouvoir détecter l'endommagement créé et de comprendre les mécanismes mis en jeu lors de l'impact mais aussi leur évolution pendant un cyclage en fatigue. Nos travaux se sont donc inscrits dans cet objectif et différentes méthodes ont été mises en œuvre : détection de défauts d'impact et suivi en temps réel par thermographie infrarouge, détection de l'indentation résiduelle par numérisation par projection de franges. Parallèlement, le phénomène d'impact a aussi été traité par une étude statistique par plan d'expérience et une modélisation avancée a été créée avec l'utilisation de surfaces cohésives.

Mots clés : composites, LRI, tolérance aux dommages, impact BVID, défaut d'impact, fatigue, thermographie infrarouge, plan d'expériences, modélisation, surfaces cohésives.

Dynamic behavior of LRI's composite structures: application to impact and fatigue

Abstract: Aeronautical manufacturers are looking for the best manufacturing process giving high benefits. Moreover, it has to be implemented easily with change of woven fabrics. So, we realize thick carbon/epoxy composites ($t > 4$ mm) by modifying cure cycles, woven fabrics and lay-up sequences. Concerning the constituent materials of the composites, woven fabrics are carbon made and the resin is the commercial product named RTM6.

Aeronautical structures can be unfortunately stressed, in service, with different solicitations: holding, engine impact, falling objects impacts or other way. The main problem for industrials is to be able to detect the created damage, to understand the phenomena dealing with it and the damage evolution during fatigue cycles. By following this direction, different methods are developed: impact damage defects detection and evolution monitored with infrared thermography, impact residual depth measurement by fringes projection digitalization. At the same time, a statistical study made by design of experiments is completed. A numerical impact modeling is also developed by using cohesive surfaces.

Key words: composites, LRI, damage tolerance, BVID, impact damage, fatigue, infrared thermography, design of experiments, numerical modeling, cohesive surfaces.