



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 :

Adrien PERRET

le : mardi 28 juin 2011

Titre :

ÉTUDE DU COMPORTEMENT EN POST-FLAMBEMENT D'UN PANNEAU DE
FUSELAGE COMPOSITE INFUSÉ AVEC STRUCTURES INTÉGRÉES

Ecole doctorale :

Mécanique, Énergétique, Génie civil et Procédés (MEGeP)

Unité de recherche :

Laboratoire Génie de Production (ENI Tarbes) EA 1905

Directeur(s) de Thèse :

Moussa KARAMA

Professeur, ENI Tarbes

Directeur de thèse

Rapporteurs :

Laurent GUILLAUMAT

Professeur, ENSAM Paris Tech

Rapporteur

Saïd HARIRI

Professeur, École des Mines de Douai

Rapporteur

Autre(s) membre(s) du jury

Alain GÉRARD

Professeur, Université de Bordeaux

Examineur

Sébastien MISTOU

Maître de conférences, ENI Tarbes

Co-encadrant de thèse

Marina FAZZINI

Maître de conférences, ENI Tarbes

Co-encadrant de thèse

Thierry MOLLÉ

Ingénieur DAHER-SOCATA

Membre

Claudia VEYRAC

Ingénieur DAHER-SOCATA

Membre

Remerciements

Ces travaux de thèse ont été réalisés au sein de l'équipe Mécanique des Matériaux, des Structures et Procédés (M2SP) du Laboratoire Génie de Production (LGP) de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes (ENIT). Ils ont été financés par l'intermédiaire d'un partenariat CIFRE avec DAHER-SOCATA dans le cadre du programme FUSCOMP.

Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble des membres du jury qui ont alimenté les discussions grâce à leurs remarques et à leurs questions constructives, qui ont permis d'enrichir ce manuscrit. Je remercie plus particulièrement Alain Gérard d'avoir présidé ce jury, ainsi que Saïd Hariri et Laurent Guillaumat d'avoir accepté de rapporter sur mon mémoire de thèse.

Je remercie également Moussa Karama, mon directeur de thèse, de sa disponibilité.

J'adresse des remerciements à Sébastien Mistou pour m'avoir soutenu tout au long de ces travaux, dans les bons comme dans les moments plus difficiles. Je me souviendrai de sa disponibilité et de son implication à toute heure et à toute épreuve, et m'efforcerai de conserver l'esprit de concision qu'il m'a transmis. Merci aussi à Marina Fazzini qui l'a rejoint lors de la dernière année, de s'être impliquée et d'avoir œuvré à la réussite de ces travaux.

Je remercie Thierry Mollé et Claudia Veyrac de s'être toujours souciés de la valorisation industrielle de cette thèse. Merci du temps qu'ils m'ont accordé à la fin de ces trois années pour terminer mes travaux, ainsi que de leur implication dans les corrections de ce mémoire. Je souhaite aussi remercier Régine Moreau et David Sarres d'avoir participé à certaines de mes interventions à DAHER-SOCATA, Christophe Cauhapé pour la réalisation de contrôles ultrasonores et Paul Moreau pour certains essais. J'adresse aussi une pensée à Patrick Pellet pour des discussions constructives sur le sujet.

J'aimerais remercier les membres du CRCC/Nimitech : Michel Niquet, Olivier Chaussende, Frédéric Téqui, Thibault Proust, Vincent Tertrou et Jérôme Nadalin (de DAHER-SOCATA pour la fabrication des panneaux) ; qui m'ont accueilli avec bienveillance et aidé pour la fabrication d'éprouvettes d'essais.

Je remercie Bernard Lorrain, Joël Lacassagne, sans oublier Christian et Romain, pour leur aide précieuse sur l'utilisation des machines d'essais au laboratoire et de la préparation des différentes éprouvettes.

Je remercie aussi Pierre Marti de MGR Pyrénées, de la réalisation de diverses opérations d'usinage des éprouvettes, et de ses idées constructives.

J'adresse un remerciement à Jean-Noël Felices et Florent Eyma de l'IUT de Tarbes, ainsi qu'à Louis Étienne Denaud, d'avoir réalisé les découpes du panneau ; et à Christophe Pescay pour les nombreuses mesures ultrasonores réalisées.

Je souhaite remercier Marc Denjean de Sicomin, de m'avoir fait connaître le projet FUSCOMP, ce qui m'a permis de réaliser ces travaux.

Je n'oublierai pas non plus les autres membres de l'équipe FUSCOMP : Didier Acheritogaray, Frédéric Duhau, Vincent Cazajus et Francis Bière, avec qui j'ai travaillé tout au long de ces travaux. Nous avons pu ainsi dévoiler certains secrets de la nature comme le v**1 du bourdon, le chamois des Pyrénées, la poussée des morilles, ou au moins les interpréter.

Je remercie enfin toutes les personnes du BE Aérostructures de DAHER-SOCATA qui sont trop nombreuses pour être citées, de tous les moments chaleureux passés à leurs côtés. J'espère qu'ils n'oublieront pas les histoires de la tortue aux JO 2012 envoyées par sms par le dentiste en même temps que la météo.

J'associe à ces remerciements tous les doctorants et docteurs du LGP avec qui j'ai pu partager des préoccupations similaires et penser aussi à d'autres choses grâce à quelques parties de volley et bien sûr au mölkky. Merci à Chou², Rom1, Vincent W., Benjamin, Güralp, Malik, Andrei, mais aussi à Romain d'en face, Éric, Laurence, Toufik, Clélia, Julie, Cristina, Élodie, Babacar, Sabeur,...

Je ne pourrais terminer ces remerciements sans y inclure ma famille de Grenoble et de Montpellier, ainsi que tous mes amis dont bien sûr les TLM et assimilés, de leur indulgence vis-à-vis du temps que j'ai consacré à réaliser ces travaux et que je vais maintenant tenter de rattraper.

À ma future femme, Caroline

Table des matières

Table des matières	i
Liste des figures	v
Liste des tableaux	xi
Liste des notations	xiii
Introduction générale	1
1 Vers l'étude de la décohésion des structures intégrées	3
1.1 Généralités	4
1.1.1 Matériau composite	4
1.1.2 Procédés de mise en œuvre	6
1.1.3 Caractéristiques mécaniques du matériau composite	7
1.1.4 Mécanismes de rupture du pli	12
1.2 Dimensionnement des structures composites	15
1.2.1 Processus de dimensionnement	15
1.2.2 Application de la théorie classique des stratifiés	17
1.2.3 Prise en compte du cisaillement transverse	18
1.2.4 Critères de rupture plan	19
1.2.5 Flambement	22
1.2.6 Conclusions sur le dimensionnement des structures composites	25
1.3 Structures intégrées	26
1.3.1 Programmes aéronautiques	26
1.3.2 Structures aéronautiques	27
1.3.3 Contexte	27

1.3.4	Intégration de fonctions	31
1.3.5	Conclusions sur les structures intégrées	32
1.4	Décohésion des structures intégrées	33
1.4.1	Mécanismes de rupture	33
1.4.2	Post-flambement et rupture	34
1.4.3	Critères de rupture hors plan	34
1.4.4	Incertitudes et défauts de fabrication	39
1.4.5	Concepts de modélisation	40
1.4.6	Conclusions sur la décohésion des structures intégrées	41
2	Propriétés mécaniques	43
2.1	Introduction	44
2.2	Essais de caractérisation des matériaux composites	46
2.2.1	Essais de caractérisation des propriétés planes des matériaux composites	46
2.2.2	Essais de contrôle santé matière	50
2.2.3	Essais de caractérisation pour le dimensionnement de la décohésion des structures intégrées	52
2.3	Cisaillement hors plan	56
2.3.1	Fabrication d'un stratifié épais	59
2.3.2	Détermination du taux de fibres et de porosité	60
2.3.3	Fabrication et préparation des éprouvettes	61
2.3.4	Montage expérimental	63
2.3.5	Résultats	64
2.3.6	Conclusions	70
2.4	Traction hors plan	72
2.4.1	Fabrication de la plaque	73
2.4.2	Fabrication et préparation des éprouvettes	73
2.4.3	Montage expérimental	75
2.4.4	Résultats	76
2.4.5	Conclusions	79
2.5	Essais complémentaires par la caractérisation ultrasonore	79
2.5.1	Types d'ondes ultrasonores	79
2.5.2	Équations de propagation dans un solide orthotrope	80

2.5.3	Équations du problème inverse	81
2.5.4	Dispositif de caractérisation par contact direct	83
2.5.5	Résultats	84
2.6	Conclusions	85
3	Modélisation numérique du comportement en post-flambement	87
3.1	Introduction générale	88
3.2	Définition du modèle global de panneau autoraidi	89
3.2.1	Étude de convergence	89
3.2.2	Conditions aux limites réelles	95
3.2.3	Paramètres géométriques	96
3.3	Analyse éléments finis du modèle global	98
3.3.1	Analyse de flambement linéaire	99
3.3.2	Analyse statique linéaire	100
3.3.3	Analyse avec non-linéarités géométriques « progressive failure analysis »	101
3.3.4	Influence de la modélisation de l'intersection des structures intégrées	105
3.3.5	Influence des propriétés mécaniques	106
3.4	Étude à l'échelle locale des structures intégrées	108
3.4.1	Modélisation des détails structuraux des structures intégrées	108
3.4.2	Essais « pull-test » : observations expérimentales	113
3.4.3	Modélisations locales	114
3.5	Conclusions sur la modélisation numérique	117
4	Essai de post-flambement d'un panneau autoraidi infusé	121
4.1	Introduction	123
4.2	Techniques expérimentales	123
4.2.1	Contrôle par digitalisation numérique	123
4.2.2	Suivi d'essai par stéréo-corrélation d'images numériques	124
4.2.3	Contrôle non destructif par tomographie par rayons X	124
4.2.4	Conclusions sur les méthodes de mesure utilisées	125
4.3	Définition de l'essai expérimental de post-flambement	126
4.3.1	Étapes de préparation de l'essai expérimental	126
4.3.2	Conception de l'outillage	130

4.3.3	Dispositif expérimental	132
4.3.4	Mise en place de l'outillage et contrôle	133
4.3.5	Non-conformités de l'essai	133
4.3.6	Prévisionnel de chargement	136
4.4	Essai de post-flambement	139
4.5	Description de la courbe de chargement	144
4.5.1	Phase linéaire	145
4.5.2	Charge critique de flambement local des peaux	145
4.5.3	Phase non linéaire - Flambement local→global	146
4.5.4	Charge maximale	146
4.5.5	Palier de charge	151
4.5.6	Décohésion de Ω_2 et Ω_3	151
4.6	Analyse de la rupture	154
4.6.1	Contrôle post-mortem	154
4.6.2	Rupture par modèles numériques	156
4.6.3	Rupture des intersections entre les structures intégrées	157
4.6.4	Influence des propriétés mécaniques	159
4.7	Conclusions sur l'essai expérimental	160
4.8	Conclusions sur l'étude numérique et expérimentale du panneau composite autoraidi	161
	Conclusions et perspectives	165
	Bibliographie	169

Table des figures

1.1	Plusieurs types de matériaux composites	4
1.2	Armures des tissus couramment rencontrés	4
1.3	Fabrication des fibres de carbone à partir du <i>PAN</i>	5
1.4	Structure chimique d'un prépolymère époxy.	6
1.5	Types de procédés utilisés dans l'industrie aéronautique	7
1.6	Définitions du repère et de l'angle d'orientation d'un pli stratifié	10
1.7	Mécanismes de rupture du pli	12
1.8	Diagramme idéalisé contrainte-déformation jusqu'à rupture, d'un pli composite où la déformation à rupture de la fibre est inférieure à la déformation à rupture de la résine ($\varepsilon_f^R < \varepsilon_m^R$)	13
1.9	Types de rupture matrice associée à la rupture fibre	13
1.10	Deux types de propagation de la fissure selon l'adhésion de l'interface fibre-matrice	14
1.11	Coupe d'un stratifié avec une mèche de fibres microflambées. 50X [Smith 93]	15
1.12	Modes de rupture	15
1.13	Processus général de dimensionnement des structures	16
1.14	Exemple de flambement de panneau	22
1.15	Types de flambement simple de structures élémentaires	23
1.16	<i>COCOMAT</i> : Amélioration des marges de calcul en post-flambement de panneaux composites autoraidis [Degenhardt 06]	26
1.17	Structures élémentaires utilisées dans les fuselages d'aéronefs	27
1.18	Modèle géométrique du tronçon de fuselage étudié	27
1.19	Pyramide essais/calcul pour représenter l'approche suivie des travaux	28
1.20	Représentativité de l'approche des travaux liés à la décohésion des structures intégrées	29
1.21	Co-bonding	31
1.22	Secondary bonding	31

1.23	Co-curing	32
1.24	Représentation de la méthode VCE (Virtual Crack Extension)	38
1.25	Représentation de la méthode VCCT (Virtual Crack Closure Technique) [Krueger 07]	39
1.26	Représentation de l'utilisation d'éléments cohésifs dans des zones d'intérêts [Huchette 09]	39
1.27	Approche globale-locale appliquée par BERTOLINI [Bertolini 08]	40
1.28	Approche globale-locale appliquée par ORIFICI [Orifici 08e, Orifici 08d]	41
1.29	Approche locale appliquée par KRUEGER [Krueger 07]	41
2.1	Description des coefficients d'abattements sur les propriétés mécaniques et sur les charges admissibles [Leroy 09]	44
2.2	Représentations des analogies nappes équivalentes / renfort tissu	45
2.3	Essai de flexion 3 points	48
2.4	Modes de rupture possibles dans l'essai de cisaillement interlaminaire	49
2.5	Mesure de densité par immersion	51
2.6	Caractérisation du mouchetis [Fazzini 09]	53
2.7	Méthodes de caractérisation des propriétés de cisaillement dans les matériaux composites [Melin 00]	54
2.8	Principe de réalisation d'un essai de traction hors plan	55
2.9	Comparaison numérique entre les méthodes d'essai Iosipescu, S3PB, DNC et IDNS, de la répartition de la contrainte et de la déformation de cisaillement dans la section de la zone cisailée dans les matériaux composites [Pettersson 02]	56
2.10	Plans de mesure possibles avec l'essai Iosipescu	57
2.11	Définitions des plans de mesure pour un stratifié composé de plis tissus et de plis unidirectionnels	58
2.12	Modes de rupture de l'essai Iosipescu	59
2.13	Montage du procédé de fabrication de stratifiés épais	59
2.14	Taux de fibres dans la largeur du stratifié épais, pour trois hauteurs de prélèvement	60
2.15	Taux de porosité dans la largeur du stratifié épais, pour trois hauteurs de prélèvement	61
2.16	Éprouvettes Iosipescu	62
2.17	Placement des jauges extensométriques par rapport à l'état de chargement de cisaillement de l'essai Iosipescu	62
2.18	Montage expérimental de l'essai Iosipescu	63
2.19	Effort machine en fonction du déplacement	65
2.20	Répartition de la déformation de cisaillement γ_{13} dans la zone inter-entailles, à l'effort maximum, pour les 11 sections	65

2.21	Loi de comportement de l'éprouvette 3, et méthode d'obtention de G_{13}	66
2.22	Loi de comportement et pourcentage de torsion de l'éprouvette équipée d'une paire de jauges sur chaque face	67
2.23	Fissures aux encoches de l'éprouvette Iosipescu, tracé de ε_3 (dans la hauteur de l'éprouvette)	67
2.24	Section cisailée en fin d'essai	68
2.25	Répartition du champ de déformation en fin d'essai, tracé de $\varepsilon_{13} = \gamma_{13}/2$	68
2.26	Lois de comportement obtenues pour l'essai de cisaillement hors plan Iosipescu	71
2.27	Montage de la fabrication d'une plaque de 20 plis de G0926/RTM6 réalisée par infusion de résine	73
2.28	Éprouvette de traction hors plan	74
2.29	Procédé de collage de l'éprouvette de traction hors plan	74
2.30	Montage expérimental de l'essai de traction hors plan	76
2.31	Éprouvette métallique	77
2.32	Éprouvette composite, courbe contrainte-déformation	78
2.33	Rupture adhésive de l'éprouvette de traction hors plan	78
2.34	Deux types d'ondes de volume [Mistou 00]	80
2.35	Trois modes d'ondes ultrasonores	83
2.36	Échantillons utilisés pour la caractérisation ultrasonore	83
2.37	Dispositif de caractérisation par contact direct [Mistou 00]	84
3.1	Maille élémentaire étudiée	90
3.2	Description de la méthode de création des modèles numériques pour l'étude de convergence	92
3.3	Convergence des modes 1 à 20 avec raidisseur Ω , incrémentation de n_t	92
3.4	Convergence des modes 1 à 20 avec raidisseur Ω , incrémentation de n_a	93
3.5	Convergence des modes 1 à 20 avec raidisseur Ω , incrémentation de n_{long} avec $n_t = 6$ et $n_a = 5$	93
3.6	Deux types de modes de flambement, représentés avec les valeurs maximales du nombre d'éléments dans chaque zone	94
3.7	Comparaison des raidisseurs en flambement linéaire	95
3.8	Conditions aux limites du panneau	96
3.9	Obtention de la fibre neutre pour les différentes structures intégrées en oméga et en T	97
3.10	Démarche de la modélisation du panneau	98
3.11	Modélisation du panneau (a) Utilisation des RBE2 dans les conditions aux limites (b) Modèle géométrique (c) Détail du maillage	99

3.12	Formes des modes de flambement linéaire	100
3.13	Résultats de l'analyse statique linéaire	101
3.14	Courbes de chargement pour les trois méthodes de modélisation de l'intersection des structures intégrées	102
3.15	Indices de rupture de Tsai-Wu en « progressive failure analysis », comparaison des trois méthodes de modélisation de l'interface entre structures intégrées, à trois niveaux de charge	103
3.16	Déplacements hors plan avec trois méthodes de modélisation de l'intersection des structures intégrées. Panneaux 3.1, 3.2 et 3.3	104
3.17	Déplacement des nœuds [mm] (positifs) à l'intersection entre le raidisseur central et la structure transversale. Panneau 3.2 avec nœuds coïncidents.	105
3.18	Courbe de chargement du panneau 3.2, en comparaison de plusieurs ensembles de propriétés matériaux	107
3.19	Obtention des paramètres des critères de loi puissance et B-K en mode mixte, pour plusieurs couples matériaux [Camanho 02]	111
3.20	Taux de restitution d'énergie en mode mixte, pour le couple matériau G0926/RTM6	112
3.21	Principe de réalisation des essais « pull-tests » sur structures de type oméga, dimensions en [mm]	113
3.22	Mécanisme de décohésion du T	113
3.23	Mécanisme de décohésion de l'oméga	114
3.24	Géométries des coins de résine internes des omégas	115
3.25	Conditions aux limites du modèle local d'oméga	115
3.26	Initiation de la décohésion avec et sans coin de résine. Modèle en contraintes planes, à 600 N	116
3.27	Critère d'initiation de la décohésion calculé à l'interface entre l'oméga et la peau	117
3.28	Comparaison des courbes de chargement numériques et expérimentales	118
4.1	Principe physique de la tomographie par rayons X, à y_i, z_i selon la direction x	124
4.2	Étapes de préparation de l'essai expérimental de post-flambement	126
4.3	Dimensions finales de l'éprouvette d'essai	126
4.4	Positionnement du centre de gravité d'une section d'éprouvette	127
4.5	Montage pour le réusinage des talons de résine	128
4.6	Résultats des digitalisations réalisées après ré-usinage des talons	128
4.7	Cartographie C-SCAN de l'éprouvette avant essai	129
4.8	Modélisation de l'éprouvette montée dans une solution d'outillage	130
4.9	Outillage de l'essai de post-flambement	130
4.10	Dispositif expérimental de l'essai de post-flambement	131

4.11	Définition du mouchetis de l'éprouvette et de l'outillage	131
4.12	Étapes de la mise en place de l'outillage et de l'éprouvette	132
4.13	Contrôle de la mise en place de l'éprouvette	134
4.14	Représentation des non-conformités de l'outillage	136
4.15	Modèle de référence, et modèles avec non-conformités du placement de l'éprouvette	137
4.16	Courbes du tassement appliqué en début d'essai à $0,6CL$	139
4.17	Localisation des points de référence utilisés en post-traitement de la stéréo-corrélation d'images sur Aramis	140
4.18	Courbes charge-déplacement : numérique, mesure sur machine et mesures optiques avec points de référence au ras de l'éprouvette et du talon de résine, au raidisseur central	140
4.19	Courbes charge-déplacement numérique et expérimentale réelle (mesure optique), avec déplacements hors plan correspondants	141
4.20	Nomenclature et repérage de l'éprouvette, côté raidisseurs	143
4.21	Point 1 - Montée en charge en phase linéaire	145
4.22	Point 2 - Charge critique de flambement non linéaire des peaux	145
4.23	Phase non linéaire avant rupture - Points 3 et 4	146
4.24	Amplitude des déplacements hors plan UZ dans la longueur d'une peau	147
4.25	Phase de charge maximale - Pré-Rupture	147
4.26	Rupture Ω_1 , Poussière apparaissant aux extrémités inférieures de l'éprouvette, lors de son effondrement	148
4.27	Rupture des intersections de Ω_1 avec les PCI	149
4.28	Définitions des sections sur les têtes des omégas	149
4.29	Mesure des déplacements UZ sur les têtes des omégas	150
4.30	Mesure des déplacements UY sur les têtes des omégas	152
4.31	Point 8 - Palier de charge	153
4.32	Point 9 - Seconde chute de charge, décohésion des structures intégrées	153
4.33	Vue détaillée de la surface sous Ω_3 pendant la propagation de la décohésion	154
4.34	Cartographie des zones de rupture identifiées par la tomographie par rayons X sur l'éprouvette d'essai post-mortem	155
4.35	Cartographies d'épaisseur	156
4.36	Indices de rupture de Tsai-Wu à la rupture, résultats numériques des plis des raidisseurs, modèle de référence, $0 \leq FI \leq 1$	156
4.37	Indices de rupture de Tsai-Wu à la rupture, résultats numériques des plis des raidisseurs, modèle avec non-conformité N°6, $0 \leq FI \leq 1$	157

4.38 Résultats numériques : déplacements hors plan et répartition des indices de rupture, avant et après rupture	158
4.39 Explications des résultats numériques sur la localisation des zones de rupture	158
4.40 Utilisation du modèle de référence avec les propriétés mécaniques mesurées	159

Liste des tableaux

1.1	Propriétés mécaniques moyennes des fibres usuelles $T < 700$ °C [Mistou 00]	5
1.2	Propriétés mécaniques moyennes des résines thermodurcissables usuelles $T < 200$ °C [Mistou 00]	6
1.3	Nombre et nature des coefficients nécessaires à l'étude de plis d'unidirectionnels et de tissus équilibrés	12
1.4	Application d'une démarche de dimensionnement analytique d'un panneau composite autoraidi	24
1.5	Critères de rupture hors plan en contraintes	35
2.1	Valeur du facteur de distribution de l'orientation des fibres η_0	45
2.2	Propriétés du couple matériau G0926/RTM6 données par Hexcel. Épaisseur du pli de 0,37mm pour un taux volumique de fibres de $V_f = 60$ %, à température ambiante [Hexcel 10b, Hexcel 10a]	50
2.3	Propriétés mécaniques recherchées et méthodes d'essai correspondantes	52
2.4	Résultats de l'essai de cisaillement hors plan Iosipescu	69
2.5	Relations entre constantes élastiques et vitesses de propagation [Mistou 00]	82
2.6	Vitesses mesurées par la caractérisation ultrasonore par contact direct [m/s]	84
2.7	Propriétés mécaniques moyennes du G0926/RTM6 obtenues par différentes méthodes	86
3.1	Drapage de la maille élémentaire	89
3.2	Détermination du nombre d'éléments pour la modélisation des raidisseurs Ω, I, J	95
3.3	Séquences d'empilement	97
3.4	Caractéristiques des modèles réalisés	98
3.5	Propriétés mécaniques définies arbitrairement	106
4.1	Liste des non-conformités de l'essai	135
4.2	Prévisionnel de chargement de l'essai de post-flambement	138
4.3	Données des points de la figure 4.19	142

4.4	Charges numériques et expérimentales de flambement et de rupture	143
4.5	Description des phénomènes de l'essai, menant à la décohésion des structures intégrées . .	144
4.6	Propriétés mécaniques mesurées	160

Liste des notations

Chapitre 1 : Vers la décohésion des structures intégrées

A_{ij}	coefficients de la matrice de rigidité en membrane, $i, j = 1, 2, 6$
a, b	longueur et largeur d'une plaque
B_{ij}	coefficients de la matrice de couplage membrane-flexion-torsion, $i, j = 1, 2, 6$
c	paramètre de flambement
C	coefficient de sécurité
C_{ij}	coefficients de la matrice de rigidité, $i = 1, 2, \dots, 6$
D_{ij}	coefficients de la matrice de rigidité en flexion, $i, j = 1, 2, 6$
D_c	rigidité en flexion d'un super-raidisseeur par unité de longueur
e	épaisseur
E, E_i	module d'Young, module d'Young dans la direction $i = 1, 2, 3 = L, T, N$
EI_c	rigidité en flexion longitudinale
E_f, E_m	module d'Young des fibres et de la matrice
F_{cr}	charge critique de flambement
F_i, F_{ij}	coefficients d'interaction des critères de rupture de type Tsai $i = 1, 2, \dots, 6$ et $i, j = 1, 2, \dots, 6$
G_T	taux d'énergie de déformation maximal
G_I, G_{II}, G_{III}	taux de restitution d'énergie en mode I, II et III
$G_{IC}, G_{IIC}, G_{IIIC}$	taux de restitution d'énergie en mode I, II et III maximal
G, G_{ij}	module de cisaillement, module de cisaillement dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$
G_f, G_m	module de cisaillement des fibres et de la matrice
G_{xy}^{sw}	module de cisaillement de l'âme du raidisseeur
h_k	hauteur du pli numéro k
H_{ij}	coefficients de la matrice de rigidité en cisaillement transverse avec prise en compte d'un coefficient de cisaillement transverse $i, j = 4, 5$
$ILSS$	« Interlaminar Shear Strength » ou contrainte de cisaillement interlaminaire
$J_1, J_{1_{crit}}$	premier invariant des déformations, premier invariant critique des déformations

J_{ij}	coefficients de la matrice de rigidité en cisaillement transverse $i, j = 4, 5$
k	numéro du pli
K_f, K_m	module de compression latérale des fibres et de la matrice
k_f, k_m	module de compressibilité des fibres et de la matrice
k_{ij}	coefficient de prise en compte du cisaillement transverse $i, j = 4, 5$
K_i	coefficient de flambement, $i = x, y, sh$ (sh = cisaillement)
L	Longueur
L, T, N	directions longitudinale, transversale et normale (hors plan) du pli
$m_{f\sigma}$	facteur d'abattement des fibres
M_i	flux de moment dans le repère xy du stratifié, $i = x, y, xy$
N_i	flux de membrane dans le repère xy du stratifié, $i = x, y, xy$; critique si cr en exposant
n_t	contrainte de traction transversale
n_l	contrainte de traction longitudinale
n_c	contrainte de traction du cadre
O_{ij}	coefficients de rigidité en cisaillement transverse $i, j = 1, 2$
p	pression appliquée
P_e	charge critique de flambement d'Euler
P_{cr}	charge critique de flambement global
Q_i	flux de cisaillement transverse dans le repère xy du stratifié, $i = x, y$
R	Rayon
RF	« Reserve Factor »
S_{ij}	coefficients de la matrice de souplesse, $i, j = 1, 2, \dots, 6$
S_{12}, S_{13}, S_{23}	contrainte de rupture en cisaillement dans les plans 12, 13, 23
S_C	contrainte de rupture en cisaillement du stratifié complet
T_σ	matrice de changement de base des contraintes
T_ε	matrice de changement de base des déformations
V_f, V_m	taux volumique de fibres et de matrice
w_0	déplacement hors plan
w	« web » pour âme des raidisseurs (en indice)
wb	« web buckling » pour flambement local de l'âme des raidisseurs (en indice)
X_i	contrainte longitudinale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
Y_i	contrainte transversale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
Z_T	contrainte à la rupture hors plan en traction
$\alpha, \beta, \delta, \gamma$	paramètres sans dimensions
$\varepsilon^R, \varepsilon_i$	déformation à la rupture, déformation dans la direction $i, i = 1, 2, 3 = L, T, N$ (ou bien x, y, z dans le repère du stratifié)

$\varepsilon_{eqv}, \varepsilon_{eqv_{crit}}$	déformation équivalente, déformation équivalente critique
$\varepsilon_f^R, \varepsilon_m^R$	déformation à la rupture des fibres et de la matrice
ε_m	déformation de membrane dans le repère xy du stratifié
ε_{1i}	déformation longitudinale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
ε_{2i}	déformation transversale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
γ_{ij}	déformation de cisaillement dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$ (ou bien x, y, z dans le repère du stratifié)
γ_c	déformations de cisaillement dans le stratifié
γ_{12}^R	déformation de cisaillement à la rupture dans le plan 12
κ	courbures dans le repère xy du stratifié
ν, ν_{ij}	coefficient de Poisson, coefficient de Poisson dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$
ν_f, ν_m	coefficient de Poisson des fibres et de la matrice
$\phi_{filament}$	diamètre du filament des fibres
ρ	masse volumique
σ_{cr}	contrainte critique de flambement
σ^R, σ_i^R	contrainte à la rupture, contrainte à la rupture dans la direction i , $i = 1, 2, 3 = L, T, N$ (ou bien x, y, z dans le repère du stratifié)
σ_f^R, σ_m^R	contrainte à la rupture des fibres et de la matrice
σ_m	contrainte dans la matrice
σ_{pli}^R	contrainte à la rupture du pli
τ_{ij}	contrainte de cisaillement dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$ (ou bien x, y, z dans le repère du stratifié)
τ_{ILSS}	contrainte de cisaillement interlaminaire
θ	angle d'orientation du pli

Chapitre 2 : Propriétés mécaniques

a	déformation moyenne hors plan
A	aire de la section travaillante
b	déformation de flexion
B	déformation de flexion maximale
C_{min}, C_{max}	célérités minimales et maximales des ondes ultrasonores
C_{ijkl}	tenseur de rigidité
d	dimension de la plus forte hétérogénéité
E_c	module d'Young du stratifié composite
E_f, E_m	module d'Young des fibres et de la matrice
E_{Lu}, E_{Tu}	module d'Young longitudinal et transversal des nappes unidirectionnelles équivalentes

E_i, E_{i-j}	module d'Young dans la direction i , en traction ou en compression, $i = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $j =$ traction, compression
f_c	fréquence des ondes ultrasonores pour la caractérisation
F	charge appliquée
G, G_{ij}	module de cisaillement, module de cisaillement dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$
h	épaisseur
L, T, N	directions longitudinale, transversale et normale (hors plan) du pli
M	nombre d'intervalles pour calculer le facteur de distribution de l'orientation des fibres
M_{ech-i}	masse de l'échantillon à l'air libre ($i = air$) et dans le liquide ($i = liquide$)
QL	onde Quasi-Longitudinale
QT	onde Quasi-Transversale
S_{ij}	contrainte de rupture de cisaillement dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3$ et $i \neq j$
u	déplacement
V	vitesse de phase
V_f, V_m, V_0	taux volumique de fibres f , de matrice m et de porosité 0
W_f	taux massique de fibres
x	position
X_i	contrainte longitudinale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
Y_i	contrainte transversale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
Z_T	contrainte à la rupture hors plan en traction
ε_{ij}	déformation dans la direction $i, = 1, 2, 3$
ε_{i-j}^R	déformation à la rupture dans la direction i , en traction ou en compression, $i = 1, 2, 3$ et $j =$ traction, compression
δ	delta de Kronecker
$\gamma_{ij}, \gamma_{ij}^R$	déformation de cisaillement, déformation de cisaillement à la rupture dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$ (ou bien x, y, z dans le repère du stratifié)
Γ	tenseur de Christoffel
ν_{ij}	coefficient de Poisson dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$
σ_{i-j}^R	contrainte à la rupture dans la direction i , en traction ou en compression, $i = 1, 2, 3$ et $j =$ traction, compression
σ_f	contrainte de flexion
η_0	facteur de distribution de l'orientation des fibres
$\rho_c, \rho_f, \rho_l, \rho_r$	masse volumique du stratifié composite c , des fibres f , du liquide l et de la résine r
τ_{ij}, τ_{ij}^R	contrainte de cisaillement, contrainte de cisaillement à la rupture dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$ (ou bien x, y, z dans le repère du stratifié)
θ	direction de flexion maximale
θ_i	angle d'orientation des fibres par rapport au plan dans l'intervalle i

Chapitre 3 : Modélisation numérique du comportement en post-flambement

AR	« Aspect Ratio » des éléments : rapport des côtés
C_{ij}	tenseur de rigidité
e_s	épaisseur semelle
e_t	épaisseur tête
e_{pc}	épaisseur pied de cadre
e_n	épaisseur nappe
e_p	épaisseur peau
E_i	module d'Young dans la direction $i = 1, 2, 3 = L, T, N$
F_{12}	paramètre d'interaction du critère de Tsai-Wu dans le plan $12 = LT$
F	effort appliqué
F_{Cr}	charge critique de flambement
F_{max}	charge maximale ou charge à rupture
F_i^j	indice de rupture de Hashin dans la direction des fibres ($i = f$) ou de la matrice ($i = m$), en traction ($j = t$) ou en compression ($j = c$)
FI	« Failure Indice » pour indice de rupture
G_{ij}	module de cisaillement dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$
G_C	taux de restitution d'énergie
G_T	taux d'énergie de déformation total
G_I, G_{II}	taux de restitution d'énergie en mode I et II
G_{IC}, G_{IIC}	taux de restitution d'énergie maximal en mode I et II
h_{pc}	hauteur pied de cadre
h_t	hauteur de la tête du raidisseur oméga
K_{ij}	termes du tenseur de rigidité de la loi de traction-séparation
L_a	longueur de l'âme d'un raidisseur
L_b	longueur de la base du raidisseur oméga
L_{larg}	longueur dans la largeur d'une maille
L_{long}	longueur dans la longueur d'une maille
L_n	longueur de nappes
L_{pc}	longueur pied de cadre
L_s	longueur de la semelle d'un raidisseur
L_t	longueur de la tête d'un raidisseur
n_a	nombre d'éléments dans l'âme d'un raidisseur
n_b	nombre d'éléments dans la base d'un raidisseur
n_{larg}	nombre d'éléments dans la largeur d'une maille

n_{long}	nombre d'éléments dans la longueur d'une maille
n_{s}	nombre d'éléments dans la semelle d'un raidisseur
n_{t}	nombre d'éléments dans la tête d'un raidisseur
R_{s}	rayon semelle
R_{t}	rayon tête
R_{pc}	rayon pied de cadre
S_{12}, S_{13}, S_{23}	contrainte de rupture en cisaillement dans les plans 12, 13, 23
\mathbf{t}	vecteur des contraintes de traction
T_0	épaisseur initiale des éléments cohésifs
T_{σ}	matrice de changement de base des contraintes
T_{ε}	matrice de changement de base des déformations
UX	déplacement relatif longitudinal de l'éprouvette
UY	déplacement transversal de l'éprouvette
UZ	déplacement hors plan de l'éprouvette
X_i	contrainte longitudinale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
Y_i	contrainte transversale à la rupture en traction ($i = T$) et en compression ($i = C$)
Z_T	contrainte à la rupture hors plan en traction
δ_i	séparations des surfaces cohésives dans la direction i
ν_{ij}	coefficient de Poisson dans le plan ij , $i, j = 1, 2, 3 = L, T, N$ et $i \neq j$
σ_1	contrainte de traction/compression dans le pli dans la direction 1 = L
σ_2	contrainte de traction/compression dans le pli dans la direction 2 = T
τ_{12}	contrainte de cisaillement dans le pli dans le plan 12 = LT

Chapitre 4 : Essai de post-flambement d'un panneau autoraidi infusé

CE	charge extrême
CL	charge limite
E	énergie des rayons X
F	effort appliqué
FX	effort longitudinal
F_{cr}	charge critique de flambement
F_{max}	effort longitudinal maximal (à la rupture)
N_0, N_i	nombre de photons incidents et transmis respectivement
NC	non-conformité
UX	déplacement relatif longitudinal de l'éprouvette
UY	déplacement transversal de l'éprouvette
UZ	déplacement hors plan de l'éprouvette
μ	coefficient d'absorption du matériau

Introduction générale

Le projet *FUSCOMP* (FUSelage COMPOSITE) est un programme de Recherche & Développement, qui a reçu la labellisation du pôle de compétitivité *Aerospace Valley*. Ce programme mènera à la réalisation d'un test de démonstrateur de fuselage composite fabriqué par le procédé d'infusion de résine *LRI* (Liquid Resin Infusion). Les travaux réalisés réunissent principalement trois partenaires : la société *DAHER-SOCATA*, le Laboratoire Génie de Production de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes, et le Centre de Ressources et de Compétences COMPOSITES du Lycée Jean Dupuy. L'étude des structures composites est un sujet d'actualité dans les projets aéronautiques, puisque de plus en plus d'éléments (raidisseurs, . . .) sont intégrés dans les revêtements de fuselage. Les travaux de thèse portant sur la modélisation d'un fuselage composite ont donc naturellement évolué vers l'étude de la décohésion des structures intégrées.

Le chapitre un indique les étapes qui ont mené à l'étude de la décohésion des structures intégrées. Des généralités décrivent la constitution et le comportement mécanique des matériaux composites. Puis les méthodes usuelles de dimensionnement des structures composites sont expliquées. Ensuite, le concept d'intégration de structures est défini et les méthodes d'assemblage à la structure sont décrites. Enfin, les phénomènes de rupture liés à la décohésion des structures intégrées sont expliqués, et des méthodes de modélisation de ces phénomènes sont données.

Le chapitre deux concerne la caractérisation mécanique du matériau utilisé. Dans une première partie, les essais usuels de caractérisation des matériaux sont décrits. Ces essais ont été réalisés dans le cadre du programme *FUSCOMP*. Ensuite, le chapitre s'intéresse plus particulièrement aux essais de caractérisation hors plan, nécessaires à la modélisation de la décohésion des structures intégrées en contraintes. Ces essais nécessitent la mise au point d'un procédé de fabrication de plaque épaisse par infusion de résine. Les propriétés élastiques sont aussi caractérisées par mesure ultrasonore du matériau orthotrope utilisé. Enfin, les résultats de ces différentes méthodes de mesure sont comparés à un ensemble de propriétés de référence.

Le chapitre trois s'intéresse à la modélisation numérique du comportement en post-flambement d'un panneau représentatif de fuselage. Une première partie est consacrée à la modélisation au niveau global du panneau étudié, comprenant deux types de structures intégrées : deux *T* inversés et trois omégas. Les modèles réalisés permettent de définir un essai de validation. Une seconde partie propose une méthode de modélisation de la décohésion des structures intégrées au niveau local, par l'intermédiaire de surfaces cohésives. Les résultats de ces modèles sont vérifiés sur des essais « pull-test » sur structure type oméga.

Le chapitre quatre est consacré à la réalisation de l'essai de post-flambement en compression uni-axiale. Les résultats numériques d'un modèle de référence basé sur le modèle global précédemment défini sont utilisés pour définir le dispositif expérimental. La mesure optique par stéréo-corrélation d'images est

utilisée pour mesurer les déplacements hors plan qui servent d'éléments de comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux. Le déplacement relatif expérimental réel est recalé sur le déplacement relatif numérique, et les phénomènes de rupture sont analysés à partir de mesures de tomographie par rayons X et de contrôle ultrasonore. La décohésion des structures intégrées est mise en évidence au niveau global.

Chapitre 1

Vers l'étude de la décohésion des structures intégrées

Sommaire

1.1	Généralités	4
1.1.1	Matériau composite	4
1.1.2	Procédés de mise en œuvre	6
1.1.3	Caractéristiques mécaniques du matériau composite	7
1.1.4	Mécanismes de rupture du pli	12
1.2	Dimensionnement des structures composites	15
1.2.1	Processus de dimensionnement	15
1.2.2	Application de la théorie classique des stratifiés	17
1.2.3	Prise en compte du cisaillement transverse	18
1.2.4	Critères de rupture plan	19
1.2.5	Flambement	22
1.2.6	Conclusions sur le dimensionnement des structures composites	25
1.3	Structures intégrées	26
1.3.1	Programmes aéronautiques	26
1.3.2	Structures aéronautiques	27
1.3.3	Contexte	27
1.3.4	Intégration de fonctions	31
1.3.5	Conclusions sur les structures intégrées	32
1.4	Décohésion des structures intégrées	33
1.4.1	Mécanismes de rupture	33
1.4.2	Post-flambement et rupture	34
1.4.3	Critères de rupture hors plan	34
1.4.4	Incertitudes et défauts de fabrication	39
1.4.5	Concepts de modélisation	40
1.4.6	Conclusions sur la décohésion des structures intégrées	41

1.1 Généralités

Les généralités apportent une compréhension de ce que sont les matériaux composites à matrice organique, de quels matériaux ils sont constitués et comment ils sont fabriqués. Ces thèmes sont des sujets largement diffusés dans les manuels spécialisés [Gay 05, Berthelot 05]. Les lois d'élasticité de plusieurs types de matériaux composites ainsi que leur comportement à rupture sont aussi expliqués.

1.1.1 Matériau composite

Un matériau composite est un matériau formé de plusieurs composants élémentaires dont l'association confère à l'ensemble des propriétés qu'aucun des composants pris séparément ne possède. On peut voir dans la figure 1.1 quelques types de matériaux composites pouvant être rencontrés. La matrice joue le rôle de liant des renforts répartis dans la structure.

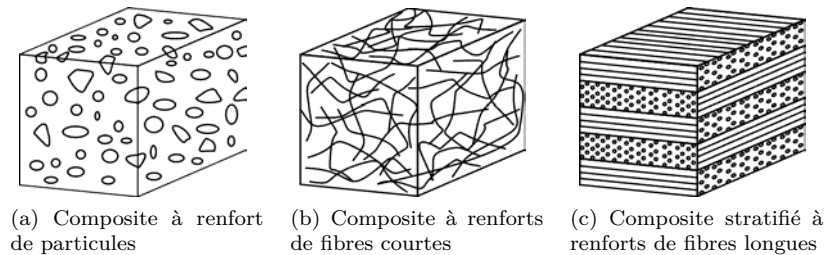


FIGURE 1.1: Plusieurs types de matériaux composites

Dans la figure 1.1c les plis de renforts sont unidirectionnels. La superposition de plis alternés selon une orientation donnée définit ce type de matériau composite. Une matrice polymère lie les plis entre eux. Les fibres apportent la résistance mécanique longitudinale du pli alors que la matrice assure la résistance aux sollicitations transverses. Les plis peuvent être de forme tissu, dans ce cas les fibres sont orientées dans plusieurs directions dans un pli donné selon une armure de tissage comme représenté dans la figure 1.2.

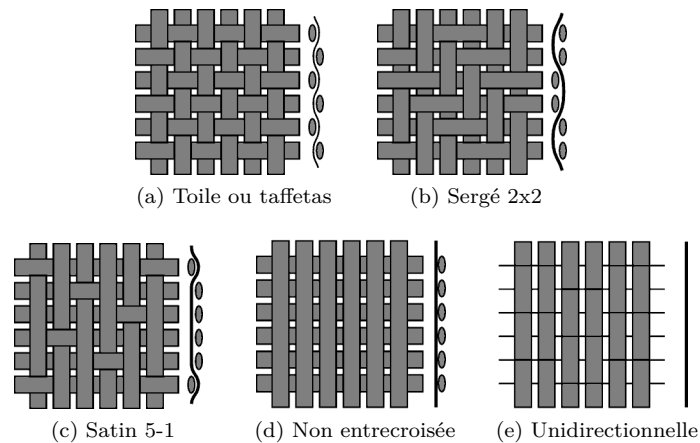


FIGURE 1.2: Armures des tissus couramment rencontrés

Dans le domaine aéronautique, la nature des fibres utilisées est principalement le carbone associé à une résine thermodurcissable ou thermoplastique. Dans la suite, on présente le renfort carbone associé à la matrice thermodurcissable époxyde (RTM6).

1.1.1.1 Renfort

Les caractéristiques des fibres dépendent de leur composition chimique qui induit une forme moléculaire différente dans l'espace selon le type de fibres. Par exemple, l'étirage que subissent certaines fibres (carbone, aramide) oriente les chaînes moléculaires et leurs noyaux aromatiques (configuration hexagonale de six atomes de carbone), ce qui leur confère de meilleures propriétés en traction dans le sens de l'étirage au détriment des propriétés transverses bien plus faibles. Au contraire, dans le cas de la fibre de verre, l'opération de filage n'influe pas sur ces propriétés. Le tableau 1.1 donne les caractéristiques des types de fibres usuelles. On observe que l'anisotropie des fibres est plus ou moins marquée selon le type de fibres. Les fibres de verre seules sont isotropes et les fibres de carbone et d'aramide sont anisotropes.

TABLEAU 1.1: Propriétés mécaniques moyennes des fibres usuelles $T < 700^\circ\text{C}$ [Mistou 00]

Fibres	ϕ_{filament} [μm]	ρ [kg/m^3]	E [GPa] (sensL – sensT)	ν	σ^R [MPa]	ε^R [%]
Verre E	17	2600	75-75	0.25	2500	4
Aramide	12	1450	130-6	0.4	2900	2.5
Carbone	7	1750	230-15	0.3	3200	1.5

Les fibres de carbone peuvent être obtenues soit à partir de brai soit à partir de fibres polyacrylonitriles (*PAN*). Le brai est un résidu pâteux issu de la distillation du charbon ou du pétrole. Les années 1960 connaissent une avancée technologique de la fabrication des fibres de carbone avec le japonais *Shindo* qui met au point leur fabrication à partir de *PAN* [Shindo 60]. Aujourd'hui la fabrication des fibres de carbone est principalement réalisée à partir de *PAN*.

Il existe divers noms commerciaux du *PAN* (Crylor®, Courtelle®, Dralon®, Orlon®...). La figure 1.3 illustre leur procédé de fabrication. Le fil de *PAN*, appelé le précurseur, est un polymère qui se présente sous forme de bobines. La première étape de fabrication est l'*oxydation* du *PAN*, il est chauffé entre 200 et 300°C pendant 3 heures puis étiré, ce qui provoque la réticulation du polymère. L'étape de *carbonisation* permet d'extraire les atomes d'azote, la structure devient alors graphitique pour une pureté au maximum de 97% de carbone. On obtient des fils de carbone Haute Résistance (*HR*). La *graphitisation* permet enfin d'obtenir des fils de carbone Haut Module (*HM*), avec 99% de pureté.

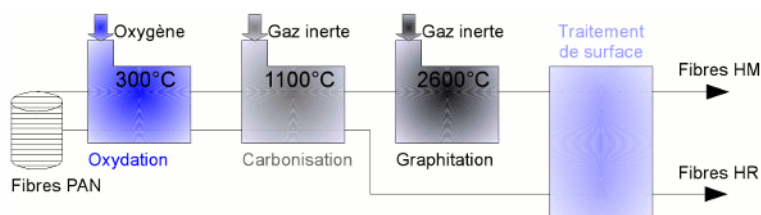


FIGURE 1.3: Fabrication des fibres de carbone à partir du *PAN*

1.1.1.2 Matrice

La matrice est généralement un polymère thermoplastique ou thermodurcissable. Le tableau 1.2 donne les caractéristiques des résines usuelles. Comme la réticulation de la résine produit une structure tridimensionnelle aléatoirement distribuée dans l'espace, on considère que la matrice a un comportement isotrope.

TABLEAU 1.2: Propriétés mécaniques moyennes des résines thermodurcissables usuelles $T < 200^\circ\text{C}$ [Mistou 00]

Résine	ρ [kg/m ³]	E [GPa]	G [GPa]	ν	σ^R [MPa]	ε^R [%]
Polyester	1200	4.5	1.6	0.4	75	2
Polyépoxyde	1200	5	1.8	0.4	130	10
Vinylester	1150	3.5	1.25	0.4	75	3

La résine époxyde est généralement le produit de la réaction entre un prépolymère contenant une chaîne de molécules *DGEBA* (DiGlycidylEther de Bisphénol A) et une molécule possédant une fonction amine. La fonction époxyde est le groupement CH_2OCH que l'on voit en bout de chaîne sur la figure 1.4, qui réagit avec les fonctions amines (de type NR_x) ou anhydride présentes dans les molécules du durcisseur nécessaire à la polymérisation de la résine afin de produire un réseau moléculaire tridimensionnel.

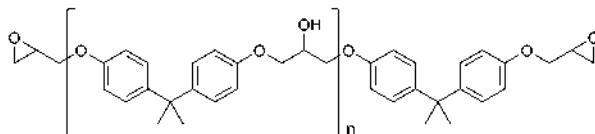


FIGURE 1.4: Structure chimique d'un prépolymère époxy.

1.1.2 Procédés de mise en œuvre

La figure 1.5 schématise trois types de procédés les plus utilisés dans l'industrie aéronautique : préimprégnés, Resin Transfer Moulding (*RTM*) et Liquid Resin Infusion (*LRI*).

L'utilisation de préimprégnés est un procédé de type voie sèche, car les plis contiennent les fibres et la résine (la résine est prépolymérisée), et nécessitent l'utilisation d'un autoclave pour la mise en pression nécessaire à l'obtention de stratifiés au taux de fibres élevé.

Un moule et un contre-moule sont utilisés dans le procédé *RTM*. Un empilement de tissus secs est disposé dans l'entrefer, au volume fixé pour une géométrie de moule donnée. L'injection de résine est réalisée sous pression.

Le procédé *LRI* permet d'infuser un empilement de tissus secs entre moule et bache à vide, par l'injection de résine sans mise sous pression, sans contre-moule rigide et sans passage à l'autoclave.

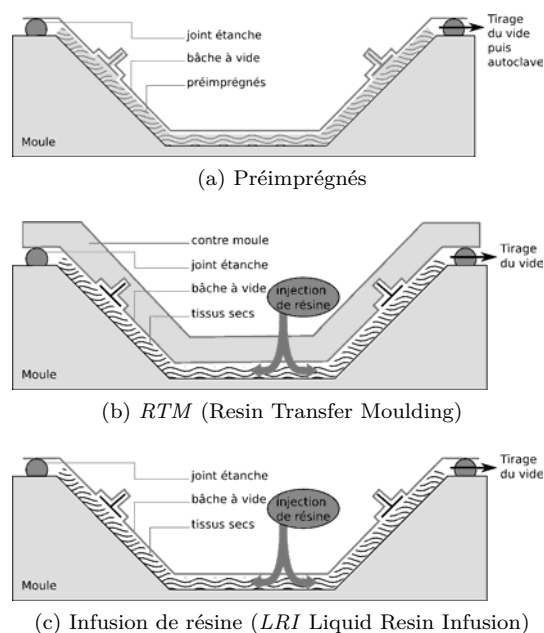


FIGURE 1.5: Types de procédés utilisés dans l'industrie aéronautique

1.1.3 Caractéristiques mécaniques du matériau composite

On distingue trois niveaux d'échelle pour décrire le comportement d'un matériau composite.

- L'*échelle microscopique* distingue la fibre de la matrice. Cette échelle permet d'étudier la micromécanique du matériau selon l'arrangement des fibres entre elles par rapport à la matrice — voire à l'interface fibre-matrice — représentant un arrangement caractéristique appelé Volume Élémentaire Représentatif (*VER*). Un ensemble composé de multiples *VER* permet de représenter le comportement global du matériau homogénéisé à l'échelle mésoscopique.
- L'*échelle mésoscopique* distingue le pli de la structure stratifiée. Les lois de comportement micromécanique sont intégrées à cette échelle ce qui permet d'étudier les comportements et plus précisément les mécanismes de rupture du pli. C'est à cette échelle que sont appliqués les critères de rupture permettant de dimensionner la structure composite. Dans le dimensionnement des structures composites, il est alors possible de parler du pli comme d'un *VER* du stratifié.
- La structure composite est constituée du stratifié à l'*échelle macroscopique*. Un empilement donné est lié à un matériau homogénéisé par la théorie classique des stratifiés. Les conditions aux limites de chargement et de déplacement sont appliquées à la structure, et permettent de calculer les flux d'effort qui sont appliqués à l'échelle macroscopique du stratifié.

Des solutions exactes des propriétés mésoscopiques du pli sont obtenues par approche analytique à partir des propriétés des constituants fibre-matrice. Ces solutions énoncées ci-après permettent de calculer des valeurs de prédimensionnement du matériau étudié.

Le problème de la cellule cylindrique est une fibre entourée d'un cylindre de matrice. Il a été étudié par R. HILL et Z. HASHIN dans le cas de la traction et du cisaillement longitudinal. Une solution analytique du module de cisaillement transverse G_{TN} n'est pas déterminée. C'est pour cela que R.M. CHRISTENSEN et K.H. LO ont proposé une expression de G_{TN} dans l'équation 1.4 basée sur un modèle à trois phases comprenant une phase de matériau homogénéisé supplémentaire entourant la matrice.

Les solutions exactes sont données pour le module d'Young longitudinal E_L , le coefficient de Poisson ν_{LT} et le module de cisaillement G_{LT} ; exprimées en fonction du taux volumique de fibres V_f , des propriétés des fibres E_f , ν_f , G_f et de la matrice E_m , ν_m , G_m . L'utilisation des modules de compressibilité des fibres k_f et de la matrice k_m permettent d'alléger les notations, de même que les modules de compression latérale K_f et K_m respectivement des fibres et de la matrice.

$$E_L = E_f V_f + E_m (1 - V_f) + \frac{4(\nu_f - \nu_m)^2 V_f (1 - V_f)}{\frac{V_f}{K_m} + \frac{1 - V_f}{K_f} + \frac{1}{G_m}} \quad (1.1)$$

$$\nu_{LT} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) + \frac{(\nu_f - \nu_m) \left(\frac{1}{K_m} - \frac{1}{K_f} \right) V_f (1 - V_f)}{\frac{V_f}{K_m} + \frac{1 - V_f}{K_f} + \frac{1}{G_m}} \quad (1.2)$$

$$G_{LT} = G_m \frac{G_f (1 + V_f) + G_m (1 - V_f)}{G_f (1 - V_f) + G_m (1 + V_f)} \quad (1.3)$$

$$G_{TN} = G_m \left(1 + \frac{V_f}{\frac{G_m}{G_f - G_m} + \frac{k_m + \frac{7}{8} G_m}{2k_m + \frac{8}{3} G_m} (1 - V_f)} \right) \quad (1.4)$$

$$\text{avec : } k_i = \frac{E_i}{3(1 - 2\nu_i)}, \quad i = m, f \quad \text{et} \quad K_i = \frac{E_i}{2(1 - 2\nu_i)(1 + \nu_i)}, \quad i = m, f \quad (1.5)$$

Des expressions plus simples de ces propriétés mécaniques peuvent être obtenues dans le cadre d'une utilisation pratique. Ces expressions supposent une variation linéaire des propriétés du matériau composite selon la proportion de fibres, et sont communément appelées *lois des mélanges* ou *loi inverse des mélanges* selon les cas.

1.1.3.1 Relations d'élasticité linéaire

La forme générale de la relation d'élasticité linéaire peut s'écrire sous différentes formes, selon que l'on veuille mettre en évidence la matrice de rigidité $[C]$ ou de souplesse $[S]$ (appelée aussi matrice de flexibilité) :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{14} & C_{24} & C_{34} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{15} & C_{25} & C_{35} & C_{45} & C_{55} & C_{56} \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & C_{46} & C_{56} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (1.6)$$

ou bien

$$\begin{aligned} \{\sigma\} &= [C] \{\varepsilon\} \\ \{\varepsilon\} &= [S] \{\sigma\} \end{aligned} \quad (1.7)$$

avec

$$[C] = [S]^{-1} \quad (1.8)$$

Les matrices $[C]$ et $[S]$ sont par définition symétriques et comportent 21 coefficients indépendants C_{ij} et S_{ij} appelés respectivement coefficients de rigidité et coefficients de souplesse. Cette loi de comportement concerne un matériau anisotrope qui ne possède aucun plan de symétrie, aussi appelé *matériau triclinique*. Pour l'étude d'un matériau en particulier, les propriétés de symétrie géométrique permettront de réduire le nombre de coefficients C_{ij} ou S_{ij} nécessaires à la description de son comportement.

Les relations de changement de base permettent d'exprimer les contraintes et déformations d'une base $(\vec{e}) = (\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ vers une base $(\vec{e}') = (\vec{e}'_1, \vec{e}'_2, \vec{e}'_3)$ orientée d'un angle θ par rapport à (\vec{e}) :

$$\{\sigma'\} = [T_\sigma] \{\sigma\} \text{ et } \{\sigma'\} = \underbrace{[T_\sigma] [C] [T_\varepsilon]^{-1}}_{[C']} \{\varepsilon'\} \quad (1.9)$$

$$\{\varepsilon'\} = [T_\varepsilon] \{\varepsilon\} \text{ et } \{\varepsilon'\} = \underbrace{[T_\varepsilon] [S] [T_\sigma]^{-1}}_{[S']} \{\sigma'\} \quad (1.10)$$

avec :

$$[T_\sigma] = \begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta & 0 & 0 & 0 & 2\sin\theta\cos\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta & 0 & 0 & 0 & -2\sin\theta\cos\theta \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \cos\theta & -\sin\theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \sin\theta & \cos\theta & 0 \\ -\sin\theta\cos\theta & \sin\theta\cos\theta & 0 & 0 & 0 & \cos^2\theta - \sin^2\theta \end{bmatrix} \quad (1.11)$$

$$[T_\varepsilon] = \begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta & 0 & 0 & 0 & \sin\theta\cos\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta & 0 & 0 & 0 & -\sin\theta\cos\theta \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \cos\theta & -\sin\theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \sin\theta & \cos\theta & 0 \\ -2\sin\theta\cos\theta & 2\sin\theta\cos\theta & 0 & 0 & 0 & \cos^2\theta - \sin^2\theta \end{bmatrix} \quad (1.12)$$

1.1.3.2 Orthotropie et autres symétries

Les matériaux composites orthotropes sont constitués d'un empilement de plis orientés d'un angle θ par rapport aux directions principales du stratifié. Le repère associé à ces plis unidirectionnels ou tissus est donné en figure 1.6a. Ce repère $(1, 2, 3)$ est aussi appelé (L, T, N) pour Longitudinal, Transverse, et Normal. L'angle θ de l'orientation du repère (L, T) par rapport au système d'axes (x, y) du stratifié est défini dans la figure 1.6b. Les plis unidirectionnels et de tissus sont des cas particuliers des matériaux orthotropes. Les relations d'élasticité correspondantes sont définies ci-après.

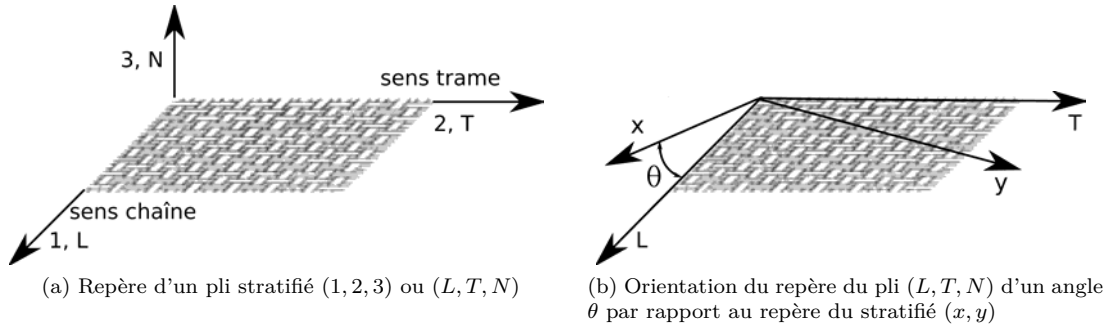


FIGURE 1.6: Définitions du repère et de l'angle d'orientation d'un pli stratifié

La matrice de rigidité s'écrit :

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad (1.13)$$

L'identification des relations d'élasticité par rapport à des états de contraintes donnés permet d'introduire les modules de l'ingénieur dans la matrice de souplesse.

$$\{\varepsilon\} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \{\sigma\} \quad (1.14)$$

Il est nécessaire d'identifier 9 coefficients indépendants :

$E_1, E_2, E_3, G_{12}, G_{13}, G_{23}, \nu_{12}, \nu_{13}, \nu_{23}$.

On utilise les relations entre modules d'Young et coefficients de Poisson pour simplifier les relations d'élasticité :

$$\frac{E_i}{\nu_{ij}} = \frac{E_j}{\nu_{ji}} \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (1.15)$$

Pli Unidirectionnel Le pli unidirectionnel (UD) est un matériau isotrope transverse. En effet, il ne comporte des fibres que dans une seule direction (direction 1), le plan (2, 3) est alors plan d'isotropie. Cela permet d'écrire :

$$\begin{cases} E_2 = E_3 \\ G_{12} = G_{13} \end{cases} \quad (1.16)$$

D'après l'équation 1.15 on en déduit que $\nu_{12} = \nu_{13}$. La matrice de souplesse s'écrit donc :

$$\{\varepsilon\} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \{\sigma\} \quad (1.17)$$

Il reste 5 coefficients indépendants à déterminer : E_1 , E_2 , ν_{12} , G_{12} , ν_{23} . Comme le plan (2, 3) est le plan d'isotropie, une approche est de considérer que la matrice assure seule la résistance mécanique dans ce plan, on peut donc écrire $G_{23} = \frac{E_2}{2(1+\nu_{23})}$. En réalisant l'étude du pli UD en contraintes planes dans le plan (L, T) du pli, l'équation 1.18 est largement utilisée pour étudier le comportement des structures minces en matériaux composites.

$$\{\varepsilon\}_{L,T} = [S]_{L,T} \{\sigma\}_{L,T} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & 0 \\ -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & \frac{1}{E_T} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau_{LT} \end{Bmatrix} \quad (1.18)$$

Il reste alors 4 coefficients indépendants à déterminer en 2 dimensions : E_L , E_T , ν_{LT} et G_{LT} .

Pli tissu équilibré Un pli de tissu équilibré comporte des mèches chaîne et trame entrecroisées, contenant autant de fibres dans les deux directions. Les plans (1, 3) et (2, 3) sont donc équivalents. Cela permet d'écrire :

$$\begin{cases} E_1 = E_2 \\ G_{13} = G_{23} \end{cases} \quad (1.19)$$

D'après l'équation 1.15 on en déduit que $\nu_{13} = \nu_{23}$. La matrice de souplesse s'écrit donc :

$$\{\varepsilon\} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \{\sigma\} \quad (1.20)$$

Il reste 6 coefficients indépendants à déterminer : E_1 , E_3 , ν_{12} , G_{12} , ν_{13} , G_{13} .

L'étude du pli tissu équilibré en 2 dimensions est réalisée de la même manière que le pli UD, en contraintes planes dans le plan (L, T) du pli :

$$\{\varepsilon\}_{L,T} = [S]_{L,T} \{\sigma\}_{L,T} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & 0 \\ -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & \frac{1}{E_L} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau_{LT} \end{Bmatrix} \quad (1.21)$$

Il reste alors seulement 3 coefficients indépendants à déterminer en 2 dimensions : E_L , ν_{LT} et G_{LT} .

1.1.3.3 Détermination des coefficients d'élasticité des plis UD et tissés

Le tableau 1.3 permet de résumer les propriétés nécessaires à l'étude en deux et trois dimensions des plis UD et tissus équilibrés. Ces propriétés peuvent être obtenues analytiquement à partir des propriétés de la fibre et de la matrice pour être utilisées dans des calculs de prédimensionnement, mais doivent être évaluées expérimentalement dans le cadre du dimensionnement et de l'optimisation de structures composites.

TABLEAU 1.3: Nombre et nature des coefficients nécessaires à l'étude de plis d'unidirectionnels et de tissus équilibrés

Type d'analyse		Unidirectionnel	Tissu équilibré
3D	Nombre	5	6
	Nature	$E_1, E_2, \nu_{12}, G_{12}, \nu_{23}$	$E_1, E_3, \nu_{12}, G_{12}, \nu_{13}, G_{13}$
2D	Nombre	4	3
	Nature	$E_L, E_T, \nu_{LT}, G_{LT}$	E_L, ν_{LT}, G_{LT}

1.1.4 Mécanismes de rupture du pli

L'étude de la rupture des matériaux composites est basée sur les mécanismes de rupture de la séquence d'empilement de plis unidirectionnels du stratifié composite (figure 1.1c). Des techniques d'observation microscopique peuvent mettre en évidence et étudier ces mécanismes au niveau des surfaces de rupture.

Il est nécessaire de distinguer l'initiation de la rupture de sa propagation. La rupture conduit à la création d'une discontinuité locale appelée fissure. L'initiation de la rupture correspond à la création de microfissures dans l'un des constituants (fibres ou matrice) à partir d'un défaut (microfissuration). La propagation de la fissure induit la création de macrofissures à partir des microfissures existantes (macrofissuration).

On distingue la *rupture intralaminaires* qui se situe à l'intérieur du pli (figure 1.7a) de la *rupture interlaminaire* qui se situe à l'interface entre deux plis (figure 1.7b). La *rupture intralaminaires* concerne les fibres et la matrice (rupture longitudinale et transverse), ainsi que l'interface fibre-matrice (rupture par décohésion). Les types de rupture de la matrice et de l'interface sont représentés en 1.7c. Le *délaminage* est une rupture interlaminaire qui conduit à la séparation de deux plis.

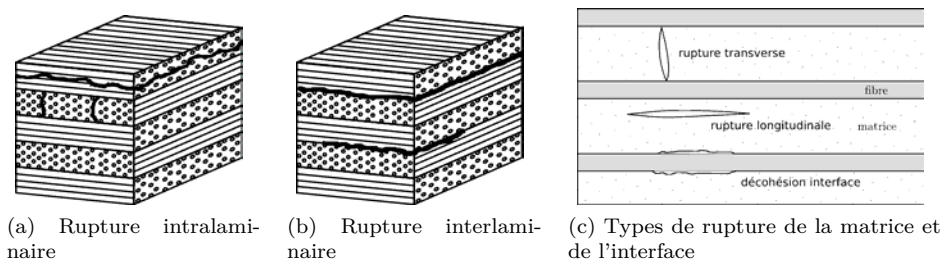


FIGURE 1.7: Mécanismes de rupture du pli

1.1.4.1 Rupture intralaminaires

Dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale, la figure 1.8 montre que l'initiation de la rupture se produit par rupture des fibres lorsque la déformation à la rupture des fibres est plus faible que celle de la résine. Dans le cas contraire, la rupture transverse de la matrice est suivie d'une rupture des fibres. Les allongements à la rupture des composites fibres de carbone avec résine époxyde (donnés dans les tableaux 1.2 et 1.1) montrent une limitation du matériau composite dans ses performances à la rupture due à une déformabilité trop faible des fibres de 1.5% contre 2 à 6% pour la résine. La rupture intralaminaires est donc dominée par les mécanismes de rupture des fibres.

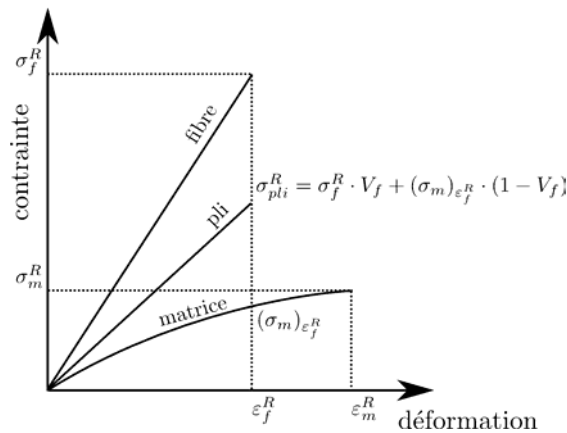


FIGURE 1.8: Diagramme idéalisé contrainte-déformation jusqu'à rupture, d'un pli composite où la déformation à rupture de la fibre est inférieure à la déformation à rupture de la résine ($\varepsilon_f^R < \varepsilon_m^R$)

La rupture de fibres provoque une concentration de contraintes au voisinage de la zone de rupture, qui conduit à leur redistribution dans la matrice qui la mène à rompre. Ces modes de rupture de la matrice présentés en figure 1.9 sont associés à la rupture de fibres.

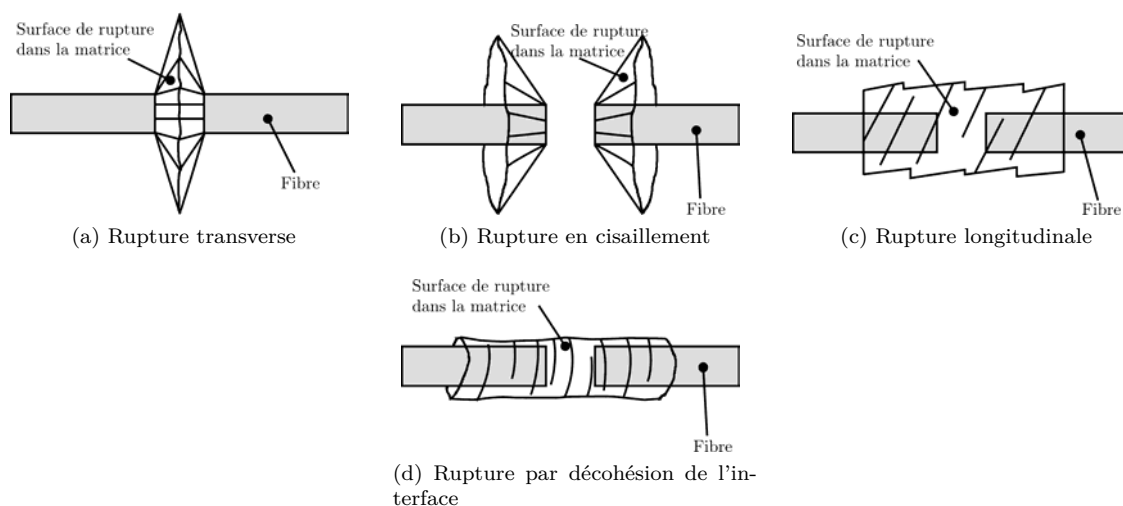


FIGURE 1.9: Types de rupture matrice associée à la rupture fibre

Généralement l'état de contraintes n'est pas une traction longitudinale pure, mais correspond plutôt à

un état de contraintes biaxiales. Dans le sens travers les fibres ne sont solidaires que par la résine, la résistance de la matrice et de l'interface fibre-matrice est faible par rapport à celle des fibres. Alors, la fissuration transverse de la matrice intervient aussi dans la rupture intralaminare.

Propagation de la rupture en traction La propagation de la rupture en traction dépend de la qualité de l'adhérence fibre-matrice.

Dans le cas d'une bonne adhérence (Figure 1.10a), la concentration de contraintes en front de fissure provoque une propagation de la rupture des fibres à travers la matrice. La rupture est de type fragile, mais on peut aussi observer un pontage de deux fissures initiées dans des zones différentes, par une rupture longitudinale ou par décohésion fibre-matrice.

Dans le cas d'une adhérence faible (Figure 1.10b), la décohésion fibre-matrice produit un espace où la rupture de fibres peut avoir lieu. L'ouverture de la fissure induit des contraintes dans les fibres qui provoquent leur rupture à une distance plus ou moins grande de la fissure (Fibre pullout). Des pontages peuvent aussi être observés par l'intermédiaire d'une propagation de la fissure à l'interface fibre-matrice.

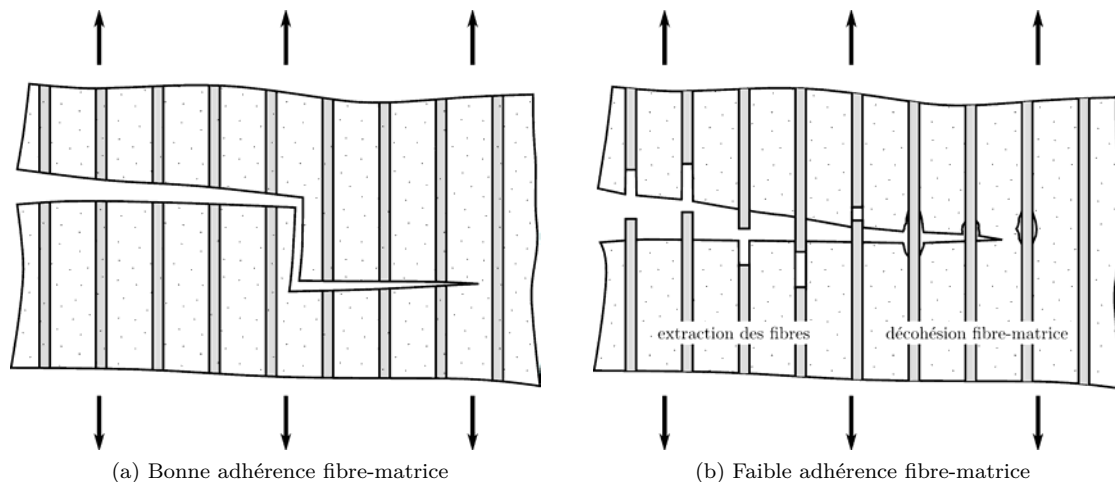


FIGURE 1.10: Deux types de propagation de la fissure selon l'adhésion de l'interface fibre-matrice

Propagation de la rupture en compression La rupture en compression est issue d'un mécanisme de microflambage des fibres, sa propagation dans la matrice relève ensuite des mêmes types de mécanismes déjà évoqués. Il existe des zones d'instabilité dans les fibres parallèles au chargement où les fibres vont se rompre deux fois d'une distance de 5 à 10 fois le diamètre des fibres comme on peut le voir dans la figure 1.11. Dans la mèche de fibres au centre on observe une zone où les fibres ont rompu en compression.

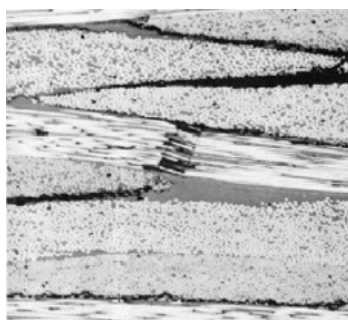


FIGURE 1.11: Coupe d'un stratifié avec une mèche de fibres microflambées. 50X [Smith 93]

1.1.4.2 Rupture interlaminaire - Délaminage

La rupture interlaminaire concerne l'interface entre deux plis d'un stratifié. Elle implique généralement la rupture de la matrice et la décohésion fibre-matrice. Les mécanismes de délaminage peuvent être décrits selon les modes de rupture I, II, III (respectivement ouverture, glissement plan, glissement anti-plan) comme représenté en figure 1.12. Les modes I et II seuls —ou souvent couplés— sont utilisés pour décrire le délaminage. Le mode I correspond à une ouverture hors plan et le mode II à un glissement plan où les deux parties se voient imposer un déplacement relatif dans un même plan.

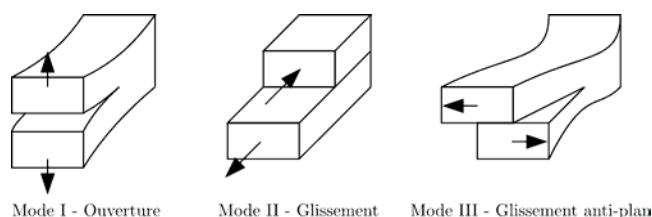


FIGURE 1.12: Modes de rupture

La surface de rupture dépend du type de polymère utilisé comme matrice. Dans le cas des résines therm durcissables, on peut considérer le matériau isotrope et la rupture de type fragile (pas de déformation plastique). Chacun de ces modes de rupture correspond à un mode d'ouverture du composite stratifié. Cette ouverture se produit toujours dans un plan qui sollicite peu les fibres dans le sens longitudinal. C'est pourquoi la résine joue un rôle important dans les phénomènes de délaminage.

1.2 Dimensionnement des structures composites

1.2.1 Processus de dimensionnement

La figure 1.13 montre un processus général de l'activité de dimensionnement des structures. La modélisation géométrique constitue la donnée d'entrée principale permettant de construire un maillage éléments finis. Si possible, la modélisation mécanique doit être réalisée directement à partir de la modélisation géométrique. En effet, cela permet aux Modèles Éléments Finis (*MEF*) d'être paramétrés à partir des entités géométriques. Une modification des paramètres géométriques ne nécessite alors pas de grandes modifications du maillage éléments finis. Ces recommandations sont d'ailleurs préconisées dans la documentation

des logiciels éléments finis *Patran* et *Abaqus*. Toutefois, certaines contraintes pratiques empêchent encore un paramétrage efficace des modèles et l'activité de modélisation éléments finis se limite souvent à la construction de maillages orphelins. Par exemple, l'import/export entre différents logiciels de modèles géométriques aux formats neutres *.iges* et *.step* ne permet pas de conserver les arbres de construction géométrique. D'ailleurs, certains logiciels comme *Abaqus* permettent de générer un arbre de construction paramétré géométriquement, ce qui facilite l'intégration des retours de conception. Ce n'est pas le cas de logiciels comme *Patran* où le paramétrage reste donc difficile. De plus, les modèles éléments finis en 2 dimensions nécessitent de travailler à partir du plan géométrique moyen des volumes, ce qui entraîne une reconstruction géométrique spécifique au maillage éléments finis.

L'analyse éléments finis est basée sur un maillage qui discrétise les entités géométriques, sur lequel sont appliquées des conditions aux limites de déplacement et d'effort. Le logiciel éléments finis permet enfin de post-traiter les résultats pour les analyser. La comparaison de ces résultats avec les spécifications techniques constitue une étape de vérification permettant soit de valider le dimensionnement soit d'effectuer des retours en modifiant les paramètres d'entrée des étapes précédentes. Les champs d'application des présents travaux concernent toutes les étapes nécessaires au dimensionnement des structures composites, c'est-à-dire du maillage au post-traitement en passant par l'analyse éléments finis et par la modification de paramètres géométriques.

L'analyse éléments finis d'une structure donnée est logiquement scindée en étapes de sélection du composant d'étude de la structure, du choix de l'analyse à réaliser, de son application à un sous-composant structurel et de l'application de critères de dimensionnement.

Les flux d'effort de la structure composite permettent de calculer l'état de contrainte à chaque pli (Flux d'efforts macroscopiques transformés en contraintes mésoscopiques), et le modèle éléments finis est validé à partir des critères de dimensionnement sélectionnés. Il existe un certain nombre de critères de rupture destinés au dimensionnement des structures composites calculés à partir des contraintes, des déformations ou des taux de restitution énergétique. Chaque critère est comparé à une valeur de référence et un « Reserve Factor » (*RF*) est calculé. La conception est validée lorsque tous les *RF* sont supérieurs à 1.

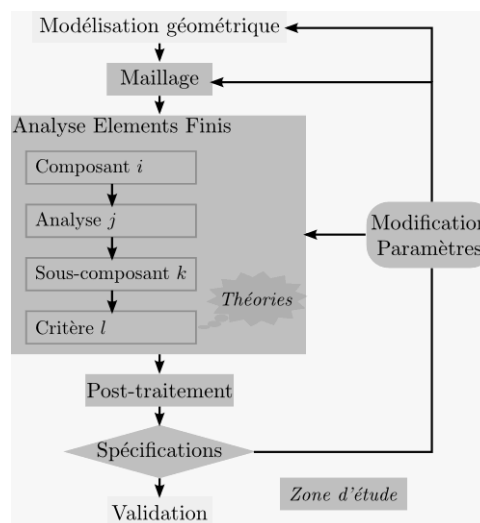


FIGURE 1.13: Processus général de dimensionnement des structures

1.2.2 Application de la théorie classique des stratifiés

La théorie classique des stratifiés (ou CLT pour Classical Lamination Theory) permet de relier le comportement macroscopique de l'empilement complet des plis, constituant le stratifié, au comportement mésoscopique au niveau du pli du stratifié. La théorie classique des stratifiés appliquée aux structures minces prend en compte l'hypothèse de *Love-Kirchoff* qui néglige le cisaillement transverse, c'est-à-dire que la section droite au plan moyen reste perpendiculaire à ce plan au cours de la déformation :

$$\varepsilon_{xz} = \varepsilon_{yz} = 0 \implies \begin{cases} w_x = -\partial w / \partial x \\ w_y = -\partial w / \partial y \end{cases} \quad (1.22)$$

Son application permet de calculer l'état de contraintes d'un pli en fonction des flux d'effort appliqués au stratifié.

$$\begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_m \\ \kappa \end{bmatrix} \quad (1.23)$$

Avec :

$$\bullet \text{ les flux de membrane } \{N\} = \begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} \text{ et les flux des moments } \{M\} = \begin{Bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} \quad (1.24)$$

$$\bullet \text{ les déformations de membrane } \{\varepsilon_m\} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{Bmatrix} \text{ et les courbures } \{\kappa\} = \begin{Bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{Bmatrix} \quad (1.25)$$

Et les matrices $[A]$, $[B]$, $[D]$ définies dans le repère (x, y) du stratifié à partir des matrices de rigidité de chaque pli exprimées dans le repère (x, y) :

$$\begin{aligned} [A] &= \sum_{k=1}^n [C]_k^{xy} (h_k - h_{k-1}) \\ [B] &= \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n [C]_k^{xy} (h_k^2 - h_{k-1}^2) \\ [D] &= \frac{1}{3} \sum_{k=1}^n [C]_k^{xy} (h_k^3 - h_{k-1}^3) \end{aligned} \quad (1.26)$$

On se propose d'expliciter ici la démarche d'application de la théorie classique des stratifiés sur un élément de type coque du maillage de la structure, représentant l'empilement total des plis du stratifié¹.

1. Les flux de membrane $\{N\}$ et de moments $\{M\}$ sont obtenus à partir du modèle éléments finis dans le repère du stratifié (x, y) .
2. Les matrices $[A]$, $[B]$, $[D]$ sont propres à une structure donnée et plus particulièrement à l'élément étudié.

1. Par exemple, dans *Nastran/Patran*, on utilise un élément *CQUAD* avec une propriété *PCOMP* représentant un empilement de plis de matériaux *MAT8*. Il est aussi possible d'utiliser un élément *PSHELL* renvoyant à des matériaux *MAT1* ayant les propriétés du matériau homogénéisé.

3. On peut calculer les déformations de membrane $\{\varepsilon_m\}$ et les courbures $\{\kappa\}$ en inversant la matrice ABD .
4. D'après l'hypothèse de déformations égales dans tous les plis, on peut calculer la déformation globale du stratifié :

$$\{\varepsilon\}_{xy} = \{\varepsilon_m\} + \{\kappa\} z \quad (1.27)$$

5. Les contraintes dans le repère (x, y) de chaque pli k sont alors calculées d'après la loi de comportement du matériau :

$$\{\sigma\}_{xy}^k = [C]_{xy}^k \{\varepsilon\}_{xy} \quad (1.28)$$

6. Ce qui permet d'obtenir les contraintes et déformations dans le repère $(1, 2)$ du pli :

$$\begin{aligned} \{\sigma\}_{12}^k &= [T_\sigma] \{\sigma\}_{xy}^k \\ \{\varepsilon\}_{12}^k &= [T_\varepsilon] \{\varepsilon\}_{xy}^k \end{aligned} \quad (1.29)$$

7. Un critère de rupture plan intralaminaire peut alors être appliqué à partir des composantes de contraintes ou de déformations :

$$\begin{aligned} \{\sigma\}_{12}^k &= \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \\ \{\varepsilon\}_{12}^k &= \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad (1.30)$$

1.2.3 Prise en compte du cisaillement transverse

La modélisation mécanique des aérostructures composites est généralement réalisée sur *Abaqus* [Rouse 06, Bertolini 08, Krueger 07], *Nastran/Patran* [Ambur 05, Herencia 07, Orifici 08d] et *Samcef*. Le cisaillement transverse n'est pas intégré de la même manière dans les éléments coques : généralement des coques *Mindlin* sont utilisées (*Samcef*, *Nastran/Patran*) et dans certains cas des éléments 3D dégénérés peuvent être utilisés (continuum shell SC8R dans *Abaqus*). Le cisaillement transverse a un effet non négligeable sur les résultats de calcul de structures suivant la nature des matériaux, la géométrie et le type de sollicitation.

Dans le cadre industriel du dimensionnement en contraintes dans le plan des plis, les contraintes de cisaillement transverse τ_{xz} et τ_{yz} sont utilisées pour déterminer la contrainte interlaminaire par une méthode basée sur la résistance des matériaux, mais son application est distincte de l'utilisation de la théorie classique des stratifiés. Cependant, il existe d'autres théories et modèles qui permettent de prendre en compte le cisaillement transverse [Mistou 00, Karama 03, Afaq 03].

1.2.3.1 Contraintes de cisaillement transverse par la résistance des matériaux

La contrainte de cisaillement interlaminaire est la contrainte issue de τ_{xz} et τ_{yz} dans le plan du stratifié à l'interface entre deux plis. Elle s'exprime donc par :

$$\tau_{ILSS} = \sqrt{\tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2} \quad (1.31)$$

Avec l'indice *ILSS* très souvent utilisé pour « Interlaminar Shear Stress »

Le RF est alors calculé à partir de τ_{ILSS} maximale déterminée expérimentalement :

$$RF_{ILSS} = \frac{\tau_{ILSS}^{max}}{\tau_{ILSS}} \quad (1.32)$$

1.2.3.2 Contraintes de cisaillement transverse par la théorie naturelle

La théorie naturelle des stratifiés (hypothèse *Reissner-Mindlin*) prend la forme suivante :

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \\ Q \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B & 0 \\ B & D & 0 \\ 0 & 0 & J \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_m \\ \kappa \\ \gamma_c \end{Bmatrix} \quad (1.33)$$

avec :

$$[J] = \sum_{k=1}^n [O]_k^{xy} (h_k - h_{k-1}) \quad \text{avec} \quad [O]_k = \begin{bmatrix} G_{TN} & 0 \\ 0 & G_{LN} \end{bmatrix} \quad (1.34)$$

Avec le cisaillement transverse $\{Q\}$ qui s'exprime en fonction des contraintes de cisaillement transverse sur le stratifié :

$$\{Q\} = \begin{Bmatrix} Q_y \\ Q_x \end{Bmatrix} = \sum_{k=1}^n \int_{h_{k-1}}^{h_k} \begin{Bmatrix} \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \end{Bmatrix}_k dz \quad (1.35)$$

En considérant les déformations en cisaillement γ_c égales aux déformations moyennes γ_{xz}^0 et γ_{yz}^0 :

$$\{\gamma_c\} = \begin{Bmatrix} \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \gamma_{yz}^0 \\ \gamma_{xz}^0 \end{Bmatrix} \quad (1.36)$$

Le coefficient k_{ij} permet d'adapter les différentes théories permettant de prendre en compte le cisaillement transverse (*Reissner-Mindlin* $k=5/6$) :

$$\{Q\} = [H] \{\gamma_c\} \iff \begin{Bmatrix} Q_y \\ Q_x \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} H_{44} & H_{45} \\ H_{45} & H_{55} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \gamma_{yz}^0 \\ \gamma_{xz}^0 \end{Bmatrix} \quad (1.37)$$

Avec $H_{ij} = k_{ij} J_{ij} \quad i, j = 4, 5$

1.2.4 Critères de rupture plan

Par critères de rupture plan on entend des critères calculés dans le plan (1,2) du pli. Ils sont donc définis à l'échelle du pli (échelle mésoscopique). Des comparaisons des critères de rupture construits jusqu'à présent sont disponibles dans la littérature [Orifici 08c]. Une méthode complète et validée pour la prédiction du comportement des structures composites incluant les effets de l'endommagement n'est pas encore totalement achevée, le « World Wide Failure Exercise » confronte d'ailleurs actuellement les

nombreux critères à la rupture existants [Kaddour 04]. À cause de leur structure complexe et de l'influence du procédé de fabrication, les matériaux composites démontrent une grande variété de mécanismes de rupture (rupture fibre, rupture matrice, flambement, délaminage) et devraient être considérés comme une structure plutôt qu'un matériau.

Les critères de rupture sont généralement basés sur les contraintes, mais il existe aussi des critères basés sur les déformations, les efforts, les déplacements, On note toutefois que les critères en contraintes ne sont pas adaptés pour décrire l'évolution des dommages, en particulier pour le délaminage. Ils permettent cependant de détecter l'initiation de la rupture. Par ailleurs, la mécanique de la rupture classique a souvent été utilisée avec succès pour l'étude du délaminage et du décollement. Son inconvénient est qu'elle est basée sur la définition d'une fissure préexistante et ne peut donc caractériser l'initiation du dommage.

Les nombreux critères à la rupture des matériaux composites développés depuis plus de 30 ans peuvent être classés selon qu'ils sont basés sur les contraintes ou sur la mécanique de la rupture, s'ils prédisent la rupture générale ou spécifique d'un mode de rupture, s'ils s'intéressent à la rupture plan ou hors plan (rupture interlaminaire). Le plus souvent les critères sont basés sur les composantes des contraintes d'un pli individuel du stratifié.

1.2.4.1 Critères en contraintes

Les critères en contraintes permettent de définir l'initiation de la rupture. Les critères usuels sont présentés ci-après ainsi que les mécanismes de rupture qu'ils décrivent. Les variables habituellement utilisées pour spécifier les admissibles à la rupture sont :

$$\begin{aligned}
 X_T &: \text{Limite de rupture longitudinale en traction} \\
 X_C &: \text{Limite de rupture longitudinale en compression} \\
 Y_T &: \text{Limite de rupture transversale en traction} \\
 Y_C &: \text{Limite de rupture transversale en compression} \\
 S_{12} &: \text{Limite de rupture en cisaillement}
 \end{aligned}
 \tag{1.38}$$

La rupture des fibres est souvent évaluée par un critère de contrainte maximale ($\frac{\sigma_1}{X_T} \geq 1$), mais il existe aussi des critères d'interaction avec le cisaillement plan permettant de prendre en compte la rupture en cisaillement de la matrice ou la décohésion fibre-matrice comme le critère de Hashin qui paraît plus réaliste, car il décrit chacun des types de rupture fibre et matrice indépendamment (équation 1.39). Il est similaire au critère de YAMADA & SUN mis à part que ces derniers avaient originellement proposé que l'admissible en cisaillement S_C n'est pas l'admissible du pli S_{12} mais l'admissible d'un stratifié croisé symétrique complet [Yamada 78]. Le critère de HASHIN & ROTEM (équation 1.40) est quant à lui une proposition simple pour prendre en compte la rupture de la matrice.

$$\text{HASHIN (1980)} \quad \left(\frac{\sigma_1}{X_T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1
 \tag{1.39}$$

$$\text{HASHIN AND ROTEM (1973)} \quad \left(\frac{\sigma_2}{Y_T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1
 \tag{1.40}$$

$$\text{YAMADA-SUN (1978)} \left(\frac{\sigma_1}{X_T} \right) + \left(\frac{\tau_{12}}{S_C} \right)^2 \geq 1 \quad (1.41)$$

L'inconvénient de ces critères est qu'ils évaluent la rupture du pli unidirectionnel. En effet ils considèrent une rigidité nulle dans la direction transverse ou longitudinale. Leur utilisation n'est donc pas adaptée à l'étude de plis tissés. Des critères interactifs prennent alors en compte les interactions entre les contraintes dans plusieurs directions et en cisaillement. C'est le cas entre autres des critères de TSAI-HILL [Azzi 65], de HOFFMAN [HOFFMAN 67] et de TSAI-WU [Tsai 71].

$$\text{TSAI-HILL (1965)} \left(\frac{\sigma_1}{X} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{Y} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 - \frac{\sigma_1 \sigma_2}{X^2} \geq 1 \quad (1.42)$$

$$\text{HOFFMAN (1967)} \left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C} \right) \sigma_1 + \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C} \right) \sigma_2 + \frac{\sigma_1^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_2^2}{Y_T Y_C} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 - \frac{\sigma_1 \sigma_2}{X_T X_C} \geq 1 \quad (1.43)$$

$$\text{TSAI-WU (1971)} \left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C} \right) \sigma_1 + \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C} \right) \sigma_2 + \frac{\sigma_1^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_2^2}{Y_T Y_C} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 + 2F_{12} \sigma_1 \sigma_2 \geq 1 \quad (1.44)$$

$$\text{avec } F_{12} = -\frac{1}{2} \sqrt{1/(X_T X_C Y_T Y_C)} \quad [\text{MSC 10}]$$

Les critères interactifs sont toutefois critiqués à cause de manque de base phénoménologique et d'origine de la théorie, mais ils ont le mérite de prendre en compte efficacement les différents phénomènes dans un même critère donné. Il est aussi possible de les prendre en compte en utilisant un critère simple pour chaque phénomène que l'on souhaite mettre en évidence [Orifici 08e], où un endommagement est en plus appliqué aux propriétés mécaniques du matériau.

1.2.4.2 Critères en déformations

On peut reprendre le même système de notations que pour les critères en contraintes afin de définir les admissibles en déformations :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{1_T} &: \text{Limite de rupture longitudinale en traction} \\ \varepsilon_{1_C} &: \text{Limite de rupture longitudinale en compression} \\ \varepsilon_{2_T} &: \text{Limite de rupture transversale en traction} \\ \varepsilon_{2_C} &: \text{Limite de rupture transversale en compression} \\ \gamma_{12}^R &: \text{Limite de rupture en cisaillement} \end{aligned} \quad (1.45)$$

La rupture des fibres dans le pli peut, de même que les critères en rupture, être évaluée par l'intermédiaire d'un critère en déformation maximale ($\frac{\varepsilon_1}{X_T} \geq 1$) qui reste approximatif pour les mêmes raisons que celles évoquées pour le critère de contrainte maximale. Il existe d'autres critères [Orifici 08c] plus élaborés, du type de PUCK, basés sur des modèles phénoménologiques [Puck 98] :

$$\begin{aligned}
& \text{PUCK en traction (1998)} \quad \frac{1}{\varepsilon_{1T}} \left(\varepsilon_1 + \frac{\nu_{f12}}{E_{f1}} m_{f\sigma} \sigma_2 \right) \geq 1 \\
& \text{PUCK en compression (1998)} \quad \frac{1}{\varepsilon_{1T}} \left| \left(\varepsilon_1 + \frac{\nu_{f12}}{E_{f1}} m_{f\sigma} \sigma_2 \right) \right| \geq 1 - (10\gamma_{12}^R)^2 \\
& \text{avec } m_{f\sigma} \text{ un facteur d'abattement et l'indice } f \text{ pour la fibre}
\end{aligned} \tag{1.46}$$

Les critères proposés par PUCK pour la traction et compression de la matrice sont exprimés en contraintes, par contre GOSSE [GOSSE 01] a proposé un critère basé sur le premier invariant des déformations (Strain Invariant Failure Theory SIFT) pour traduire la rupture de la matrice en traction-compression. $J_{1\text{crit}}$ et $\varepsilon_{eqv\text{crit}}$ sont déterminés expérimentalement. Ce critère s'applique généralement en trois dimensions.

$$\begin{aligned}
& \text{GOSSE (2001)} \quad J_1 = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \text{ et } \varepsilon_{eqv} = \sqrt{\frac{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2}{2}} \\
& \text{avec } J_1/J_{1\text{crit}} \geq 1 \text{ ou } \varepsilon_{eqv}/\varepsilon_{eqv\text{crit}} \geq 1
\end{aligned} \tag{1.47}$$

1.2.5 Flambement

Le phénomène de flambement se produit avant la rupture, une fois la charge critique de flambement dépassée. La figure 1.14 montre le flambement d'une structure aéronautique. De manière générale un critère de flambement peut être construit en comparant la charge critique de flambement à la charge de rupture. Cette approche restreint la validation d'une structure à son état avant ou proche du flambement.



FIGURE 1.14: Exemple de flambement de panneau

1.2.5.1 Flambement des structures isotropes

Les structures élémentaires aéronautiques peuvent s'apparenter à des poutres, plaques et coques. Certains ouvrages dans la résistance des matériaux appliquée à l'aéronautique font encore référence pour le dimensionnement des structures métalliques [Vallat 50a, Bertolini 08]. Ils permettent d'autant plus d'expliquer simplement les phénomènes de flambement de ces structures élémentaires.

Pour le cas le plus simple de la poutre d'Euler (figure 1.15a), la charge critique dépend du paramètre c

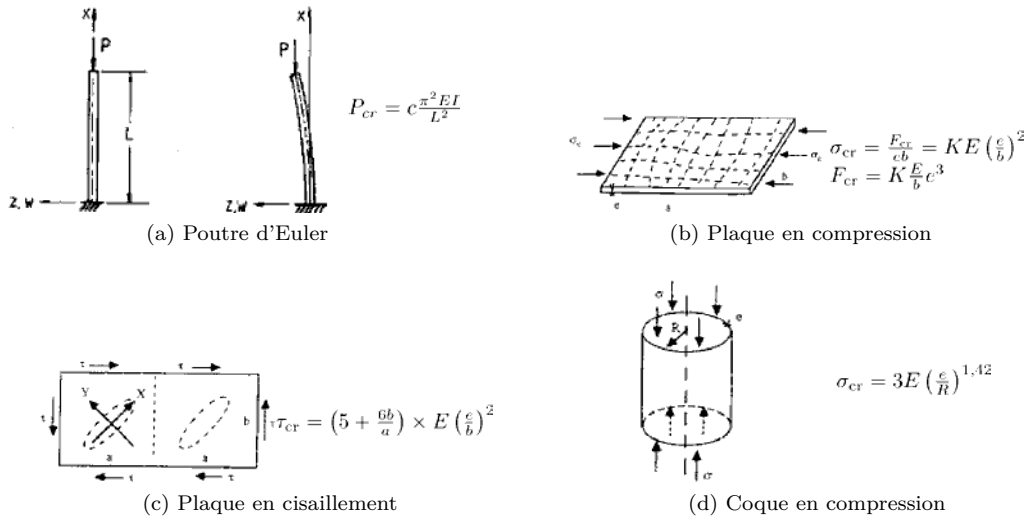


FIGURE 1.15: Types de flambement simple de structures élémentaires

défini à partir des conditions aux limites : $c = 4$ pour un double encastrement, $c = 1$ pour une articulation et $c = 1/4$ pour une extrémité libre et une encastree.

Pour les plaques isotropes en compression (figure 1.15b), la forme du flambement est donnée par m demi-ondes définies par $\sqrt{m(m-1)} < a/b < \sqrt{m(m+1)}$. La condition aux limites des bords définie par exemple pour un rapport a/b élevé, $K = 3,64$ en appui simple et $K = 6,35$ en encastrement. On voit que l'épaisseur est le paramètre le plus influant sur la charge critique de flambement.

On peut voir que les plaques flambent aussi en cisaillement (figure 1.15c), état équivalent à un état de traction-compression orienté à 45° . Le paramètre déterminant est le rapport e/b .

Pour les coques (figure 1.15d) le paramètre déterminant est le rapport e/R ce qui montre l'amélioration des charges critiques de flambement avec l'augmentation de la courbure des panneaux.

Les conditions aux limites ont donc une grande influence sur l'amplitude de la charge critique et constituent une problématique majeure de l'étude du flambement. De plus, les conditions aux limites réelles se situent le plus souvent entre un appui simple et un encastrement, leurs paramètres (c pour la poutre d'Euler, K pour une plaque en compression) doivent donc être adaptés afin de prendre cela en compte.

On ne s'attardera pas plus sur les méthodes semi-empiriques d'étude des structures raidies isotropes, car elles ne permettent pas de remonter au comportement local entre les semelles des raidisseurs et la peau des structures composites.

1.2.5.2 Flambement des structures composites

Pour les structures composites en chargement biaxial on doit appliquer la forme générale du flambement donnée dans l'équation 1.48, pour construire des critères adaptés aux flux et aux conditions aux limites.

$$D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} = N_x \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} + N_y \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \quad (1.48)$$

La démarche donnée en figure 1.13 est appliquée à titre d'exemple dans le tableau 1.4 pour structurer les critères analytiques utilisés dans le cadre d'une étude d'optimisation de stratifiés d'un panneau composite autoraidi [Herencia 07].

TABLEAU 1.4: Application d'une démarche de dimensionnement analytique d'un panneau composite autoraidi

Composant : Panneau composite autoraidi ^a	
Analyse : Flambement	
Sous-composant 1 : Peau	
Critère 1 :	Flambement normal : $RF_{px} = \frac{N_x^{cr}}{-N_x}$ avec $N_x^{cr} = K_x \frac{\pi^2}{b^2} \sqrt{D_{11}D_{22}}$
Critère 2 :	Flambement en cisaillement : $RF_{pxy} = \frac{N_{xy}^{cr}}{ N_{xy} }$ avec $N_{xy}^{cr} = K_{xy} \frac{\pi^2}{b^2} \sqrt[4]{D_{11}D_{22}^3}$
Critère 3 :	Flambement interaction normal-cisaillement : $\frac{1}{RF_{pb}} = \frac{1}{RF_{px}} + \frac{1}{(RF_{pxy})^2}$
Sous-composant 2 : Raidisseur	
Critère 1 :	Flambement local : $RF_{wb} = \frac{N_{wx}^{cr}}{-N_{wx}}$ avec $N_{wx}^{cr} = \frac{12}{b^2} \left(D_{66} - \frac{D_{26}^2}{D_{22}} \right)$
Sous-composant 3 : Peau + Raidisseur	
Critère 1 :	Flambement normal : $RF_{cb} = \frac{P_{cr}}{-F_c}$ avec $P_{cr} = \frac{P_e}{1 + (P_e/A_{sw}G_{xy}^{sw})}$ et $P_e = \frac{\pi^2 EI_c}{a^2}$
Critère 2 :	Flambement en cisaillement : $RF_{sb} = \frac{N_{sh}^{cr}}{ N_{sh} }$ avec $N_{sh}^{cr} = K_{sh} \frac{\pi^2}{a^2} \sqrt[4]{D_c^3 D_{22}}$
Critère 3 :	Flambement interaction normal-cisaillement : $\frac{1}{RF_{cs}} = \frac{1}{RF_{cb}} + \frac{1}{(RF_{sh})^2}$

^a. cb=column buckling (flambement global), cs=column shear (flambement global en cisaillement), pb=panel buckling (flambement local peau), p=panel (peau), sb=shear buckling (flambement local cisaillement), sh=shear (cisaillement), w=web (âme), wb=web buckling (flambement de l'âme)

Les conditions aux limites sont toutefois difficilement descriptibles et la nature du comportement anisotrope rend l'étude analytique de panneaux composites autoraidis difficile. C'est pourquoi l'analyse par éléments finis se présente comme une solution efficace pour dimensionner aisément ce type de structures.

1.2.5.3 Flambement non linéaire

Comme le comportement est non linéaire géométrique après le premier mode de flambement, la répartition des contraintes évolue au sein de la structure. La matrice de rigidité doit donc être réactualisée pour prendre en compte cette évolution de comportement structural ce qui conduit évidemment à des temps de calcul plus importants. Après initiation d'un mode de flambement, la structure est en état de postflambement.

Certaines hypothèses limitent le champ d'application de l'analyse de flambement linéaire (SOL 105 de *Nastran/Patran*) [MSC 03]. Tout d'abord les déplacements doivent être faibles. Ensuite, les offsets des éléments 2D (décalage géométrique entre la mi-hauteur de l'élément et sa fibre neutre) ne peuvent pas être utilisés dans tous les éléments poutres, plaques et coques. La matière est alors considérée centrée par

rapport à la mi-hauteur de l'élément, ce qui n'est par exemple pas le cas lorsque le nombre de plis varie entre deux éléments adjacents. Par ailleurs, les charges critiques de flambement obtenues par la SOL 105 peuvent être différentes des charges réelles pour les structures au comportement non linéaire (matériaux et grands déplacements). La SOL 600 de *Nastran/Patran* permet de répondre à ces problématiques en faisant appel au solveur non linéaire *MARC*.

Des essais de postflambement [Zimmermann 06a] ont montré que la différence numérique-expérimentale entre les charges critiques de flambement de panneaux composites autoraidis courbés est plus importante qu'entre les charges de rupture. L'influence d'un rayon de courbure non constant est une première explication apportée. Aussi, les auteurs mettent l'accent sur l'influence des imperfections géométriques. En effet la charge de flambement en premier mode (flambement des peaux) est beaucoup plus influencée par les imperfections des peaux que ne l'est la charge de rupture. Le rôle du comportement des raidisseurs est dominant dans la zone de transition, ce qui implique que leur conception et leur fabrication doivent être réalisées avec attention pour exploiter correctement le postflambement.

Trois modes de rupture principaux en postflambement ont été identifiés [Bruyneel 09] : le délaminage, la rupture matrice et la rupture fibre. Ce sont tous les modes de rupture possibles des matériaux composites à fibres longues. L'initiation et la propagation du délaminage ont été étudiées à l'aide d'éléments cohésifs dans *Samcef*. De plus, un modèle de comportement spécifique de matériau a été développé pour la rupture intralaminare (modèle pli) et pour la rupture intralaminare (modèle interface). Sans prise en compte de l'endommagement dans le modèle éléments finis, la description du comportement post-critique de la structure est peu précise. En effet, l'objectif est de dépasser la charge critique qui ne conduit pas à la ruine complète de la structure. Pour étudier la charge de première dégradation, un modèle bidimensionnel et une interface élastique semblent suffisants. On peut alors étudier les différents états post-flambés qui surviennent avant la ruine structurale.

1.2.6 Conclusions sur le dimensionnement des structures composites

Un avantage des structures composites à peaux minces réalisées en fibre de carbone est leur aptitude à tolérer un flambement répété sans aucune modification de leur comportement de flambement [Zimmermann 06b, Degenhardt 06]. Les structures aéronautiques peuvent en effet être conçues en laissant la possibilité à la structure de flamber. Ce phénomène est la base d'études de travaux récents visant la validation du décollement des panneaux autoraidis composites [Bertolini 08, Orifici 08d, Krueger 07].

Les critères de rupture plans permettent de valider un dimensionnement de structure composite avant endommagement des interfaces entre les différentes structures intégrées des panneaux autoraidis composites. Ils doivent suffire à détecter l'initiation de la rupture, et donc à valider la conception. Plusieurs critères de rupture en contraintes sont habituellement utilisés pour valider la non-rupture du pli. En l'occurrence, les critères interactifs tels que Tsai-Wu et Tsai-Hill permettent de prendre en compte les interactions entre les mécanismes de rupture. Malgré tout, des critères tels que Contrainte Max et Yamada-Sun restent couramment utilisés, mais sont limités au calcul à l'échelle du pli unidirectionnel. Ainsi la discrétisation en deux nappes équivalentes de plis tissés est nécessaire pour utiliser ces critères. Des critères de rupture en déformations basés sur les invariants permettent aussi de traiter de la rupture d'un pli selon des mécanismes de rupture de la matrice en traction et en compression. Cela pourrait avoir un intérêt pour traiter de l'influence de défauts inclus dans le maillage éléments finis. La rupture en fatigue n'a pas été abordée.

1.3 Structures intégrées

1.3.1 Programmes aéronautiques

TANGO [Fielder 03] est le premier programme européen à avoir étudié un démonstrateur de fuselage composite pressurisé, menant à un essai grandeur réelle d'un tronçon de fuselage type *A321*. Ce tronçon, destiné à l'aviation commerciale, était constitué de cadres et de lisses. Ce programme avait pour objectif de démontrer la faisabilité technologique de différents procédés de mise en œuvre « hors autoclave » : Automatic Fiber Placement (*AFP*), Resin Film Infusion (*RFI*), Liquid Resin Infusion (*LRI*), Resin Transfer Molding (*RTM*) et les technologies thermoplastiques.

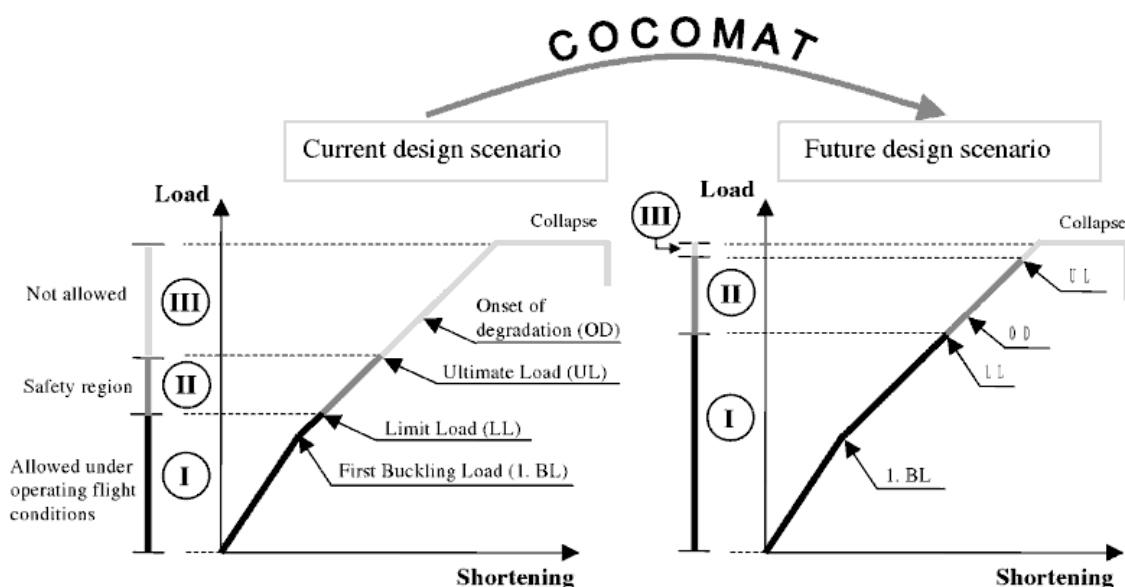


FIGURE 1.16: *COCOMAT* : Amélioration des marges de calcul en post-flambement de panneaux composites autoraidis [Degenhardt 06]

Dans la même période que *TANGO*, le programme *POSICOSS* [Zimmermann 06b] —mené précédemment au programme *COCOMAT* [Degenhardt 06]— a étudié les méthodes de dimensionnement de manière détaillée. Les études ont plus particulièrement porté sur le postflambement de panneaux autoraidis composites en préimprégnés ainsi que sur les non-linéarités géométriques avant rupture du premier pli. Ces programmes, impliquant un nombre important de partenaires industriels et académiques, ont développé de nombreuses thématiques de recherche [Cocomat 08]. En figure 1.16, on peut voir que la Charge Extrême (*CE* ou Ultimate Load *UL*) est actuellement définie avant l'amorce de dégradation de la structure, et que l'objectif final était d'augmenter cette charge au-delà de la rupture du premier pli. L'autre objectif est l'augmentation de la marge entre la charge critique de flambement (Buckling Load *BL*) et la Charge Limite (Limit Load *LL*).

Les procédés de mise en œuvre des matériaux composites « hors autoclave » doivent cependant encore relever certains défis [Mason 06]. Tout d'abord par rapport au processus de qualification des propriétés mécaniques (résine, fibre, tissu et paramètres procédés), mais aussi par rapport à la géométrie des pièces (porosités et défauts introduits par le procédé).

1.3.2 Structures aéronautiques

Les structures composites utilisées dans les fuselages d'aéronefs sont composées de cadres (ou nervures) et de raidisseurs (ou lisses) comme on peut le voir dans la figure 1.17 pour une structure métallique. On retrouve le même type de construction en matériaux composites sur le tronçon de fuselage composite étudié dans la figure 1.18.

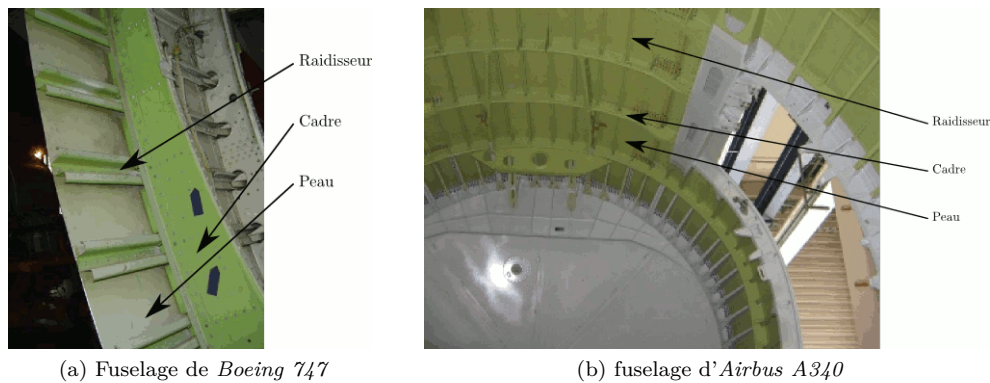


FIGURE 1.17: Structures élémentaires utilisées dans les fuselages d'aéronefs

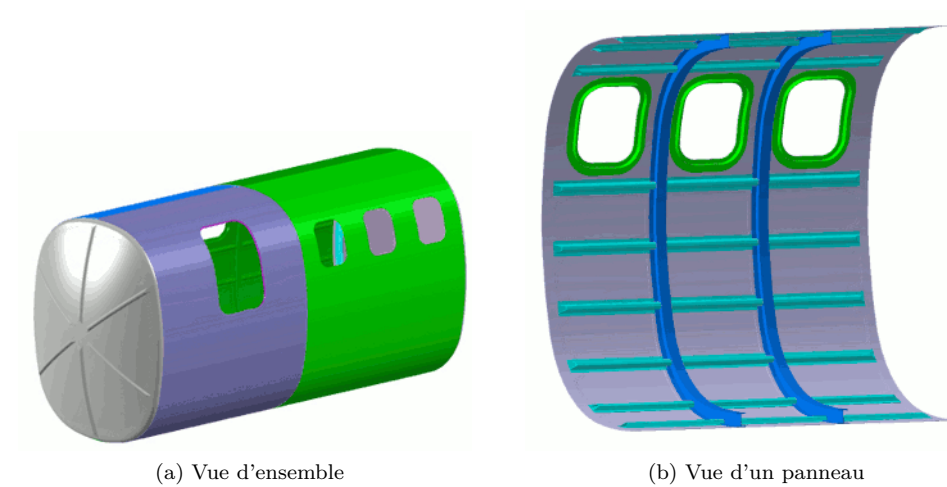


FIGURE 1.18: Modèle géométrique du tronçon de fuselage étudié

Ce type de structure est soumis à des sollicitations complexes et combinées, en torsion et en flexion, qui produisent des états de contraintes en traction, compression et cisaillement. En effet, les efforts généraux sont calculés et des cas de charges sont définis et appliqués à la structure globale. Le mode de travail individuel de chaque élément constitutif est alors ramené à des états de contraintes simples en traction, compression et cisaillement.

1.3.3 Contexte

La problématique de décohésion des structures intégrées apparaît comme l'étude d'un phénomène directement introduit par l'intégration de fonctions lors de la conception. On considèrera que l'interface entre les

semelles des structures intégrées et le revêtement n'est pas forcément le site d'initiation et de propagation de la rupture. Cela n'est pas toujours le cas pour les travaux de recherche qui ont été vus dans cette analyse. En effet, les structures intégrées qui y sont étudiées sont constituées de plis unidirectionnels dans des technologies préimprégnées et assemblées par co-curing, où l'interface est considérée comme zone de propagation de la rupture.

1.3.3.1 Approche de l'étude

La construction d'une pyramide en figure 1.19 permet de synthétiser l'approche des travaux. Ainsi, les différents niveaux d'études qui permettent d'aboutir à l'ensemble sont représentés. Comme le tronçon de fuselage est la pièce complète du projet, on le définit comme l'ensemble vers lequel tous les niveaux inférieurs aboutissent. Généralement ce type de pyramide permet de représenter toutes les étapes du comportement microscopique des matériaux jusqu'à l'avion complet.

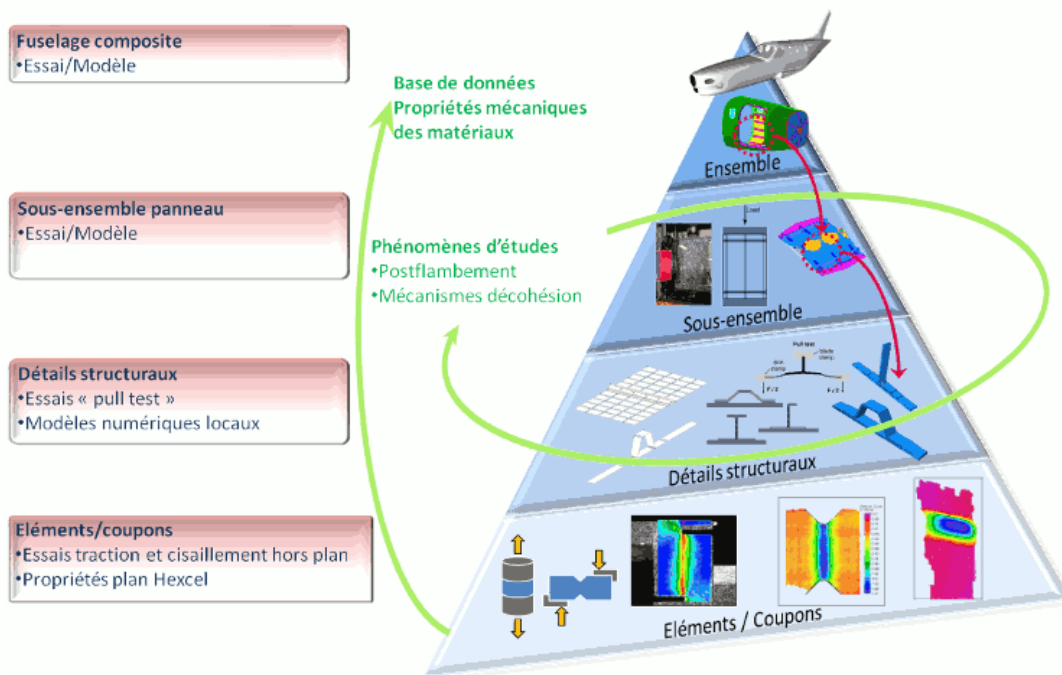


FIGURE 1.19: Pyramide essais/calcul pour représenter l'approche suivie des travaux

A l'échelle Eléments/Coupons, on va s'intéresser à l'élaboration d'essais de caractérisation des propriétés hors plan en traction et cisaillement, nécessaires à l'utilisation de critères de rupture hors plan. Les critères de rupture sont appliqués à ce niveau d'échelle du pli. Les propriétés matériaux permettent de modéliser ensuite le comportement des structures à tous les niveaux supérieurs.

Les phénomènes d'étude sont le postflambement et les mécanismes de décohésion d'un panneau autoraidi composite. Ainsi, l'approche globale-locale se situe entre le comportement à l'échelle globale du panneau et à l'étude de ces détails structuraux. Dans un premier temps, les travaux s'intéressent au comportement global du panneau et à la mise en évidence de ces phénomènes, à l'échelle sous-ensemble. Ensuite, les mécanismes de décohésion sont étudiés au niveau local des détails structuraux et l'influence des paramètres géométriques est prise en compte.

On notera que les paramètres d'entrée/sortie entre chaque échelle introduisent leur propre variabilité qui se répercute sur les résultats finaux en haut de la pyramide [Leroy 09].

1.3.3.2 Représentativité des travaux

L'origine de l'orientation des travaux vers l'étude du post-flambement d'un panneau autoraidi composite avec structures intégrées, provient d'un besoin industriel de modéliser un démonstrateur de fuselage composite en pressurisation fabriqué par *LRI*. Comme les modèles éléments finis usuels sont construits à partir d'éléments coques en contraintes planes, il est difficile d'étudier la décohésion des structures intégrées qui se produit par délaminage. D'autant plus, avec le procédé d'infusion utilisé pour intégrer les structures, la qualité de l'interface entre les structures intégrées et la peau est censée être excellente. Considérer que la zone de décohésion est l'interface entre les structures intégrées et la peau n'est donc pas une hypothèse posée au départ. On considère plutôt que la rupture peut se produire dans toute l'épaisseur de la structure et pas seulement à l'interface. Aucune couche d'adhésif n'est prise en compte dans un premier temps.

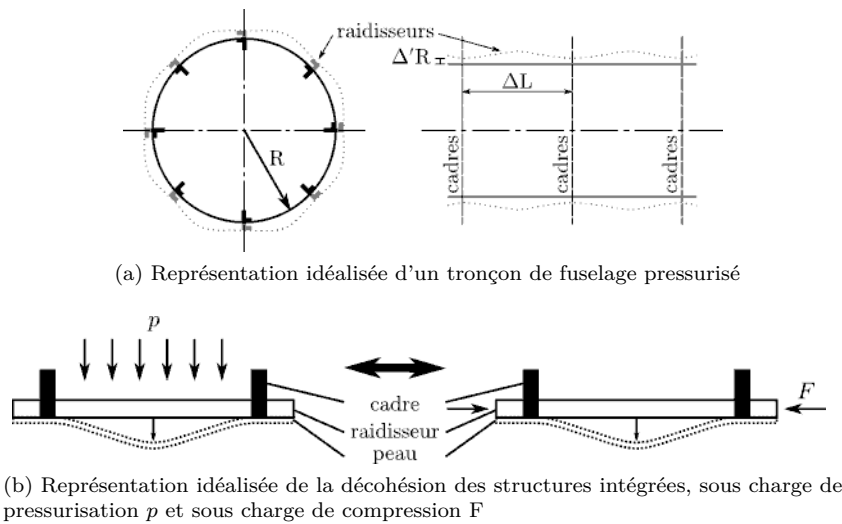


FIGURE 1.20: Représentativité de l'approche des travaux liés à la décohésion des structures intégrées

Par ailleurs, on souhaite mettre en évidence expérimentalement la décohésion des structures intégrées à un niveau global, de manière similaire à ce que l'on pourrait observer sur un essai de pressurisation d'un fuselage, comme idéalement représenté en figure 1.20a. La pression appliquée est $p = C\Delta p$, où $\Delta p = p_1 - p_0$ est la différence de pression entre la pression appliquée à l'intérieur du fuselage p_1 et p_0 la pression extérieure [Vallat 50b]. c est un coefficient de sécurité qui permet de définir le type de charge appliquée :

$$\begin{aligned}
 C = 1 & \quad \text{pour une charge nominale CN} \\
 C = 4/3 & \quad \text{pour une charge limite CL} \\
 C = 2 & \quad \text{pour une charge extrême CE}
 \end{aligned}
 \tag{1.49}$$

Du point de vue de la certification, la charge limite est définie pour $C = 1,33$, et doit être appliquée à la structure de l'aéronef §23.365(d) [FAR23 87]. La charge limite est une charge pouvant être vue une fois

dans la vie de l'avion. Un coefficient de sécurité de 1,5 est alors appliqué à cette charge limite pour obtenir la charge extrême §23.301(a) [FAR23 87]. La charge limite est la charge maximale pouvant être atteinte pendant la vie de l'aéronef, et la charge extrême est la charge à rupture. Un essai de pressurisation de fuselage doit donc être réalisé à charge limite et à charge extrême.

À titre d'exemple, la variation de rayon ΔR d'une cabine de fuselage pressurisée métallique est donnée par l'équation 1.50 [Vallat 50c]. Chaque panneau est étudié indépendamment, en l'assimilant à une plaque mince de courbure cylindrique. ΔR est la dilatation des sections droites d'une cabine qui ne comporterait pas de cadres (la cabine resterait cylindrique), et $\Delta'R$ est la dilatation absolue quand les cadres sont liés rigidement aux parois. Les flèches des centres des panneaux par rapport aux cadres et des centres des raidisseurs par rapport à leurs appuis sont alors toujours inférieures à $(\Delta R - \Delta'R)$. Les déformations locales de chaque panneau sont alors qualifiées d'un « effet de piqué », comme représenté dans la figure 1.20a.

$$\begin{aligned}\Delta R &= \frac{n_t R}{E} \left(1 - \nu \frac{n_l}{n_t}\right) \\ \Delta'R &= \frac{n_c R}{E}\end{aligned}\tag{1.50}$$

Où n_t , n_l et n_c représentent respectivement les contraintes de traction transversales, longitudinales et du cadre et sont définies par :

$$\begin{aligned}n_t &= \frac{pR}{e} \\ n_l &= \frac{p\pi R^2}{2\pi R e + N\Delta S} \\ n_c &= \frac{pR}{e + S_c/\Delta L}\end{aligned}\tag{1.51}$$

Avec :

$p = C\Delta p$	pression appliquée	
e	épaisseur de la peau	
N	nombre de raidisseurs de section droite ΔS	(1.52)
S_c	section constante d'un cadre	
ΔL	intervalle entre cadres	

Cependant, le chargement en pressurisation d'un panneau est un chargement difficile à réaliser expérimentalement. Pour pouvoir mettre en évidence la décohésion des structures intégrées dans un essai à corréler avec les modèles numériques, l'approche donnée en figure 1.20b a été suivie. Lorsqu'une pression est appliquée à la structure, on considère qu'à cause des différences de raideur entre le raidisseur et la peau et d'accidents géométriques, la décohésion des structures devrait survenir dans ces zones. De la même manière, en faisant flamber la structure, on recherche le même type de décohésion des structures intégrées.

1.3.3.3 Problématique

Dans la problématique industrielle on parle de structures intégrées puisqu'un certain nombre de structures différentes (raidisseurs, cadres,...) s'intègrent sur les revêtements du fuselage d'aéronef. L'objectif du secteur aéronautique est de réduire les étapes d'assemblage qui sont demandeuses de temps et donc de coûts. En effet, le concept d'assemblage de co-curing, introduit par l'utilisation du procédé d'infusion

de résine, permet de s'affranchir du rivetage, mais il est nécessaire de valider le dimensionnement de la structure composite étudiée.

1.3.4 Intégration de fonctions

Le concept d'intégration de fonctions constitue une différence fondamentale entre les structures en matériaux composites et les structures fabriquées à partir d'autres matériaux. Le choix d'intégration de fonctions est réalisé lors de la conception. Certains composants sont directement intégrés dans le produit final pendant la fabrication, contrairement aux produits métalliques où une fonction correspond à chacun des composants qui sont assemblés après avoir été fabriqués séparément. On parlera de structures intégrées lorsque la structure apportant la fonction est intégrée pendant le procédé de fabrication, à contrario d'une structure qui serait ajoutée par assemblage. Les différentes méthodes d'intégration de fonctions sont présentées ci-après à partir de l'exemple d'un panneau autoraidi avec raidisseur intégré.

1.3.4.1 Assemblage par collage

L'assemblage par collage est un moyen d'intégrer une structure par l'intermédiaire d'une couche d'adhésif et il existe deux méthodes principales pour réaliser ce type d'assemblage : le co-bonding et le secondary bonding. Dans chacune de ces méthodes, au moins un élément est déjà polymérisé à l'étape du collage, ce qui facilite le positionnement et le maintien des pièces. Toutefois, il est difficile de maîtriser l'épaisseur de l'adhésif qui peut varier selon la pression appliquée et selon les défauts de forme et de rugosité de l'élément polymérisé [Bertolini 08].

Co-bonding Le co-bonding (figure 1.21) consiste en une polymérisation simultanée des deux éléments structurels, comprenant un adhésif entre eux, dont l'un d'eux est déjà polymérisé (en l'occurrence le raidisseur) et l'autre non.

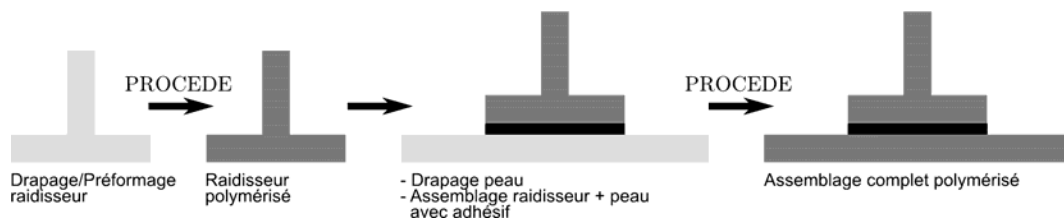


FIGURE 1.21: Co-bonding

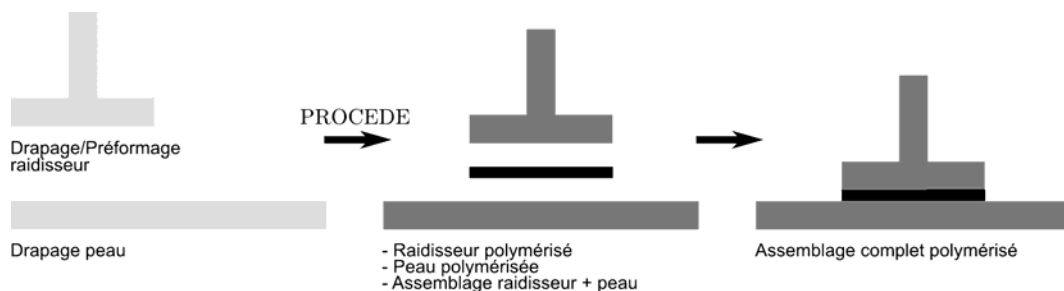


FIGURE 1.22: Secondary bonding

Secondary bonding Le secondary bonding (figure 1.22) consiste en une polymérisation de l'adhésif disposé entre les deux éléments structurels polymérisés séparément à une étape précédente.

1.3.4.2 Procédé co-cuisson

En assemblant toutes les structures de base en même temps avant le procédé, les structures sont complètement intégrées à la structure de base. On parle généralement de co-curing (figure 1.23) pour parler de l'intégration de structures à base de préimprégnés. Les structures sont polymérisées en même temps sans utiliser d'adhésif supplémentaire. C'est la résine utilisée pour fabriquer la structure finale qui sert d'interface entre les structures intégrées et la structure de base.

Le maintien des éléments structuraux pendant toute la polymérisation doit être maîtrisé afin d'éviter les défauts de forme. Malgré tout, cette méthode d'intégration permet de limiter les porosités et les impuretés au niveau de l'interface, cette dernière ne nécessitant pas de préparation spécifique [Bertolini 08].

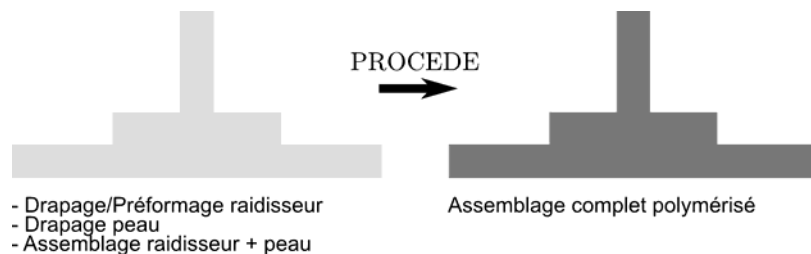


FIGURE 1.23: Co-curing

1.3.5 Conclusions sur les structures intégrées

Les pièces aéronautiques fabriquées avec des technologies préimprégnées prennent en compte ces méthodes d'intégration de fonctions [Bertolini 08, Degenhardt 08, Orifici 07, Orifici 08b, Zimmermann 06a], alors que ces méthodes sont beaucoup moins documentées pour les procédés d'infusion. Le choix d'une méthode d'assemblage des structures intégrées en modifie les performances d'adhésion [Kim 10] et oriente la façon de prendre en compte l'interface entre les structures intégrées et la peau. En effet, dans le cas du co- et du secondary bonding, la couche d'adhésif ajoutée doit être prise en compte dans la modélisation. Pour le co-curing cela peut être plus difficile à admettre puisqu'aucun adhésif n'est ajouté. C'est pour cela qu'il est nécessaire de définir le concept d'assemblage des structures intégrées infusées.

Pour le procédé *LRI*, on peut avoir recours à de nombreuses définitions visant à distinguer l'intégration de structures par *LRI* par rapport à d'autres procédés de fabrication. Quoi qu'il en soit, le principe du co-curing est par définition une polymérisation simultanée des structures intégrées et de la pièce finale. À un moment donné, la même résine est à l'état liquide dans tous les plis. Après polymérisation, c'est la même résine que celle composant le stratifié qui joue le rôle d'interface entre les plis des structures intégrées et des peaux. Cette interface est identique à l'interface entre chaque pli du stratifié. L'intégration de structures par le procédé *LRI* est donc similaire au co-curing, et l'empilement de plis peut être considéré comme une seule structure dans les zones de superposition entre les structures intégrées et la peau.

Toutefois, un accident géométrique est toujours présent au niveau de la bordure des structures intégrées, zone sensible à l'initiation de la rupture. Cela est à l'origine des travaux réalisés sur la décohésion des

structures intégrées, visant à valider la modélisation géométrique d'un panneau autoraidi avec structures intégrées, représentatif d'un fuselage d'aéronef composite.

1.4 Décohésion des structures intégrées

On trouve des travaux récents concernant le décollement de semelles de raidisseur par rapport à la peau (préimprégnés en co-bonding et co-curing) [Bertolini 09] au niveau d'éprouvettes non spécifiques (non représentatives de la structure étudiée). Le critère énergétique de BENZEGGAGH-KENANE [Benzeggagh 96] a été appliqué avec succès pour l'étude du décollement dans un modèle Abaqus avec des éléments cohésifs à l'interface entre les structures intégrées et la peau. Pourtant, cette modélisation ne permet pas de représenter ni le pontage des fibres lors de l'ouverture ni le changement d'interface de rupture. Le critère est donc adapté industriellement selon la conception des aérostructures à la rupture du premier pli dans le cas où le site d'initiation et la zone de décollement sont connus à l'interface semelle-raisseur.

L'approche des travaux réalisés [Perret 09, Perret 11a] aboutit à l'étude de la décohésion des structures intégrées qui est développée dans cette partie.

1.4.1 Mécanismes de rupture

Outre les mécanismes de rupture intralaminaires habituels (rupture fibre, matrice et décohésion fibre-matrice), la décohésion des structures intégrées peut aussi se produire par l'intermédiaire de mécanismes de rupture interlaminaire (délaminage). En d'autres termes, les structures intégrées peuvent se délaminer de la peau, selon les trois modes de rupture (ouverture, glissement et glissement antiplan) combinés ou non. En effet, les discontinuités géométriques et matériaux sont toujours la source du délaminage [Miracle 01], donnant lieu à des contraintes de traction et de cisaillement hors plan. Toutefois, la rupture intralaminaires est toujours possible et elle doit être prise en compte dans le dimensionnement. On parle donc de décohésion des structures intégrées pour définir la séparation des structures intégrées par les différents mécanismes de rupture.

Des modèles d'endommagement ont été élaborés, prenant en compte la perte de performance quantifiée par un facteur d'endommagement [Orifici 08c]. La réalisation de ce type de modèle est difficile, car les facteurs d'endommagement peuvent être adaptés afin que les résultats donnent une solution validée par rapport aux résultats expérimentaux, rendant le modèle applicable uniquement à ces conditions expérimentales. La mécanique de la rupture est utilisée pour le délaminage en séparant la zone d'étude en deux sous-structures plus une zone de contact. Des approches non linéaires sont utilisées avec succès depuis peu dans les codes *Abaqus/Standard* et *Marc*, afin de contrôler l'adhésion entre deux surfaces de contact. Aussi, les échelles de taille au niveau sous-ply, pli, stratifié, détail structurel et composants ; impliquent un comportement et des mécanismes de rupture différents. De plus, les modes de rupture des matériaux composites sont interactifs et donc un mécanisme donné peut retarder ou intensifier le développement d'autres mécanismes de rupture. C'est pour cela que les conséquences de zones endommagées, de défauts de fabrication, de détails structuraux et de la variation probabiliste des propriétés jouent un rôle dans le dimensionnement des matériaux composites.

1.4.2 Post-flambement et rupture

Les études du phénomène de post-flambement réalisées dans le cadre des programmes *COCOMAT* et *POSICOSS* [Zimmermann 06b, Degenhardt 06] ont naturellement conduit à l'étude des phénomènes d'endommagement des structures de type raidisseurs intégrés aux panneaux de revêtement. Certains travaux [Zimmermann 06a], relatifs à la décohésion des semelles de raidisseurs intégrés, ont permis de montrer que le mode de rupture le plus significatif observé durant les essais de postflambement consiste en la décohésion entre les raidisseurs et la peau. Cela ne mène pas uniquement à une séparation peau-raisseur, mais également — dans le cas d'un assemblage excellent — à des délaminages et ruptures dans la peau ou dans les semelles des raidisseurs. De plus, la séparation des plis des raidisseurs (forme T) est observée à la ruine de la structure [Zimmermann 06a].

Ainsi, certains auteurs [Orifici 08d] proposent une méthodologie impliquant une phase de recherche du site d'amorce de la décohésion par l'intermédiaire d'un critère de rupture en contraintes faisant intervenir les contraintes interlaminaires et hors plan (cf. critère « Tsai dégénéré » de DEGEN-TONG-TSAI du tableau 1.5). Le dommage intralaminare du pli est aussi évalué pour prendre en compte les mécanismes d'endommagement du pli comme la fissuration de la matrice et la rupture des fibres.

Ensuite, le délaminage peut être décrit par un critère d'endommagement de type énergétique à partir d'une fissure existante, afin d'évaluer la propagation de la fissure [Bertolini 08], où on fait l'hypothèse de l'existence du site d'amorce de la fissure. Les méthodes *VCE* (Virtual Crack Extension) et *VCCT* (Virtual Crack Closure Technique) sont alors généralement utilisées pour utiliser la mécanique de la rupture [Orifici 08e].

Il est toutefois important de souligner que toutes les méthodes numériques souffrent de la variabilité des propriétés d'entrées. La variabilité des admissibles en traction et cisaillement hors plan conduit par exemple à une dispersion d'un critère d'endommagement en contraintes de l'ordre de 25% [Orifici 08d], de même que sur les taux de restitution d'énergie [Gil 09].

On remarque aussi que la géométrie du coin de résine lié au processus de mise en œuvre a une grande influence qui doit être évaluée [Bertolini 08]. D'autres variations géométriques sont difficiles à prendre en compte numériquement, comme l'idéalisation des bordures de semelles conduisant à une zone de concentration de contraintes où la densité du maillage a une forte influence sur les résultats obtenus [Orifici 08d].

Tous ces paramètres semblent avoir une influence non négligeable sur la modélisation de la décohésion des structures intégrées. Leur variabilité devra donc, dans la mesure du possible, être intégrée aux méthodes numériques utilisées, ou à défaut, prise en compte dans la corrélation avec les essais expérimentaux. Par exemple, certaines éprouvettes en T testées en « pull test » et « antisymmetric test » ont montré des modes de rupture à l'intérieur du T, alors que la majorité d'entre elles se délaminait à l'interface [Orifici 08d]. Cela semblait être dû à la fabrication (variabilité de la géométrie) et aux conditions aux limites expérimentales. De plus, la dispersion des propriétés d'admissible en traction hors plan, semblait avoir un effet non négligeable sur la détection numérique de l'amorce de rupture à l'interface (avec l'hypothèse d'isotropie transverse).

1.4.3 Critères de rupture hors plan

On appelle critères de rupture hors plan les critères prenant en compte les contraintes hors du plan moyen (x, y) du stratifié. Ils peuvent donc potentiellement être appliqués sur des modèles tridimensionnels ou

TABLEAU 1.5: Critères de rupture hors plan en contraintes

Critère	Équation
Contraintes max	$\sigma_3 \geq Z_T, \tau_{31} \geq S_{31}, \tau_{23} \geq S_{23}$
(1980) HASHIN	$\left(\frac{\sigma_3}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{31}}{S_{31}}\right)^2 \geq 1$
(1980) HASHIN-3D	$\left(\frac{\sigma_1}{X_T}\right)^2 + \frac{1}{S_{12}} (\tau_{12}^2 + \tau_{13}^2) \geq 1$
(1982) LEE	$\sigma_3 \geq Z_T$ ou $\sqrt{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2} \geq S_{23}$
(1986) KIM-SONI	$F_{13}\tau_{13}^2 + F_{23}\tau_{23}^2 + F_{33}\sigma_3^2 + F_3\sigma_3 \geq 1$ F_{13} et F_3 sont des fonctions de l'admissible de cisaillement
(1987) OCHOA-ENGBLOM	$\left(\frac{\sigma_3}{Z_T}\right)^2 + \frac{\tau_{23}^2 + \tau_{31}^2}{S_{23}^2} \geq 1$
(1988) BREWER-LAGACE	$\left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{31}}{S_{31}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_3^+}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_3^-}{Z_C}\right)^2 \geq 1$
(1991) LONG	$\left(\frac{\sigma_3}{Z_T}\right) + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$ et $\left(\frac{\sigma_3}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$
(1997) TSAI ou TONG-TSAI	$\frac{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_3}{X_T^2} + \left(\frac{\sigma_3}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$
(1997) DEGEN-TSAI ou DEGEN-TONG-TSAI	$\left(\frac{\sigma_1}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_3}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$
(1997) NORRIS ou TONG-NORRIS	$\frac{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_3}{X_T X_C} + \left(\frac{\sigma_3}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1$
(1998) ZHANG	$\sigma_3 \geq Z_T$ ou $\sqrt{\tau_{31}^2 + \tau_{23}^2} \geq S_{23}$
(2001) WISNOM ET AL	σ_e représente les contraintes effectives dans la matrice à partir des contraintes principales : $2.6\sigma_e^2 = (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 + 0.6\sigma_e(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$ Contrainte équivalente de Weibull $\bar{\sigma}$ en sommant σ_e sur tous les éléments Paramètre de Weibull $\bar{\sigma}$ à partir d'essais de poutres unidirectionnelles courbes en flexion
(2002) GOYAL ET AL	$\left(\frac{\tau_{23}}{S_{23}}\right)^\gamma + \left(\frac{\tau_{31}}{S_{31}}\right)^\gamma + \left(\frac{\sigma_3^+}{Z_T}\right)^2 \geq 1$ γ est un paramètre expérimental

en déformations planes. On rappelle toutefois que l'initiation de la rupture peut se produire en inter ou bien en intralaminare.

On distingue les critères adaptés à l'initiation de la rupture d'autres plutôt adaptés à la propagation de la fissure [Berthelot 05, Orifici 08c]. Généralement, on utilise les critères en contraintes et en déformations pour caractériser l'initiation de la rupture, alors que les critères énergétiques permettent de traiter la propagation. Ci-après les trois types de critères sont donnés pour une application à la décohésion des structures intégrées.

1.4.3.1 Critères en contraintes

Le critère de TSAI-WU (équation 1.53 et équation 1.44 page 21) peut prendre une forme globale, ce qui permet d'étendre son utilisation à l'analyse des mécanismes de rupture hors plan.

$$\text{TSAI-WU } F_i \sigma_i + F_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1 \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad (1.53)$$

On retrouve souvent le critère de TSAI-WU écrit sous différentes formes destinées à une application donnée sous l'appellation « Tsai dégénéré » [Orifici 08e]. Cela permet par exemple d'appliquer le critère de TSAI-WU sur un modèle 2D en déformations planes avec un élément dans l'épaisseur du pli (cf. figure 1.28b). Les critères qui ont été utilisés ces dernières années [Orifici 08c] pour caractériser l'initiation de la rupture sont listés dans le tableau 1.5.

Il existe aussi des critères de fissuration matricielle qui sont moins utilisés. Par exemple, le critère de HOU (équation 1.54) est similaire à HASHIN ET ROTEM (équation 1.40) mais prend en compte la résistance de la résine au cisaillement dans le plan $(2, 3) S_{m23}$.

$$\text{HOU (2000)} \left(\frac{\sigma_2}{Y_T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S_{m23}} \right)^2 \geq 1 \quad (1.54)$$

Les différences principales sont l'utilisation d'un critère linéaire, quadratique ou à partir de paramètres expérimentaux; et le choix des contraintes prises en compte dans le plan et hors du plan. Surtout, l'application de tels critères est limitée par les admissibles de traction hors plan Z_T et de cisaillement hors plan S_{13} et S_{23} qui sont difficiles à obtenir expérimentalement. Pour un pli unidirectionnel, l'hypothèse simplificatrice est de considérer $Z_T = Y_T$ (isotropie transverse), ce qui n'est pas possible pour un pli tissu. Les incertitudes ainsi introduites peuvent provoquer une large distribution des critères calculés.

1.4.3.2 Critères en déformations

La méthode *SIFT* (Strain Invariant Failure Theory) est une méthode récente basée sur les invariants, appliquée à la modélisation de la progression d'un endommagement dans les matériaux composites. Le critère de rupture de GOSSE est l'application de la méthode *SIFT* [Gosse 01]. Cette méthode permet de modéliser l'endommagement, la fissuration et le délaminage en considérant une partie des éléments ruinés [Tay 05, Li 07]. Cette méthode semble bien adaptée à l'étude de la tolérance aux dommages et est d'ailleurs utilisée par *BOEING* [Bertolini 08]. Des essais de traction $[90]_n$ et $[\pm\theta]_n$ permettent de déterminer la valeur critique du premier invariant et la déformation critique.

Il est important de noter qu'il existe d'autres critères en déformations qui ont été développés pour des adhésifs ou des résines présentant des déformations plastiques importantes. Ce n'est pas le cas ici puisque l'intégration des structures par LRI conduit à des interfaces de résine thermodurcissable très fines entre les plis que l'on considère fragiles.

1.4.3.3 Critères énergétiques

Critères énergétiques de propagation de la rupture Ces critères sont basés sur les concepts de la mécanique de la rupture et sur le taux de restitution d'énergie G , et combinent les composants de G avec

leurs admissibles en mode I, II et III. G_T est le taux d'énergie de déformation maximal correspondant à la somme des composantes I, II et III.

L'approche de prise en compte du mode III est très différente selon les critères. Dans certains cas seulement les modes I et II sont pris en compte. Certaines fois, les modes II et III sont regroupés dans une valeur de G pour l'ouverture en cisaillement, ou bien le mode III peut être considéré équivalent au mode II. Cela peut s'expliquer par la difficulté expérimentale à caractériser le mode III seul et en couplage I-III et II-III. Outre les critères en mode pur (équation 1.55), on citera les critères énergétiques principaux de la littérature.

$$\text{Mode pur } G_I \geq G_{Ic}, G_{II} \geq G_{IIc}, G_{III} \geq G_{IIIc} \quad (1.55)$$

Un des critères les plus simples est le critère linéaire de REEDER [REEDER 92, REEDER 93] qui a été adapté sous forme quadratique aux matériaux composites à matrice époxyde par CHEN [Chen 99] :

$$\text{REEDER (1993)} \left(\frac{G_I}{G_{Ic}} \right) + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}} \right) \geq 1 \quad (1.56)$$

$$\text{CHEN (1999)} \left(\frac{G_I}{G_{Ic}} \right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}} \right)^\beta \geq 1 \quad (1.57)$$

Le critère de BENZEGGAGH-KENANE est utilisé avec succès pour le décollement d'interface semelle-peau de panneaux autoraidés composites en co-curing [Krueger 07, Orifici 08d, Bertolini 09]

$$\text{BENZEGGAGH-KENANE (1996)} G_T \geq G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \times \left(\frac{G_{II}}{G_I + G_{II}} \right)^\eta \quad (1.58)$$

Les critères les plus récents sont ceux de DAVIDSON-ZHAO et de REEDER, ce dernier étant intéressant car il inclut le mode III :

$$\text{DAVIDSON-ZHAO (2007)} \quad \begin{aligned} 0 \leq \frac{G_{II}}{G} \geq Z : G_T \geq \frac{G_{Ic}}{1-(1+\xi)(G_{II}/G_T)} \\ Z \leq \frac{G_{II}}{G} \geq 1.0 : G_T \geq \frac{\zeta G_{IIc}}{(1+\zeta)(G_{II}/G_T)-1} \end{aligned} \quad (1.59)$$

ξ et ζ sont des paramètres expérimentaux

$$\text{REEDER (2007)} G_C = G_{Ic} + \left(G_{IIc} - G_{Ic} + (G_{IIIc} - G_{IIc}) \left(\frac{G_{III}}{G_{II} + G_{III}} \right) \right) \left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}} \right)^\eta \quad (1.60)$$

Méthode Virtual Crack Extension (VCE) Cette méthode est intégrée dans les produits *Samtech* depuis 2005. Le nœud au front de fissure est séparé en deux nœuds superposés (rouge et bleu en (a) et (b) de la figure 1.24). Deux nœuds supplémentaires (gris en (b)) sont placés de la même manière en avant du front de fissure pour mesurer les déplacements relatifs entre les faces de la fissure. On voit en (c) les efforts de réaction (R_I , R_{II}) et les déplacements relatifs (U_I , U_{II}). Le taux de restitution d'énergie total est ensuite déterminé en tenant compte de la variation de la surface fissurée dA générée par la perturbation de l'énergie potentielle des nœuds des éléments qui contiennent les nœuds de pointe de

fissure. Puis l'avancée de la fissure est simulée par un déplacement des nœuds rouge et bleu (contrôlé par un paramètre de perturbation *SAMCEF*) et la nouvelle énergie potentielle des éléments E_1 est calculée. Le taux de restitution d'énergie total est ensuite déterminé en tenant compte de la variation de la surface fissurée dA générée par la perturbation des nœuds :

$$G_T = -\frac{E_1 - E_0}{dA} \quad (1.61)$$

Les efforts de réaction et les déplacements relatifs mesurés dans le repère de la fissure, permettent de calculer les pourcentages relatifs en mode I, II et III. Il est alors possible de calculer les taux de restitution dans les différents modes en répartissant le taux de restitution total G_T :

$$\begin{aligned} G_I &= \frac{U_I R_I}{(U_I R_I + U_{II} R_{II} + U_{III} R_{III})} G_T \\ G_{II} &= \frac{U_{II} R_{II}}{(U_I R_I + U_{II} R_{II} + U_{III} R_{III})} G_T \\ G_{III} &= \frac{U_{III} R_{III}}{(U_I R_I + U_{II} R_{II} + U_{III} R_{III})} G_T \end{aligned} \quad (1.62)$$

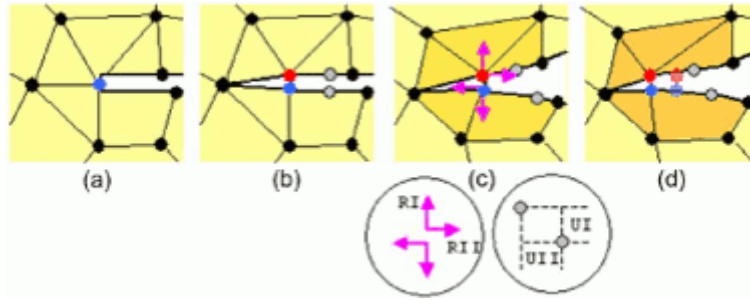


FIGURE 1.24: Représentation de la méthode VCE (Virtual Crack Extension)

Méthode Virtual Crack Closure Technique (VCCT) La méthode VCCT est incluse dans *Abaqus* depuis 2007 [Krueger 07]. Elle est basée sur l'hypothèse que l'énergie libérée lorsqu'une fissure se propage d'une distance Δa est identique à l'énergie nécessaire pour refermer la fissure, sous un même effort externe. Des éléments solides à 8 nœuds sont utilisés dans la représentation de la méthode en trois dimensions (figure 1.25). Les efforts de réaction X , Y , Z sont mesurés au nœud i et les taux de restitution d'énergie G_I , G_{II} , G_{III} peuvent être déterminés :

$$\begin{aligned} G_I &= -Z'_i(w' - w'^*)/(2\Delta ab) \\ G_{II} &= -X'_i(u' - u'^*)/(2\Delta ab) \\ G_{III} &= -Y'_i(v' - v'^*)/(2\Delta ab) \end{aligned} \quad (1.63)$$

Éléments cohésifs Les critères énergétiques permettent de traiter la propagation de la fissure et donc le délaminage des structures intégrées. Ils peuvent être aussi implémentés dans des éléments cohésifs. Dans un maillage éléments finis fin, une couche d'éléments surfaciques ou volumiques peut représenter un pli et différentes zones peuvent être définies selon différents concepts (figure 1.26). Quand le site d'amorce de la fissure est connu, des éléments cohésifs permettent de lier les deux plis adjacents correspondants. Cette méthode comporte des limites puisqu'il est souvent observé que la fissuration change d'interface de

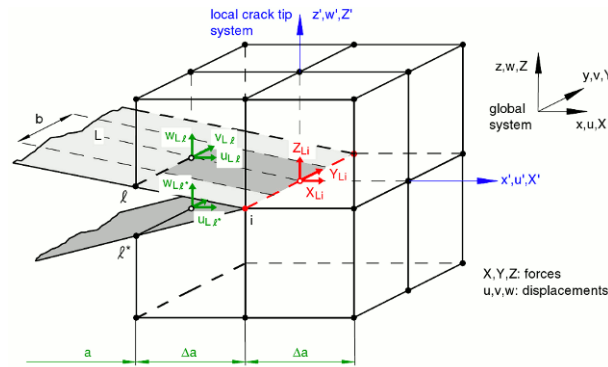


FIGURE 1.25: Représentation de la méthode VCCT (Virtual Crack Closure Technique) [Krueger 07]

propagation. Il est bien sûr possible de créer des éléments cohésifs entre chaque pli de tout le stratifié ce qui naturellement alourdit le modèle. Une solution apportée est donc de créer un maillage adaptatif qui crée et supprime les éléments cohésifs selon la propagation de la fissure et les zones d'intérêt [Huchette 09].

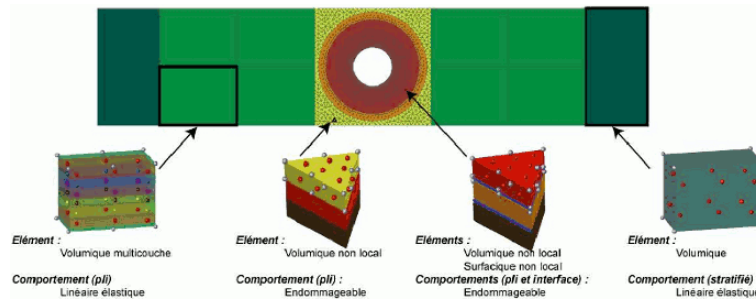


FIGURE 1.26: Représentation de l'utilisation d'éléments cohésifs dans des zones d'intérêts [Huchette 09]

1.4.4 Incertitudes et défauts de fabrication

L'obtention des paramètres hors plan souffre de nombreuses incertitudes. Par exemple, l'admissible en traction transverse E_T utilisé comme module hors plan $E_{T'}$ d'un pli unidirectionnel *IM7/8552* variait de 25% par rapport à la moyenne des résultats de trois laboratoires d'essai [Orifici 08e].

De même, d'autres travaux [Gill 09] se sont heurtés à des différences de 40% à 100% entre les taux de restitution d'énergie G_I selon que le site de fabrication était *Hexcel* ou la *NASA*, à cause de variations du procédé de fabrication. On voit que les incertitudes sur les propriétés mécaniques peuvent être importantes, et qu'elles semblent provenir principalement de l'influence du procédé de fabrication de la structure.

Ainsi, ces travaux se sont portés sur l'influence du procédé de mise en œuvre (*RTM*) sur la ténacité du tissu satin *G926* avec résine *RTM6* [Gill 09]. Les paramètres ayant le plus d'effet sont entre autres le taux de fibres et l'orientation des plis à l'interface (d'autres travaux existent sur ce paramètre [Bertolini 08]). Selon BRADLEY ET COHEN [Bradley 85], la ténacité est maximale pour une interface de résine ductile d'épaisseur importante, alors que pour une résine époxyde fragile une zone interlaminaire fine est optimale. RUSSELL [RUSSELL 87] a aussi observé que le pontage des fibres augmente lorsque les orientations entre deux plis se rapprochent.

1.4.5 Concepts de modélisation

De nombreux travaux portent sur l'analyse par éléments finis de structures aéronautiques, principalement aux États-Unis [Ambur 05, Rouse 06], en France [Bertolini 08] mais aussi dans le cadre de grands projets européens [Cocomat 08]. Une philosophie commune est menée même si les méthodes utilisées peuvent varier sensiblement. On peut voir dans la figure 1.27 qu'une approche globale permet de modéliser la pièce étudiée en entier, et une approche locale permet ensuite d'étudier plus précisément la zone d'intérêt. Pour prendre en compte la non-linéarité géométrique, le modèle global peut être linéaire et les champs de déplacements sont injectés dans les conditions aux limites du modèle local prenant en compte la non-linéarité géométrique. Cela apporte une réponse à la difficulté de représenter des conditions aux limites réalistes sur les modèles locaux. On notera tout de même que le modèle global peut être bien plus volumineux que celui présenté en figure 1.27, pour la modélisation de composants aéronautiques.

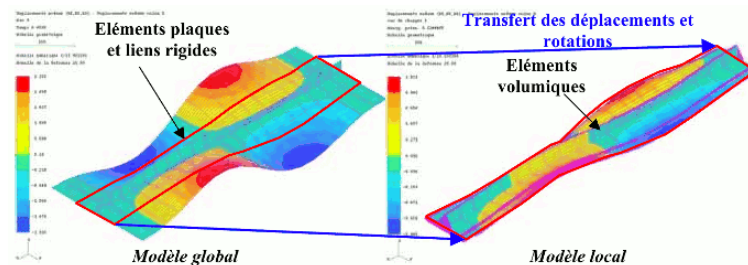


FIGURE 1.27: Approche globale-locale appliquée par BERTOLINI [Bertolini 08]

Des essais sont le plus souvent réalisés en même temps que le dimensionnement dans le but de le valider. Par exemple, AMBUR et ROUSE [Ambur 05, Rouse 06] ont élaboré une machine d'essai permettant de mettre en charge des panneaux autoraidis en matériaux composites, incluant un dommage et une conception sandwich, avec un chargement en pressurisation et compression. La procédure évidente est de conduire des études de sensibilité afin de déterminer les conditions aux limites de déplacement et d'effort. On peut aussi noter que les conditions aux limites en effort peuvent être introduites de différentes manières, comme à l'aide de « load actuators » [Ambur 05] ou par l'utilisation de Multi-Points Constraints (*MPC*) et de poutres [Orifici 08d].

Les modèles locaux peuvent être de différents types. BERTOLINI évoque l'utilisation d'un modèle local en éléments surfaciques, mais de dimensions géométriques du même ordre de grandeur que le modèle global. ORIFICI propose quant à lui l'utilisation d'un modèle 2D en déformations planes permettant d'appliquer un critère d'initiation où chaque pli est représenté par un élément 2D, ainsi qu'un modèle tridimensionnel permettant de mettre en évidence l'initiation en bord de semelle (figure 1.28). D'autres travaux [Orifici 08b] utilisant l'approche *VCCT* consistent par ailleurs à une approche voisine de BERTOLINI avec un modèle local en contraintes planes modélisé en coques. Certains travaux abordent les détails d'une modélisation locale tridimensionnelle du délaminage de structure en co-bonding [Krueger 07], par application de l'approche *VCCT*, où les plis sont constitués d'un ou plusieurs éléments (figure 1.29).

Une remarque importante sur l'approche suivie par ORIFICI est que l'identification de la zone critique du modèle global est laissée à l'appréciation du calculateur. Sur ce type de modèle global, l'identification est relativement simple, mais on peut penser que sur un modèle global de plus grande envergure il serait intéressant de rechercher une méthode d'identification des zones critiques permettant de déployer la méthode industriellement.

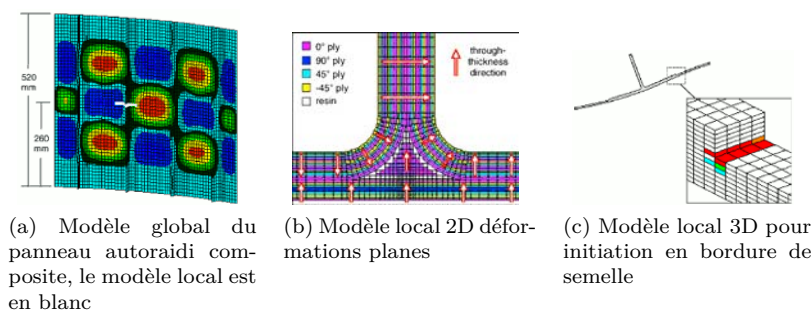


FIGURE 1.28: Approche globale-locale appliquée par ORIFICI [Orifici 08e, Orifici 08d]

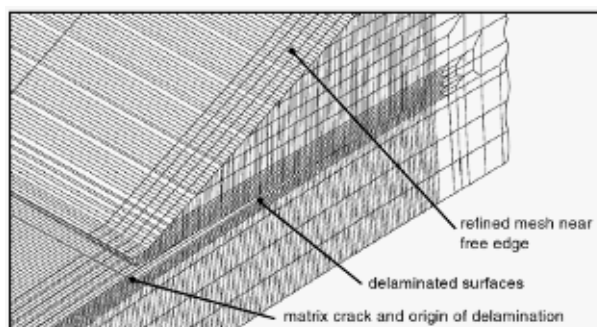


FIGURE 1.29: Approche locale appliquée par KRUEGER [Krueger 07]

1.4.6 Conclusions sur la décohésion des structures intégrées

Il est important de discerner le processus de délamination en deux phases. Les critères de rupture hors plan en contraintes sont bien adaptés à la recherche de la phase d'initiation de la rupture (ou amorce de la fissure), et les critères énergétiques peuvent être appliqués efficacement pour suivre la phase de propagation de la rupture. Les critères en déformation semblent se situer un peu entre les deux, et semblent bien adaptés à l'étude de l'endommagement et de la tolérance aux dommages.

Tous les critères pouvant être appliqués à ces deux phases souffrent cependant de la dispersion des caractéristiques mécaniques hors plan des matériaux composites. Il existe alors des approches probabilistes pour la prendre en compte correctement dans le dimensionnement. Ces approches n'ont pas été étudiées en détail, mais semblent avoir un intérêt certain pour construire des modèles robustes.

La modélisation est généralement réalisée selon une approche globale-locale qui paraît être une bonne méthode pour focaliser ensuite l'étude sur les zones critiques qui ne peuvent pas être étudiées directement par le modèle global. Aucune méthode permettant d'identifier les zones critiques du modèle global n'est proposée dans les travaux déjà réalisés, ce qui pourrait être une piste intéressante. L'utilisation d'éléments cohésifs entre chaque pli est possible et l'initiation de la rupture pourrait être recherchée par des critères de rupture en contraintes. Cela permettrait de considérer que la décohésion peut se produire entre tous les plis de la structure.

Enfin, on notera que de par l'utilisation de plis tissés, on recherchera à utiliser des propriétés de plis tissés et des critères adaptés. En effet, les propriétés mécaniques des plis tissés sont évaluées expérimentalement à l'échelle du pli tissé, composé de fibres dans deux directions. On préférera donc utiliser directement ce type de propriétés plutôt que celles d'uni-directionnels (approche nappes équivalentes).

Chapitre 2

Propriétés mécaniques

Sommaire

2.1	Introduction	44
2.2	Essais de caractérisation des matériaux composites	46
2.2.1	Essais de caractérisation des propriétés planes des matériaux composites	46
2.2.2	Essais de contrôle santé matière	50
2.2.3	Essais de caractérisation pour le dimensionnement de la décohésion des structures intégrées	52
2.3	Cisaillement hors plan	56
2.3.1	Fabrication d'un stratifié épais	59
2.3.2	Détermination du taux de fibres et de porosité	60
2.3.3	Fabrication et préparation des éprouvettes	61
2.3.4	Montage expérimental	63
2.3.5	Résultats	64
2.3.6	Conclusions	70
2.4	Traction hors plan	72
2.4.1	Fabrication de la plaque	73
2.4.2	Fabrication et préparation des éprouvettes	73
2.4.3	Montage expérimental	75
2.4.4	Résultats	76
2.4.5	Conclusions	79
2.5	Essais complémentaires par la caractérisation ultrasonore	79
2.5.1	Types d'ondes ultrasonores	79
2.5.2	Équations de propagation dans un solide orthotrope	80
2.5.3	Équations du problème inverse	81
2.5.4	Dispositif de caractérisation par contact direct	83
2.5.5	Résultats	84
2.6	Conclusions	85

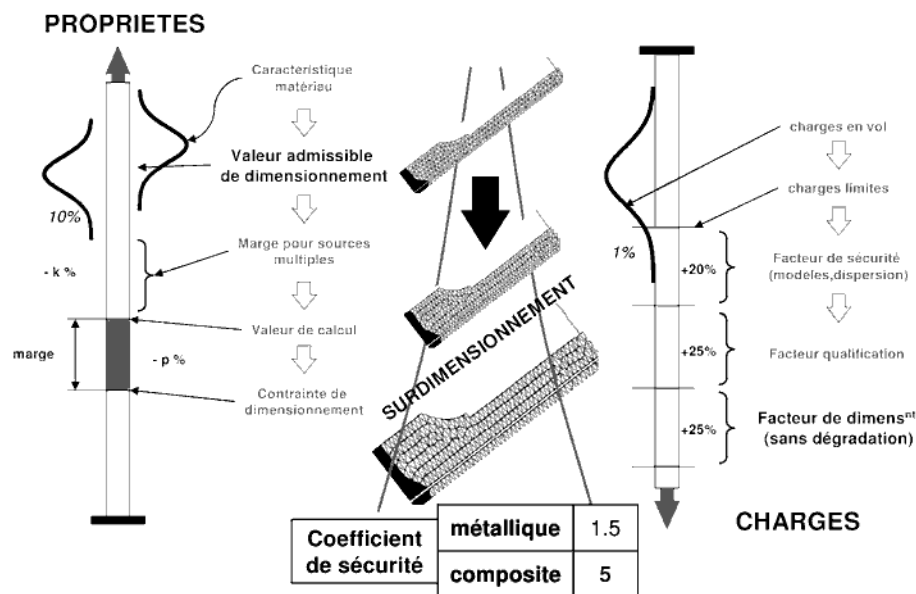


FIGURE 2.1: Description des coefficients d'abattements sur les propriétés mécaniques et sur les charges admissibles [Leroy 09]

2.1 Introduction

Généralement, toute propriété mécanique utilisée dans un dimensionnement mécanique est issue d'une caractérisation expérimentale. Les propriétés de la fibre et de la matrice sont caractérisées à partir d'essais mécaniques, et peuvent permettre d'obtenir les propriétés du pli (passage de l'échelle microscopique à l'échelle mésoscopique) en utilisant des lois d'homogénéisation ou les lois des mélanges. Les propriétés du pli peuvent aussi être obtenues à partir d'essais mécaniques réalisés directement à l'échelle mésoscopique. Généralement, les lois des mélanges sont utilisées pour calculer des propriétés de prédimensionnement car la composition d'un matériau composite à fibres longues est connue dès les premières phases de dimensionnement. D'un autre côté, obtenir les propriétés mécaniques des plis qui constituent la pièce à dimensionner permet de prendre en compte les variations du procédé de fabrication (c'est-à-dire variation du taux de fibres et de porosité).

Approche déterministe pour le dimensionnement des matériaux composites Dans le cadre d'un dimensionnement mécanique de pièce industrielle, les résultats des essais sont traités statistiquement dans le but d'obtenir les valeurs B des propriétés mécaniques mesurées : une valeur B est une propriété mécanique au-dessus de laquelle on trouvera 90% de la population pour un degré de confiance de 95% [Defense 02]. Cela permet de s'affranchir de toute variation pouvant avoir une répercussion sur la tenue mécanique des pièces, mais d'un autre côté cela mène à surdimensionner les pièces. En effet, plusieurs autres coefficients d'abattement peuvent encore réduire les propriétés et augmenter les charges, ce qui peut mener à des coefficients de sécurité de 5 utilisés pour le dimensionnement des matériaux composites, coefficient de l'ordre de 1,5 pour les matériaux métalliques [Leroy 09]. Il est possible de suivre une approche probabiliste qui peut prendre en compte chacune des incertitudes correspondantes. Les différentes marges incluses au niveau des propriétés mécaniques et des charges admissibles sont représentées en figure 2.1.

Pourtant, l'approche déterministe reste largement utilisée industriellement, jusqu'à ce que des modèles

soient suffisamment matures pour inclure les incertitudes. La valeur discrète obtenue par les modélisations numériques est donc comparée à une valeur critique prenant en compte certains coefficients d'abattement. Prendre en compte des propriétés mécaniques moyennes permet toutefois de s'approcher au mieux des réponses réelles des pièces sous charge. C'est pour cela que les propriétés moyennes sont utilisées dans cette étude.

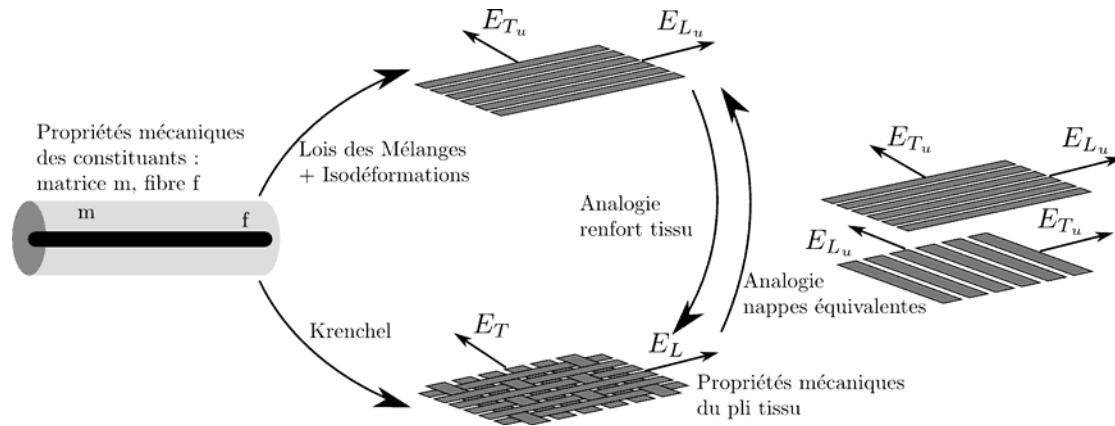


FIGURE 2.2: Représentations des analogies nappes équivalentes / renfort tissu

TABLEAU 2.1: Valeur du facteur de distribution de l'orientation des fibres η_0

η_0	Type de pli
1	Unidirectionnel - sens longitudinal
0	Unidirectionnel - sens transverse
1/2	0°/90°
3/8	Aléatoire dans le plan
1/4	+/- 45°

Analogie nappes équivalentes / renfort tissu On distingue deux démarches pour l'étude du pli tissu (figure 2.2). La première démarche, que l'on peut appeler *analogie nappes équivalentes*, consiste à étudier le pli tissu comme la superposition de deux nappes unidirectionnelles équivalentes, une couche chaîne orientée à 0° et une couche trame orientée à 90°. Cette démarche présente l'intérêt d'appliquer des critères de rupture simples où la rigidité transverse est négligée [Yamada 78].

L'autre approche, que l'on peut appeler *analogie renfort tissu*, permet de faciliter l'étude en considérant le pli tissu comme une seule couche de stratifié. Les propriétés des nappes unidirectionnelles sont obtenues à partir des propriétés des constituants fibres/matrice disponibles dans les données fournisseur. À cet effet, on utilise la loi des mélanges avec les propriétés mécaniques des constituants ainsi que la masse surfacique du stratifié, l'épaisseur couche, la masse volumique des fibres et celle de la matrice ; puis on remonte aux propriétés mécaniques du pli tissu. Évidemment, les propriétés expérimentales peuvent aussi être directement utilisées pour le pli tissu.

En 1964, un facteur de distribution de l'orientation des fibres η_0 a été proposé [Krenchel 64]. η_0 permet

de calculer le module d'Young d'un pli donné réel à partir des propriétés mécaniques des constituants fibre/matrice (équation 2.1).

$$\eta_0 = \sum_{i=1}^M V_{fi} \cos^4 \theta_i \quad (2.1)$$

Où V_{fi} est le pourcentage de fibres à l'angle θ_i , et M est le nombre d'intervalles de θ_i . η_0 prend une valeur finie selon le type de pli étudié (tableau 2.1)

La Loi des Mélanges permet alors de calculer le module du composite E_c en prenant en compte le facteur η_0 (équation 2.2).

$$E_c = \eta_0 V_f E_f + V_m E_m \quad (2.2)$$

Il faut toutefois noter que les mèches de chaîne et de trame sont plus ou moins entrelacées selon les armures des tissus, et que cette démarche permet seulement de donner des propriétés approchées. Le module de cisaillement et le coefficient de Poisson ne peuvent pas être déterminés par cette démarche. Ces analogies permettent de dimensionner des structures en contraintes planes, mais les propriétés hors plan sont différentes et doivent être déterminées. Pour la suite, on considère le pli tissu en lui-même.

2.2 Essais de caractérisation des matériaux composites

2.2.1 Essais de caractérisation des propriétés planes des matériaux composites

Les propriétés mécaniques du pli sont obtenues à partir d'essais mécaniques à l'échelle du stratifié. Ces essais, réalisés sur des éprouvettes découpées dans des plaques de stratifié identique à celui utilisé pour fabriquer la structure finale, sont décrits dans cette partie. On développera la démarche complète par la suite pour deux types d'essais spécifiques (cisaillement Iosipescu et traction hors plan).

2.2.1.1 Essai de traction

L'essai de traction est un essai de base pour caractériser le module d'Young longitudinal en traction $E_{1\text{-traction}}$ et le coefficient de Poisson ν_{12} . D'autres caractéristiques de contrainte et de déformation sont aussi déterminées selon la courbe contrainte-déformation obtenue. Pour l'étude des matériaux composites, on détermine généralement au point de rupture, la contrainte à la rupture en traction $\sigma_{1\text{-traction}}^R$ et la déformation longitudinale à la rupture $\varepsilon_{1\text{-traction}}^R$.

La géométrie des éprouvettes utilisées peut être de différentes formes. En effet, la forme la plus simple est rectangulaire [ASTMD5083 10], forme qui conduit souvent à des ruptures dues à des concentrations de contraintes aux extrémités des éprouvettes dans ou au ras des mors. Une solution pour éviter ces

types de ruptures non souhaitées est d'usiner les éprouvettes en forme d'haltère [ASTMD638 10], pour faire augmenter les contraintes dans la zone utile de l'éprouvette par rapport à ses extrémités (forme plutôt adaptée à des matériaux de faible module et à faible taux de fibres). Cependant, une résistance en cisaillement des extrémités trop faible peut engendrer une rupture prématurée de celles-ci. L'utilisation de talons de tissus à $\pm 45^\circ$ permet alors d'augmenter la résistance en cisaillement des extrémités [ASTMD3039 08]. Il est aussi possible de biseauter les talons afin de rendre l'épaisseur progressive et de diminuer la concentration de contraintes. Selon le type de matériau, il apparaît donc important de bien déterminer la forme géométrique des éprouvettes testées.

Pour obtenir le module d'Young longitudinal en traction $E_{1\text{-traction}}$, le coefficient de Poisson ν_{12} et la contrainte à la rupture $\sigma_{1\text{-traction}}^R$, la contrainte appliquée $\sigma_1 = F/A$ (où A correspond à la section de l'éprouvette) est calculée. Les déformations longitudinales et transversales sont mesurées par deux jauges extensométriques. Le module d'Young $E_{1\text{-traction}}$ est la pente de la courbe $\sigma = f(\varepsilon)$. La contrainte à la rupture $\sigma_{1\text{-traction}}^R$ est la contrainte mesurée à la rupture de l'éprouvette. Le rapport des déformations transversale ε_{22} et longitudinale ε_{11} permet d'obtenir le coefficient de Poisson $\nu_{12} = -\varepsilon_{22}/\varepsilon_{11}$.

Les modes de rupture peuvent varier selon le matériau testé, mais il est seulement nécessaire de vérifier que la rupture ne se produit pas dans les mors ou au niveau de défauts éventuels. Le mode de rupture doit être relevé.

2.2.1.2 Essai de compression

Les caractéristiques en compression d'un pli peuvent être plus faibles que celles en traction et il est donc nécessaire de caractériser aussi le module d'Young en compression. Il existe de nombreuses méthodes permettant d'obtenir le module d'Young longitudinal en compression $E_{1\text{-compression}}$ et la contrainte à rupture en compression $\sigma_{1\text{-compression}}^R$, mais aucune n'apparaît plus recommandée qu'une autre. En effet l'essai de compression est fortement influencé par le montage d'essai, entraînant l'apparition de différents modes de rupture. Un serrage et un guidage sont nécessaires pour éviter l'éclatement des extrémités et un flambement de la zone d'étude de l'éprouvette, mais les montages avec un serrage et un guidage excessifs peuvent conduire à surestimer les admissibles [Miracle 01]. Les méthodes d'essais se différencient ainsi par le choix de guider [ASTMD695 10] ou non [ASTMD3410 08] les bords de l'éprouvette. Aussi, on peut distinguer les méthodes qui chargent l'éprouvette en compression aux extrémités, de celles qui chargent les extrémités en cisaillement. Le chargement peut aussi être mixte.

La méthode de détermination des propriétés mécaniques est similaire à l'essai de traction.

Lorsque les bords de l'éprouvette ne sont pas guidés, il est nécessaire de vérifier que l'éprouvette ne flambe pas. Cela est réalisé en installant une jauge extensométrique sur chaque face a et b de l'éprouvette, et en vérifiant l'inégalité de l'équation 2.3 on s'assure que la flexion de l'éprouvette est admissible. ε_{11}^a et ε_{11}^b sont les déformations longitudinales des jauges extensométriques placées sur les faces a et b de l'éprouvette respectivement. Ce pourcentage de flexion doit être inférieur à 5% ou à 10% selon la norme utilisée.

$$\left| \frac{\varepsilon_{11}^b - \varepsilon_{11}^a}{\varepsilon_{11}^b + \varepsilon_{11}^a} \right| \leq 0,1 \quad (2.3)$$

De la même manière qu'en essai de traction, l'éprouvette ne doit pas rompre dans les mors et tous les modes de rupture dans la zone utile de l'éprouvette sont acceptables.

2.2.1.3 Essai de traction à $\pm 45^\circ$

L'essai de traction à $\pm 45^\circ$ vise à caractériser les propriétés de cisaillement dans le plan. Cet essai est largement utilisé de par sa simplicité de mise en œuvre, pour déterminer la contrainte de cisaillement à la rupture τ_{12}^R , le module de cisaillement G_{12} et la déformation de cisaillement à la rupture γ_{12}^R . Une éprouvette de géométrie similaire à l'essai de traction, mais constituée d'un empilement de plis à $\pm 45^\circ$ est utilisée. Deux jauges extensométriques placées à 0° et à 90° de l'axe d'application de l'effort permettent de mesurer la déformation de cisaillement $\gamma_{12} = \varepsilon_{11} - \varepsilon_{22}$. La contrainte de cisaillement est calculée selon $\tau_{12} = F/(2A)$. Le module de cisaillement G_{12} est calculé pour une variation de τ_{12} correspondant à une variation de γ_{12} de $1000 \mu\varepsilon$ à $5000 \mu\varepsilon$, selon $G_{12} = \Delta\tau/\Delta\gamma$ [ASTMD3518 07].

Toutefois, l'échantillon n'est pas soumis à un état de cisaillement pur et des contraintes de traction subsistent au niveau de la zone de mesure des jauges. C'est pour cette raison que la valeur de la déformation de cisaillement γ_{12} ne doit pas dépasser $5000 \mu\varepsilon$ [Miracle 01].

2.2.1.4 Essai de flexion 3 points

Les essais de flexion trois points sont largement utilisés pour compléter les données obtenues par les essais précédents, car ils sont simples à mettre en place. La figure 2.3 montre les dimensions caractéristiques pour la mise en place d'un essai de flexion trois points. Ce type d'essai permet de déterminer soit les propriétés en flexion [ASTMD790 10] soit les propriétés en cisaillement interlaminaire [ASTMD2344 06]. La théorie des poutres permet ainsi d'exprimer dans l'équation 2.4 les contraintes de traction/compression (contrainte normale en flexion σ_f) et la contrainte de cisaillement interlaminaire τ_{13} (aussi appelée τ_{ILSS} pour « Interlaminar Shear Strength » ILSS, ou cisaillement interlaminaire).

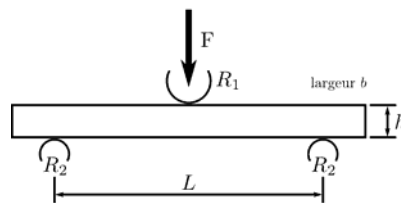


FIGURE 2.3: Essai de flexion 3 points

$$\begin{aligned}\sigma_f &= \pm \frac{3FL}{2bh^2} \\ \tau_{13} &= \frac{3F}{4bh}\end{aligned}\tag{2.4}$$

Ainsi, selon la distance entre appuis L et l'élançement de l'éprouvette L/h (avec h la hauteur de l'éprouvette), la rupture se produit en traction/compression ou bien en cisaillement interlaminaire. Par exemple, pour les composites à fibres de carbone, le rapport L/h doit être supérieur à 40 pour que la rupture se produise en traction-compression [NFENISO14125 98]. Pour que la rupture se produise en cisaillement interlaminaire, l'élançement doit être inférieur à 6 [ASTMD2344 06] pour rendre la contrainte σ_f négligeable par rapport à τ_{13} qui ne dépend pas de la longueur entre appuis. On parle aussi d'essai SBS pour « Short Beam Shear » ou bien S3PB pour « Short Three Point Bending ».

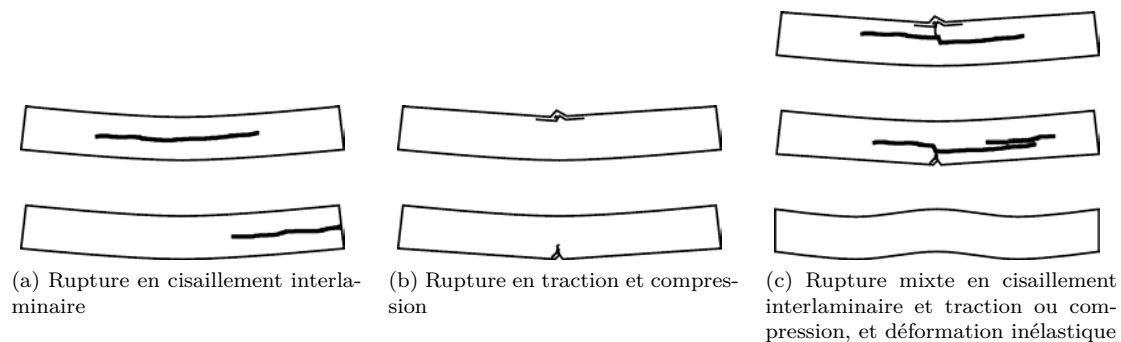


FIGURE 2.4: Modes de rupture possibles dans l'essai de cisaillement interlaminaire

Le mode de rupture en cisaillement interlaminaire ou en traction/compression doit donc être observé sur les éprouvettes post-mortem, comme le montre la figure 2.4. Selon les résultats recherchés, il faut observer le mode de rupture correspondant.

Les propriétés obtenues par les essais de flexion trois points souffrent d'un manque de précision à cause des modes de rupture souvent difficiles à mettre en évidence. Il peut en effet être difficile de distinguer les deux modes de rupture, en mode mixte où lorsque la rupture initiée en compression se propage.

De plus, pour les propriétés en flexion (pour de grands élancements), les flèches à rupture sont importantes, ce qui rend leur mesure plus complexe et nécessite des corrections pour le calcul des contraintes.

Au contraire, la faible distance entre appuis, nécessaire à la mesure des propriétés de cisaillement interlaminaire, provoque des contraintes de contact aux points de chargement qui influencent la répartition des déformations dans l'épaisseur et dans la longueur de l'éprouvette. La rupture est donc rarement une rupture en cisaillement pur. Malgré tout, ces essais sont largement utilisés pour obtenir des admissibles pour le dimensionnement des matériaux composites.

Il est également possible d'utiliser la méthode SBS pour caractériser le module de cisaillement interlaminaire G_{13} [Gill 09]. En effet, en faisant augmenter la distance entre appuis, la contribution de la flexion dans la flèche totale augmente par rapport à la flèche due à l'effort tranchant qui reste constante. Les valeurs des modules mesurés par cette méthode restent cependant sous-estimées. Dans la suite, le module de cisaillement hors plan G_{13} ainsi que τ_{13} seront caractérisés par une méthode plus adaptée.

2.2.1.5 Conclusions sur les essais de caractérisation des propriétés planes des matériaux composites

Les essais utilisés habituellement pour caractériser les matériaux composites ont été décrits. Il existe d'autres essais qui permettent également d'obtenir les propriétés mécaniques. Des essais de compression après impact, d'éprouvettes trouées ou habitées (vis, rivet, etc.) sont aussi très utilisés pour obtenir des coefficients d'abattement sur ces propriétés.

D'autre part, il n'existe pas de définition universelle d'un mode de rupture valide ou non valide. C'est pour cela que le mode de rupture de chaque éprouvette doit être évalué avec attention avant de pouvoir utiliser les données expérimentales mesurées [Miracle 01].

TABLEAU 2.2: Propriétés du couple matériau G0926/RTM6 données par Hexcel. Épaisseur du pli de 0,37mm pour un taux volumique de fibres de $V_f = 60\%$, à température ambiante [Hexcel 10b, Hexcel 10a]

Propriété	Moyenne [MPa]	Norme utilisée	Essai réalisé
$E_L = E_T$ en compression	60000	[prEN2850 97]	Compression
$E_L = E_T$ en traction	63000	[EN2597 98]	Traction
G_{LT}	4300	[AITM1-0002 98]	Traction à $\pm 45^\circ$
$X_T = Y_T$	860	[EN2597 98]	Traction
$X_C = Y_C$	700	[prEN2850 97]	Compression
S_{12}	100	[AITM1-0002 98]	Traction à $\pm 45^\circ$
τ_{13}	67	[NFEN2563 97]	Flexion 3 points

Les essais de traction et de compression permettent d'obtenir le module d'Young longitudinal en traction $E_{1\text{-traction}}$ et le module d'Young longitudinal en compression $E_{1\text{-compression}}$. Dans le dimensionnement mécanique d'une pièce, il est délicat de déterminer quel module d'Young utiliser. Si l'état de chargement est clairement de la traction ou de la compression, il est possible d'admettre d'utiliser l'un ou l'autre des deux modules d'Young. Dans la plupart des cas réels, les états de chargement sont combinés et plusieurs approches peuvent être suivies pour attribuer une valeur au module d'Young (on peut par exemple utiliser arbitrairement la moyenne des modules en traction et compression). Par la suite on notera E_1 le module d'Young longitudinal.

Les essais précédemment décrits permettent aussi de caractériser les propriétés planes du pli dans le sens transversal. Cette approche est particulièrement délicate pour les unidirectionnels qui ont des propriétés faibles dans cette direction. Le tissu utilisé dans le cadre de ces travaux est le G0926 qui est un tissu d'armure satin, infusé avec la résine RTM6. Ce tissu est parfaitement équilibré et les propriétés longitudinales et transversales sont donc considérées équivalentes. Les propriétés mécaniques du fabricant du G0926/RTM6 sont données dans le tableau 2.2 et seront utilisées pour les travaux de modélisation qui suivront. Les variables prennent une notation couramment utilisée pour la modélisation en contraintes planes, avec les indices des modules et du coefficient de Poisson L et T pour le sens Longitudinal et Transversal respectivement, et les indices des admissibles T et C pour la Traction et la Compression respectivement. Les admissibles dans le sens longitudinal sont notés X et Y dans le sens transversal. L'admissible en cisaillement est noté S_{12} . Les normes utilisées pour caractériser ces propriétés sont équivalentes aux normes ASTM données précédemment en référence dans le texte, et l'essai correspondant à chacune d'elles est indiqué.

2.2.2 Essais de contrôle santé matière

Afin de vérifier qu'une éprouvette est conforme aux spécifications recherchées, on réalise des essais pour contrôler la santé de la matière. Les spécifications essentielles sont le taux de fibres et de porosité, qui nécessitent la réalisation de mesures de densité [ISO1183-1 04] et de dissolution [EN2564 98] sur des échantillons prélevés dans les mêmes plaques que les échantillons. Ces mesures sont donc destructives.

Les techniques CND (Contrôle Non Destructif) viennent alors en complément pour vérifier la santé matière avant essai, et éventuellement indiquer les phénomènes de rupture après essai. Elles ne nécessitent

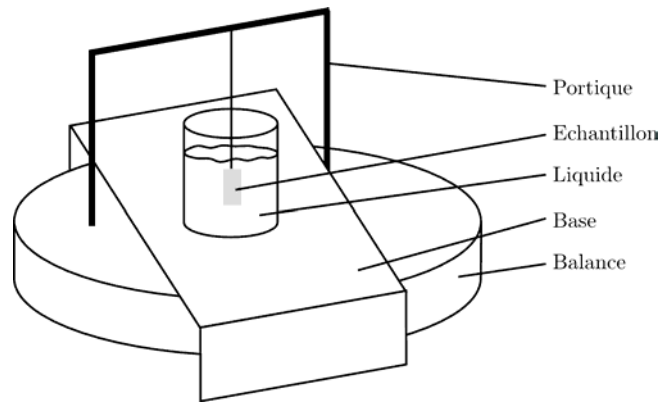


FIGURE 2.5: Mesure de densité par immersion

pas de détruire encore plus la structure. Il existe une grande variété de techniques CND, allant du contrôle visuel aux techniques d'échographie ultrasonore qui sont très répandues dans le contrôle des pièces aéronautiques. On peut également citer la thermographie infra rouge et la tomographie à rayons X. Le principe des techniques CND est l'envoi et la mesure d'un signal transitant dans l'épaisseur du matériau. Les discontinuités dans les temps de passage ou dans l'amplitude des signaux reçus indiquent alors différents types de défauts internes ou de surface. Pour les matériaux composites ces défauts peuvent être de type inclusions, porosités, fissures et délaminages. Dans la suite, on s'intéressera au contrôle ultrasonore.

La mesure du taux de fibres de carbone ne peut être effectuée que par la méthode de dissolution de la résine. En effet, la calcination, utilisée avec les fibres de verre, n'est pas adaptée car le carbone réagit avec le dioxygène de l'air pour former du CO ou du CO_2 , se volatilisant ainsi en même temps que la résine.

Mesure de densité La méthode A de la mesure de densité [NFENISO14125 98] est utilisée. Cette méthode consiste en la mesure de la masse de l'échantillon à l'air libre $M_{ech-air}$ et en immersion $M_{ech-liquide}$ dans un liquide de densité ρ_l (figure 2.5). La poussée d'Archimède permet de déterminer la densité du composite ρ_c de l'échantillon selon l'équation 2.5.

$$\rho_c = \frac{M_{ech-air} \times \rho_l}{M_{ech-air} - M_{ech-liquide}} \quad (2.5)$$

Mesure du taux de fibres et de porosité Les taux de fibres et de porosité sont obtenus par attaque acide selon la méthode A de dissolution [EN2564 98]. Une mesure à la fois est réalisée. La résine est dissoute sous l'action de l'acide sulfurique H_2SO_4 , du peroxyde d'hydrogène H_2O_2 et de la chaleur. La masse des fibres est pesée après filtrage de la solution dans un verre fritté et séchage, et les taux de fibres V_f et de porosité V_0 sont donnés par les équations 2.6, après avoir déterminé le taux de fibres massique W_f . Il est nécessaire de connaître la masse volumique des fibres ρ_f et de la résine ρ_r qui sont des données du fabricant et qui peuvent être également déterminées séparément.

$$\begin{aligned} V_f &= W_f \frac{\rho_c}{\rho_f} \\ V_0 &= 100 - \left(W_f \cdot \frac{\rho_c}{\rho_f} + (100 - W_f) \cdot \frac{\rho_c}{\rho_r} \right) \end{aligned} \quad (2.6)$$

TABLEAU 2.3: Propriétés mécaniques recherchées et méthodes d'essai correspondantes

Type d'essai	Propriétés	Nom de la norme	ASTM	ISO	Notes
Traction hors plan	$Z_T, E_3, \varepsilon_3^R$	Standard Test Method for Through-Thickness Flatwise Tensile Strength and Elastic Modulus of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite Material	D7291	-	Des essais sur des éprouvettes de forme carrée permettent de caractériser la rupture cohésive des sandwichs
		Standard Test Method for Measuring the Curved Beam Strength of a Fiber-Reinforced Polymer-Matrix Composite	D6415	-	Module non déterminé
Cisaillement hors plan	Dans un plan donné : S, G, γ^R	Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method (Iosipescu)	D5379	-	La norme ISO n'est disponible que pour les céramiques (ISO 20505 et 20506)
		Standard Test Method for In-Plane Shear Strength of Reinforced Plastic (DNC)	D3846	ISO 1412 1997	Moins bonne répartition du champ de déformations
		V-Notched Shear Specimens for the Inclined Double Notch Shear Test (IDNS)	-	-	DNC amélioré, en cours de développement en traction et compression

On notera que l'erreur absolue sur la détermination du taux volumique de porosité est de l'ordre de $\pm 1\%$ en raison des incertitudes cumulées sur les masses volumiques [EN2564 98].

2.2.3 Essais de caractérisation pour le dimensionnement de la décohésion des structures intégrées

Des critères de rupture en contraintes planes peuvent être appliqués à partir des propriétés données dans le tableau 2.2, mais il est aussi nécessaire de tester les matériaux en traction et cisaillement hors plan pour obtenir les propriétés mécaniques qui sont utilisées dans les critères d'initiation du délaminage. Les propriétés recherchées et les méthodes permettant de les obtenir sont données dans le tableau 2.3. Deux méthodes de caractérisation des propriétés hors plan seront menées, en traction et cisaillement, pour compléter les propriétés qui définissent le pli tissu G0926/RTM6 utilisé.

Comme les propriétés hors plan souffrent d'une certaine variabilité [Orifici 08d, Potter 08], il pourrait être possible de coupler les méthodes de mesures habituelles (capteurs d'effort et jauges de déformation) avec des méthodes qui permettent de suivre les champs de déplacements. En effet, la mesure par jauges extensométriques donne une information locale des déformations qui peuvent ne pas être homogènes sur la surface utile. Plusieurs techniques permettent néanmoins de mesurer des champs cinématiques à la surface d'une éprouvette. Parmi celles-ci, on peut citer l'« Electronic Speckle Pattern Interferometry » (ESPI) qui peut être utilisée pour obtenir les champs de déplacements lors d'un essai Iosipescu [Peronnet 09] ou lors d'essais DNC et IDNS [Melin 00]. Les méthodes de corrélation d'images peuvent également être utilisées. Elles permettent une mesure en temps réel, sans interruption de l'essai (contrairement à certains systèmes d'ESPI). Si l'ESPI est très performant en petites déformations, la corrélation d'images, quant

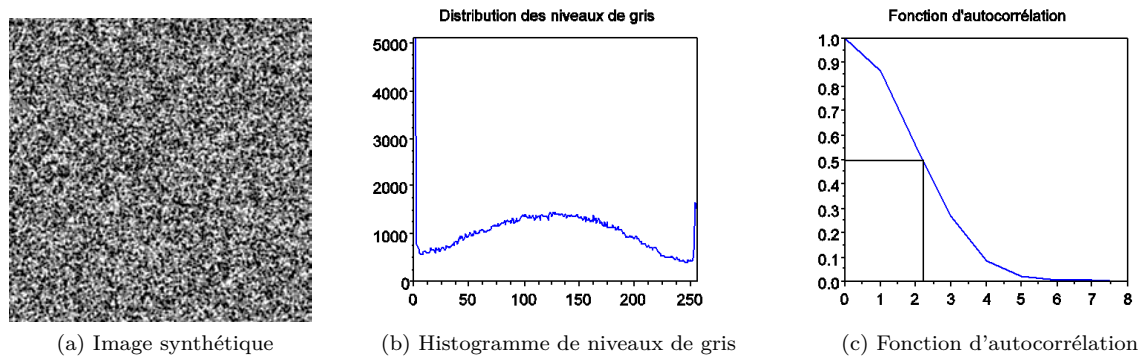


FIGURE 2.6: Caractérisation du mouchetis [Fazzini 09]

à elle, permet de suivre les grandes déformations avec beaucoup de précision. Les processus de rupture peuvent être identifiés par des techniques telles que l'émission acoustique [Toubal 06], la thermographie infrarouge ou la microscopie.

Les jauges extensométriques permettent seulement d'obtenir les modules élastiques jusqu'à décollement des jauges, et les admissibles à partir de l'effort maximal enregistré sur la machine.

2.2.3.1 Mesure optique par corrélation d'images

La technique de corrélation d'images est une méthode optique sans contact de mesure de champs cinématiques 2D. Deux états distincts de déformation (un état de référence et un état déformé) sont mis en correspondance grâce à deux images numériques prises lors de ces étapes. La corrélation d'images ne permet de mesurer que des déformations planes et nécessite que le plan de déformation et le plan image de la caméra soient parallèles et le restent pendant l'essai. Un capteur CCD (Charge Coupled Device) discrétise les images spatialement et une valeur de niveau de gris est donnée à chaque pixel. Un coefficient de corrélation est optimisé sur le voisinage des pixels de la première image pour déterminer leur position dans la seconde image. Le pixel et son voisinage sont appelés fenêtre de corrélation.

Le logiciel Aramis de Gom Software est utilisé pour capturer les d'images de la structure ; et pour mesurer les déplacements et calculer les champs de déformation. Ainsi, à partir de la position x_{n-1} et x_{n+1} et des déplacements u_{n-1} et u_{n+1} des points voisins, les déformations sont calculées par différences finies centrées (équation 2.7).

$$\varepsilon = \frac{u_{n+1} - u_{n-1}}{2s} \quad (2.7)$$

Avec : $s = x_{n+1} - x_n = x_n - x_{n-1}$

Il est nécessaire de créer un mouchetis sur la pièce pour que chaque pixel soit identifiable sur chaque image.

Le mouchetis est créé sur la structure à mesurer en appliquant de la peinture noire et blanche. Chaque pixel est codé sur 8 bits, ce qui permet 256 niveaux de gris (de 0 à 255). La figure 2.6a donne par exemple un mouchetis synthétique « parfait » qui a servi à appliquer des sollicitations théoriques afin de caractériser l'algorithme de corrélation [Fazzini 09]. Ainsi, un mouchetis optimal correspond à une

répartition normale des niveaux de gris, comme le montre la figure 2.6b. La fonction d'autocorrélation normée et centrée est calculée sur l'image de référence et l'abscisse à sa demi-hauteur correspond au rayon d'autocorrélation, valeur qui peut être rapportée à la taille du mouchetis (figure 2.6c).

L'intérêt d'utiliser une méthode de corrélation d'images dans la caractérisation expérimentale est de pouvoir suivre tous les déplacements et les déformations sur toute la surface de la structure pendant l'essai. Ce type de technique étant récent, il ne bénéficie pas de norme. Un premier avantage de la corrélation d'images est qu'elle est réalisée sans contact, la préparation de l'éprouvette est donc simplifiée. Mais surtout, les déplacements et les déformations peuvent être mesurés sur toute la surface de l'éprouvette. Cela est particulièrement utile sur des essais souffrant d'un manque d'homogénéité des champs cinématiques, comme c'est le cas dans l'essai de cisaillement hors plan qui est réalisé dans la section suivante.

2.2.3.2 Cisaillement hors plan

L'objectif des essais de cisaillement hors plan est de caractériser les propriétés de cisaillement dans le plan 13 (équivalent du plan 23 pour les plis tissés), comme il est possible de le faire dans le plan 12 avec les essais de traction à $\pm 45^\circ$. Il existe des études énumérant les méthodes d'essais qui peuvent être utilisées [Olsson 11] : S3PB (Shear 3 Points Bending), Iosipescu (V-notched beam method), « V-notched rail shear test », DNC (Double Notch Compression test), IDNS (Inclined Double Notch Shear test), et éprouvettes Arcan.

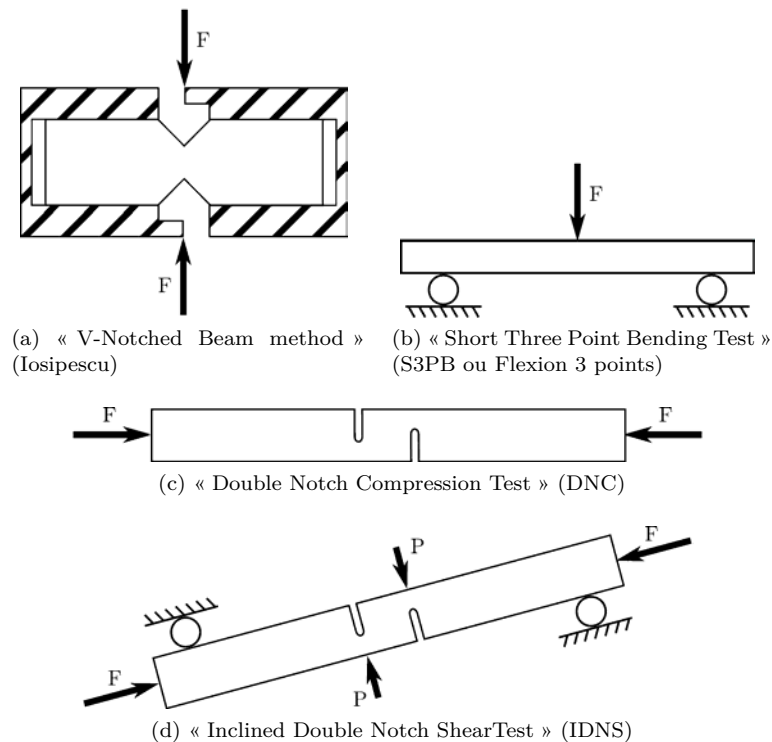


FIGURE 2.7: Méthodes de caractérisation des propriétés de cisaillement dans les matériaux composites [Melin 00]

D'autres études s'attachent à comparer certaines de ces méthodes par rapport à la répartition du champ de déformation dans la section d'éprouvettes composites [Melin 00], méthodes qui sont représentées dans

la figure 2.7. Ces travaux partent du constat que la répartition du champ de déplacement produit par les méthodes actuelles (Iosipescu, S3PB, DNC) n'est pas uniforme. En effet, ces méthodes mesurent un ILSS conservatif $\hat{\tau} = \hat{F}/A$ alors que la contrainte max τ_{max} est plus élevée localement. Les auteurs cherchent donc à créer un champ de déplacement plus uniforme en développant la méthode IDNS (Inclined Double Notch Shear test) [Pettersson 02, Pettersson 06, Pettersson 07].

2.2.3.3 Traction hors plan

Deux types d'essai sont généralement utilisés pour introduire une contrainte de traction hors plan σ_3 dans le stratifié [ASTMD6415 06, ASTM7291 07].

La contrainte de traction à la rupture hors plan σ_3^R est souvent caractérisée sur des éprouvettes en L soumises à une flexion quatre points [ASTMD6415 06]. Cet essai a l'avantage de ne pas nécessiter un stratifié épais, une zone courbée de l'éprouvette permettant de concentrer les contraintes hors plan. Pourtant, plusieurs études ont montré l'influence non négligeable de la géométrie sur les résultats obtenus [Olsson 11, Jackson 92]. Il semble, d'une part, que l'épaisseur a une influence sur le volume chargé de la zone courbe et sur la diminution de σ_3^R , même si le taux de porosité augmente également avec l'épaisseur. D'autre part, il a été observé que l'augmentation du rayon et de l'épaisseur peut faire varier σ_3^R d'un facteur 4. Finalement, cet essai semble plutôt adapté à la caractérisation d'éléments où le matériau, la géométrie et les défauts de fabrication sont similaires à la structure globale.

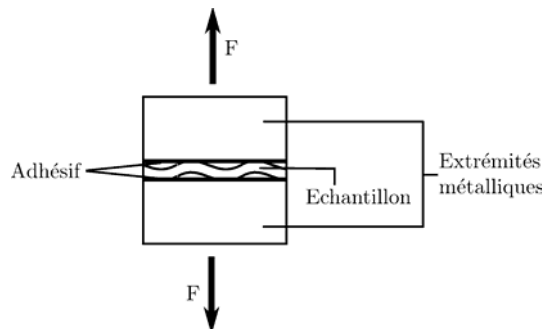


FIGURE 2.8: Principe de réalisation d'un essai de traction hors plan

Dans un état de chargement de traction hors plan représenté en figure 2.8, on peut mesurer sur l'échantillon collé entre deux extrémités métalliques, la contrainte à la rupture en traction hors plan $\sigma_3^R = Z_T$ pour une épaisseur d'échantillon supérieure à 2,5 mm. En plus de la contrainte à la rupture en traction hors plan σ_3^R et contrairement à l'essai précédent, la déformation hors plan ε_3^R et le module hors plan E_3 peuvent être déterminés pour une épaisseur d'éprouvette supérieure à 6 mm [ASTMD7291 07]. La qualité de l'adhésion entre l'échantillon et les extrémités métalliques est primordiale à la réussite de l'essai. En effet, la rupture adhésive est non valide et il faut observer une rupture cohésive de l'échantillon. Dans le cas d'essais de renforts tridimensionnels, la contrainte à la rupture hors plan peut par exemple être supérieure à la résistance de l'adhésif, conduisant à la rupture prématurée de celui-ci [Stig 09]. Dans ce cas, on ne peut que conclure sur une contrainte à la rupture hors plan minimale du renfort tridimensionnel. Les mêmes essais réalisés sur des renforts tissés et non tissés donnaient bien une rupture cohésive à $\sigma_3 \approx 15 \text{ MPa}$. Sinon, il est possible d'envisager une diminution progressive de la section de l'échantillon [ASTMD7291 07].

2.3 Cisaillement hors plan

IOSIPESCU a proposé en 1967 une méthode d'essai de résistance au cisaillement pour les métaux [Iosipescu 67], représentée en figure 2.7a. Des éprouvettes entaillées en V à 90° sont sollicitées en cisaillement pur par l'intermédiaire d'un effort de compression appliqué d'un côté de l'entaille, l'autre côté étant fixe, pour que chaque extrémité se déplace transversalement l'une par rapport à l'autre. Il faut noter qu'il n'existe pas de méthodes d'essai standardisées capables de produire un état parfait de chargement en cisaillement à la rupture. L'approche habituelle est donc de définir une méthode suffisamment précise pour un matériau et une application donnés [ASTMD5379 05].

La méthode S3PB a déjà été évoquée dans les essais de caractérisation des propriétés planes, elle est représentée en figure 2.7b. C'est un essai de flexion trois points où les appuis sont assez rapprochés pour négliger les contraintes de traction/compression, et pour faire apparaître le cisaillement uniquement.

Par l'intermédiaire d'un effort de compression, les éprouvettes de la méthode DNC représentée en figure 2.7c sont sollicitées en cisaillement dans la zone inter-entailles. La longueur entre les deux entailles a une influence importante. Dans la méthode IDNS (figure 2.7d), un moment est introduit localement dans la zone inter-entailles d'éprouvettes similaires à la méthode DNC, ce qui permet de diminuer l'influence de l'anisotropie et de la géométrie des éprouvettes.

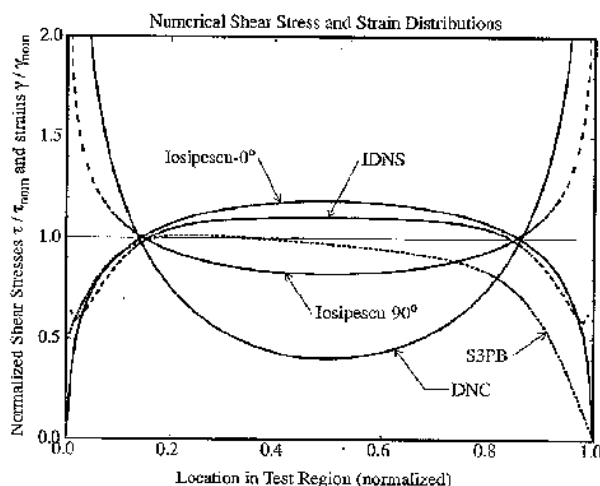


FIGURE 2.9: Comparaison numérique entre les méthodes d'essai Iosipescu, S3PB, DNC et IDNS, de la répartition de la contrainte et de la déformation de cisaillement dans la section de la zone cisailée dans les matériaux composites [Petterson 02]

La comparaison numérique de la répartition de la contrainte et de la déformation de cisaillement dans le plan 12 entre les différentes méthodes d'essais de cisaillement est donnée en figure 2.9. La méthode S3PB semble séduisante car le ratio entre la contrainte mesurée et la contrainte nominale est le plus proche de 1. Pourtant, comme expliqué précédemment, les modes de rupture multiples pouvant survenir rendent l'essai difficile à interpréter. La méthode IDNS produit la répartition la plus uniforme (se rapprochant même d'un palier), et selon l'empilement des plis unidirectionnels (0° ou 90°) l'essai Iosipescu donne une répartition proche et presque uniforme. On peut voir que l'essai DNC donne la plus mauvaise répartition et que sa modification en essai IDNS est justifiée.

Une des difficultés de la méthode Iosipescu est la fabrication des éprouvettes (par rapport à la fabrication

de stratifiés épais et la création des entailles en V qui doivent avoir une distance fixe). Une fois cette difficulté surmontée l'expérimentation semble plus simple à mettre en œuvre que les méthodes IDNS et DNC. De plus, l'essai Iosipescu est le seul essai standardisé existant permettant de déterminer les modules de cisaillement et les résistances à la rupture dans tous les plans (12, 13 et 23) [ASTMD5379 05]. L'essai Iosipescu a donc été sélectionné pour mesurer le module de cisaillement G_{13} et la contrainte à rupture en cisaillement τ_{13}^R dans le plan 13, propriétés qui permettent d'étudier la décohésion des structures hors du plan.

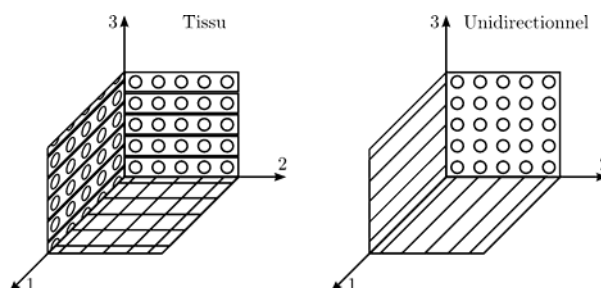


FIGURE 2.10: Plans de mesure possibles avec l'essai Iosipescu

L'essai Iosipescu permet donc de caractériser tous les plans du matériau. Pour l'étude des composites à fibres longues, il est nécessaire de distinguer les éprouvettes d'un stratifié constitué d'un empilement de n plis orientés à 0° $[0]_n$ (ou à 90° $[90]_n$), des éprouvettes d'un stratifié constitué de plis tissus équilibrés qui suivent le même empilement mais qui correspondent à un empilement symétrique $[0/90]_{ns}$. Ces plans de drapage sont représentés dans la figure 2.10. On note que la représentation des plans des plis tissus est idéalisée car les mèches de fibres devraient être entrelacées. Six plans peuvent être étudiés comme le représente la figure 2.11. Selon la colonne *Tissus* ou *Unidirectionnels*, la forme des fibres sur l'éprouvette Iosipescu et le plan de la section cisailée sont représentés. On observe que la correspondance entre deux plans diffère selon l'empilement $[0]_n$ ou $[0/90]_{ns}$ utilisé. En l'occurrence, pour un empilement $[0/90]_{ns}$ les plans équivalents sont les couples 12-21, 13-23 et 31-32; alors que pour un empilement $[0]_n$ ce sont les couples 12-13, 31-21 et 23-32 qui sont équivalents. On retrouve ainsi ces propriétés géométriques dans les lois de comportement où le module G_{13} est équivalent au module G_{12} pour un unidirectionnel, alors que pour un tissu le module G_{13} n'a pas d'équivalent dans le plan 12 mais est égal au module G_{23} .

La section cisailée influence directement les modes de rupture qui seront observés. Dans le cas présent, il semble que l'essai Iosipescu dans le plan 13 (ou 23) conduit à des modes de rupture interlaminaires et perpendiculaires à la section cisailée, similaires aux modes de rupture parallèles à la section cisailée que l'on pourrait observer en réalisant l'essai dans le plan 31 (ou 32).

L'essai dans les plans 31 et 32 nécessite une fabrication plus complexe des éprouvettes qui doivent faire 76 mm d'épaisseur ou bien être constituées d'un empilement collé de stratifiés d'épaisseur inférieure [ASTMD5379 05]. Les éprouvettes sont du type 13 pour les tissus de la figure 2.11. D'après la loi de comportement obtenue en traçant la contrainte de cisaillement τ_{13} en fonction de la déformation de cisaillement γ_{13} , on obtient la pente G_{13} de la droite passant par deux points de la courbe de γ_{13} à $1500 \mu\epsilon$ et $5500 \mu\epsilon$ selon $G_{13} = \Delta\tau/\Delta\gamma$. τ_{13}^R peut être obtenu soit en prenant en compte l'effort appliqué maximal soit en appliquant un décalage de $2000 \mu\epsilon$ à la droite permettant d'obtenir G_{13} .

Il est nécessaire d'observer des modes de rupture acceptables comme le montre la figure 2.12. Ces modes de rupture sont tirés d'indication de la norme ASTMD5379, qui sont plus particulièrement adaptés aux

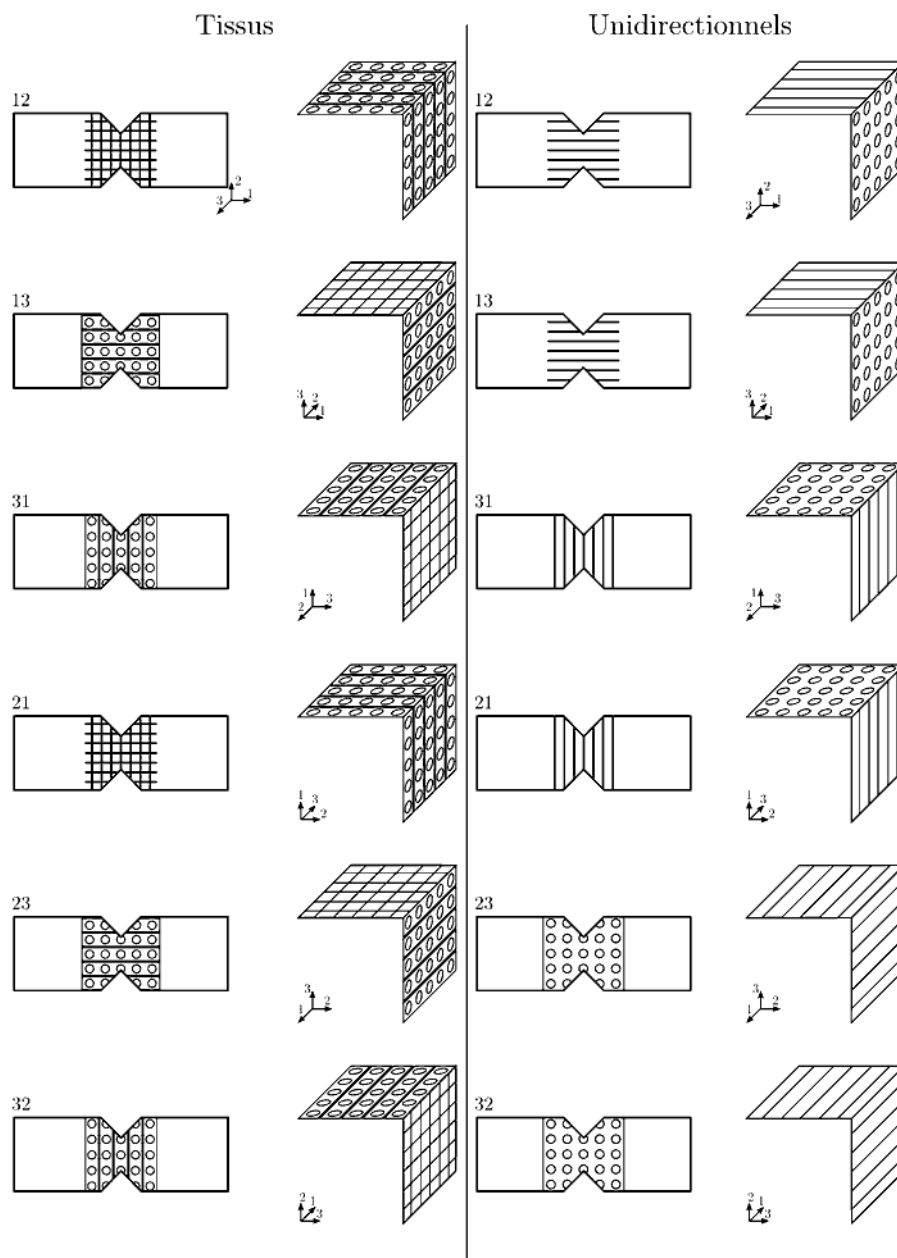


FIGURE 2.11: Définitions des plans de mesure pour un stratifié composé de plis tissus et de plis unidirectionnels

stratifiés unidirectionnels et SMC (« Sheet Moulding Compound »). Les modes de rupture non acceptables sont la plupart des cas initiés aux points de chargement. Dans le cas de l'étude du plan 13 de stratifiés composés de plis tissus, on peut rapprocher les modes de rupture du G_{12} , G_{13} et G_{23} des unidirectionnels (figures 2.12a et 2.12b), comme l'a montré la figure 2.11, puisque l'on peut considérer que les fibres suivant la direction 2 ne sont pas travaillantes. On voit aussi en figure 2.12b qu'il est possible qu'une fissure soit initiée aux entailles et que le mode de rupture soit acceptable, si elle ne provient pas des points de chargement. Ces fissures semblent d'ailleurs inévitables à cause de la géométrie de l'éprouvette, car aucun renfort n'assure la tenue mécanique dans la direction 3 dans le V des entailles, zone de concentration de contraintes.

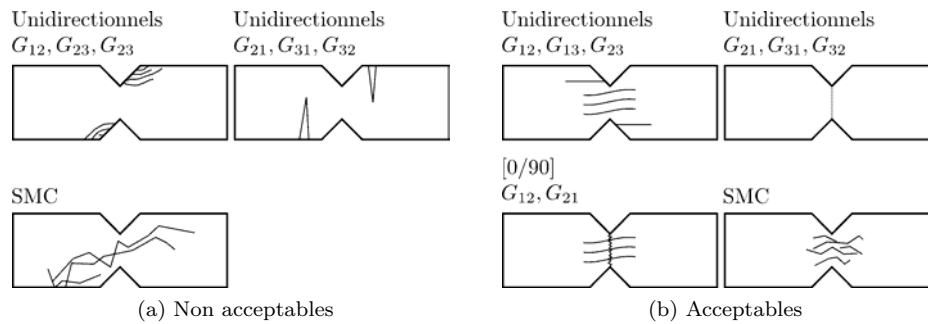


FIGURE 2.12: Modes de rupture de l'essai Iosipescu

Cinq éprouvettes sont testées dont une pour vérifier un pourcentage de torsion inférieur à 3 %. Le pourcentage de torsion est calculé d'après l'équation 2.8 en collant deux jauges sur chaque face d'une éprouvette. G_a et G_b sont les modules de cisaillement mesurés sur chacune des faces a et b .

$$|(G_a - G_b) / (G_a + G_b)| \times 100 \leq 3 \quad (2.8)$$

2.3.1 Fabrication d'un stratifié épais

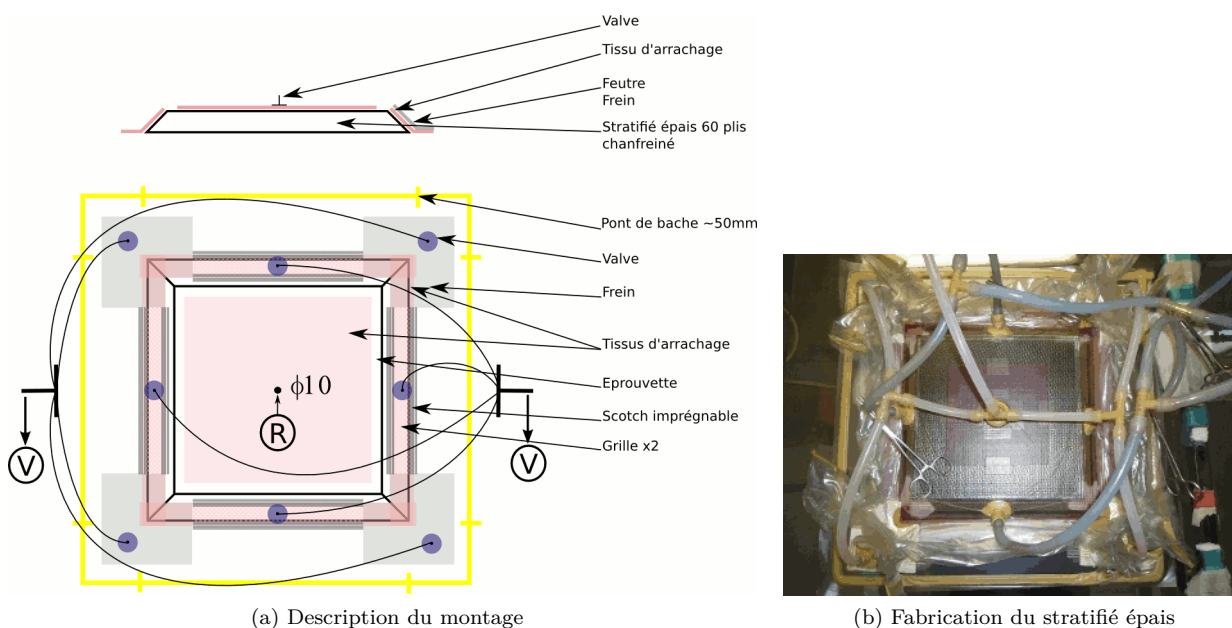


FIGURE 2.13: Montage du procédé de fabrication de stratifiés épais

Le procédé d'infusion est habituellement utilisé dans le programme FUSCOMP pour l'imprégnation de stratifiés minces d'épaisseur 1 à 4 mm. La mise au point de ce procédé a été effectuée pour infuser une plaque d'environ 20 mm d'épaisseur pour ces essais de cisaillement, tel que présenté en figure 2.13. Le réseau de vide est constitué de 8 valves. Le principe du montage est de drainer plus facilement la résine vers les champs inclinés des bords, par l'intermédiaire de grilles disposées sous 4 valves. Le tirage de vide

est coupé une fois que la résine arrive sur le champ correspondant. Les 4 autres valves permettent de drainer la résine jusque dans les coins. Ces deux réseaux de vide sont reliés entre eux.

La résine est drainée à partir du centre de la plaque. Un trou diamètre 10mm au centre permet à la résine de se présenter sur toute l'épaisseur du stratifié. Aucun tissu drainant n'est utilisé pour que la résine soit infusée à travers toute l'épaisseur du stratifié, sans qu'un drainage en surface ne provoque une trop grande disparité de la vitesse selon l'épaisseur. Le tissu d'arrachage de la surface supérieure du stratifié assure seulement un drainage faible. Une zone sur le bord du stratifié est laissée en contact direct avec la bache à vide, pour éviter un drainage trop rapide de la résine par le tissu d'arrachage vers les bords. Il n'y a pas de tissu d'arrachage du côté de la surface inférieure du stratifié (tissu contre vitre), ce qui permet d'obtenir une surface de référence pour les découpes ultérieures.

2.3.2 Détermination du taux de fibres et de porosité

Les taux de fibres et de porosité sont obtenus par dissolution et par mesure de densité par immersion. Neuf éprouvettes sont prélevées, en trois zones dans la largeur en passant par le centre du stratifié et à trois niveaux de hauteur, pour obtenir la variation des taux de porosité dans la hauteur et dans la largeur du stratifié.

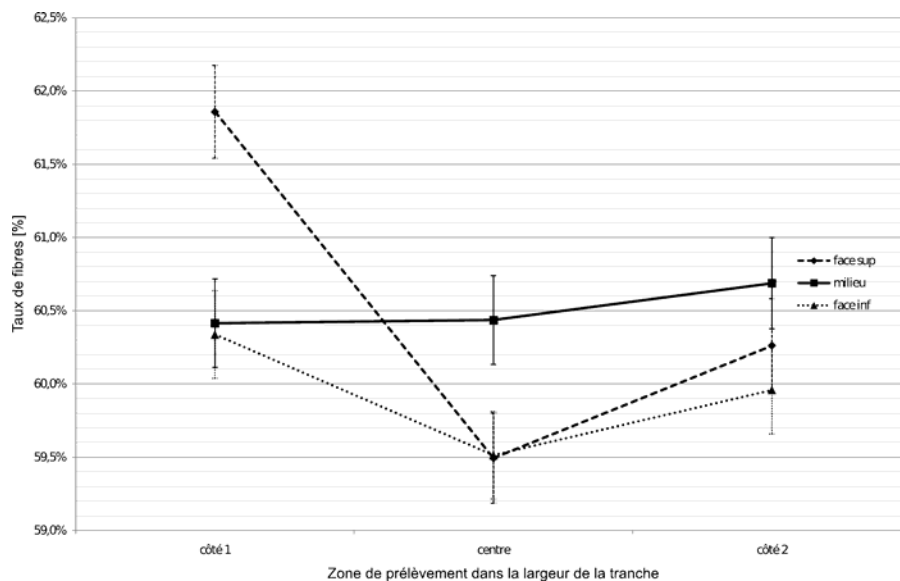


FIGURE 2.14: Taux de fibres dans la largeur du stratifié épais, pour trois hauteurs de prélèvement

Les taux de fibres mesurés sont donnés en figure 2.14. Hormis le point aberrant du côté 1 de la face supérieure du stratifié, on observe un taux de fibres de 59,5-61% (moyenne globale de 60,3%). Le calcul des incertitudes montre qu'en zone côté 1 le taux de fibres au milieu et en face inférieure sont du même ordre de grandeur. Au centre du stratifié, le taux de fibres est légèrement plus faible sur la face supérieure et la face inférieure par rapport au milieu. En zone côté 2, le milieu de la plaque contient également un taux de fibres plus important que sur les faces supérieures et inférieures. Les faces supérieures et inférieures ont un taux de fibres similaire.

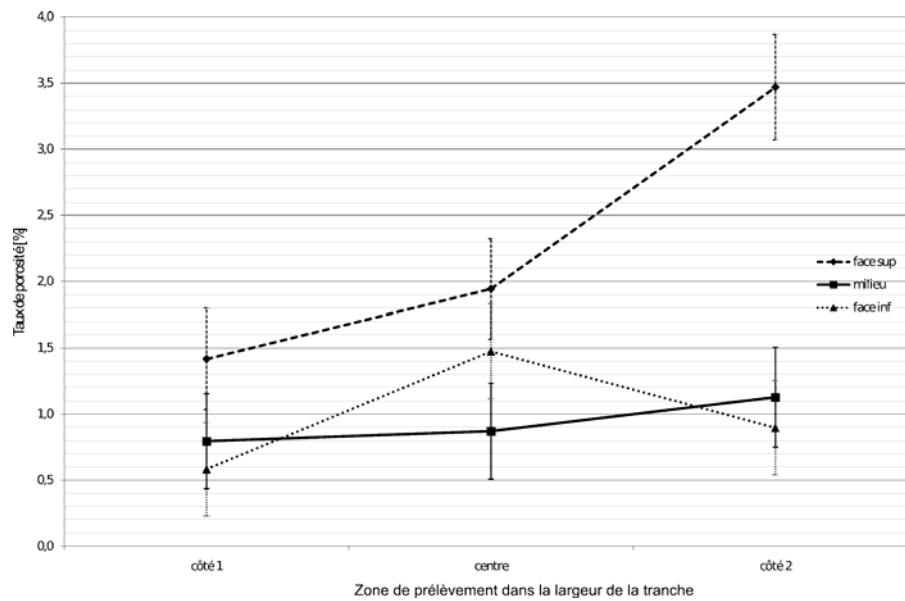


FIGURE 2.15: Taux de porosité dans la largeur du stratifié épais, pour trois hauteurs de prélèvement

Les taux de porosité sont donnés en figure 2.15. On observe immédiatement que le point de la zone côté 2 de la face supérieure est aberrant. En effet, le verre fritté utilisé a été mal essuyé après filtrage, et comportait encore des traces de produits après passage en étuve. Même après essuyage, filtrage et passage supplémentaire au four, la masse de renfort mesurée n'a pas suffisamment diminué pour que le taux de porosité soit cohérent avec celui des autres zones. Le taux de porosité moyen est de 1,4% ; sans le point aberrant, le taux de porosité moyen est de 1,14%. En fait, la face supérieure a les taux de porosité les plus importants, ce qui fait augmenter cette moyenne. En effet, pour la face inférieure et le milieu de la plaque, le taux de porosité moyen est inférieur à 1%. Aux extrémités de la plaque (côtés 1 et 2), les incertitudes montrent que les taux de porosité sont similaires entre la face inférieure et la mi-hauteur du stratifié. Au centre du stratifié, le taux de porosité est le plus faible à mi-hauteur du stratifié.

Pour conclure, on peut dire que le taux de fibre est de l'ordre de 60% et le taux de porosité de l'ordre de 1%. Pourtant, des microporosités localisées sont visibles à l'œil nu et cette méthode ne donne aucune information sur la répartition, ni sur la morphologie de la porosité (d'autant que l'erreur de mesure est de l'ordre de $\pm 1\%$). En considérant que les méthodes de mesures ont été rigoureusement suivies, on considère tout de même que le stratifié fabriqué est conforme du point de vue de la composition matériau.

2.3.3 Fabrication et préparation des éprouvettes

Les éprouvettes ont été fabriquées suivant la figure 2.16. Des tranches de 4 mm d'épaisseur du stratifié épais sont découpées à la scie diamantée. Des rectangles de 76 mm de longueur sur 20 mm de hauteur sont ensuite usinés selon le même procédé, à l'aide d'une équerre à 0,1 mm de précision. L'épaisseur de 4 mm est l'épaisseur maximale préconisée par la norme, ce qui permettra d'assurer un effort appliqué maximum. L'usinage des entailles a été réalisé en créant un rayon de 1,3 mm sur une fraise carbure de 4 mm de diamètre.

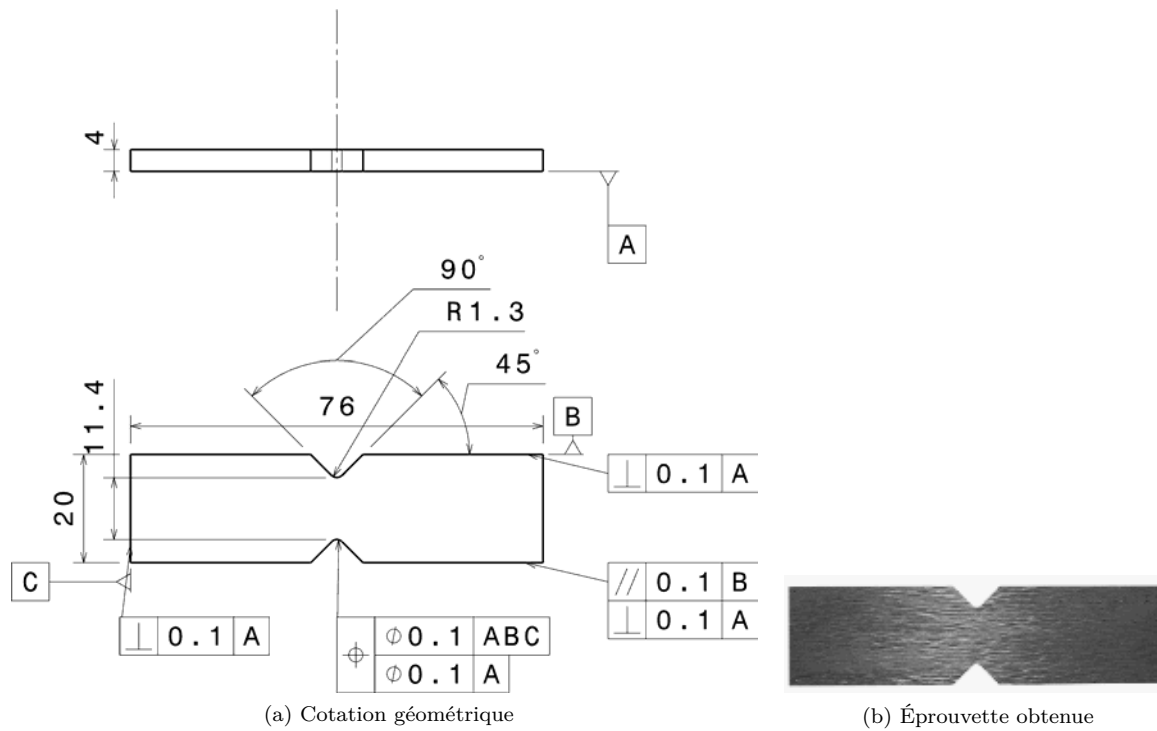


FIGURE 2.16: Éprouvettes Iosipescu

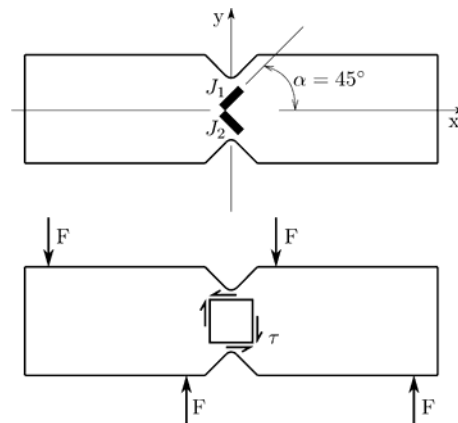


FIGURE 2.17: Placement des jauges extensométriques par rapport à l'état de chargement de cisaillement de l'essai Iosipescu

Deux jauges extensométriques indépendantes orientées à $\pm 45^\circ$ sont collées entre les entailles dans la hauteur comme le montre la figure 2.17. On s'attend en effet à ce que le cisaillement soit réparti dans la zone inter-entailles et la solution d'une rosette n'a pas été retenue. Elles sont de type HBM K-LY41-1.5/120 et sont connectées en quart de pont sur un système Spider. La figure 2.17 représente l'état de chargement en cisaillement dans la zone inter-entailles et le placement des jauges correspondant. En transformant les déformations dans le repère xy , on trouve $\gamma_{xy} = (\varepsilon_1 - \varepsilon_2) / \sin 2\alpha = \varepsilon_1 - \varepsilon_2$. Comme $\varepsilon_1 < 0$, on peut suivre et enregistrer l'évolution de la déformation de cisaillement γ_{xy} pendant l'essai selon l'équation 2.9. Sur l'autre face des éprouvettes, un mouchetis est appliqué afin de suivre l'essai par

corrélation d'images.

$$|\gamma_{xy}| = |\varepsilon_1| + |\varepsilon_2| \quad (2.9)$$

2.3.4 Montage expérimental

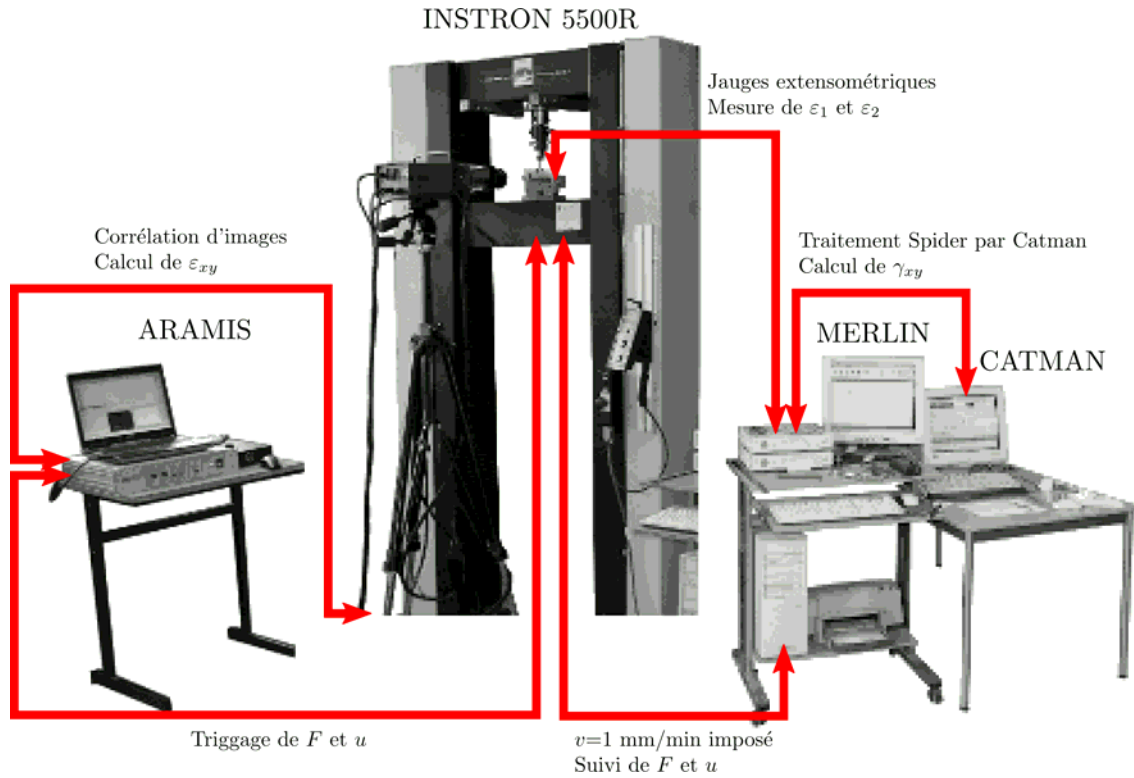


FIGURE 2.18: Montage expérimental de l'essai Iosipescu

Le montage présenté en figure 2.18 utilise trois systèmes d'acquisition. La machine d'essai est une Instron 5500R avec un capteur de force de 100 kN. Le premier système d'acquisition est Merlin d'Instron qui gère l'effort appliqué et le déplacement imposé. La vitesse de sollicitation est 1 mm/min; elle permet de provoquer la rupture des éprouvettes en 1 minute environ. Les signaux d'effort et de déplacement sont également enregistrés par le système Spider relié au second dispositif d'acquisition géré par Catman d'Instron. De même, les jauges extensométriques sont reliées au système Spider, et Catman permet de configurer les voies de mesure comme les déformations de cisaillement γ_a et γ_b sur les faces a et b respectivement, et le pourcentage de torsion qui est exprimé en fonction de γ_a et γ_b selon l'équation 2.10.

$$\%Torsion = \frac{|\gamma_b - \gamma_a|}{|\gamma_b + \gamma_a|} \times 100 \quad (2.10)$$

Enfin, le troisième système d'acquisition est Aramis de Gom Software configuré en 2D, qui enregistre également les signaux d'effort et de déplacement de la machine et qui capture des images tous les 0,1 mm de déplacement. Finalement, γ_{xy} est calculé sur une face par les jauges (équation 2.9), qui est comparé aux résultats calculés par Aramis en post-traitement. Les résultats de la corrélation d'image donneront aussi

la répartition du champ de déformations. Dans Aramis, on utilise le résultat « Shear angle » $\gamma_{xy} = \gamma_x + \gamma_y$, où γ_x et γ_y sont calculés (équations 2.11) à partir de ε_x et ε_y obtenues par différences finies centrées. L'hypothèse des faibles déformations avec $\gamma_{xy} = 2\varepsilon_{xy}$ a été vérifié dans le post-traitement Aramis.

$$\begin{aligned}\gamma_{xy} &= 2\varepsilon_{xy} = \gamma_x + \gamma_y \\ \gamma_x &= \arctan(\varepsilon_{xy}/(1 + \varepsilon_x)) \\ \gamma_y &= \arctan(\varepsilon_{xy}/(1 + \varepsilon_y))\end{aligned}\tag{2.11}$$

2.3.5 Résultats

Un contrôle dimensionnel donne la distance et l'épaisseur inter-entailles (5 points mesurés) permettant de calculer la surface cisailée de chaque éprouvette, et donc la contrainte de cisaillement τ_{13} . La mesure des jauges sur la face *a* des éprouvettes donne une valeur de la déformation de cisaillement γ_{13} , qui est comparée aux résultats obtenus par mesure optique en corrélation d'images sur la face *b*. En effet, selon le placement manuel des jauges, la déformation ne peut être mesurée toujours au même emplacement par rapport à la section cisailée, paramètre qui est très difficile à maîtriser. Cela est d'autant plus vrai que leur grille de 1,5 mm de longueur orientée à 45° ne peut mesurer une largeur et une hauteur de section d'uniquement 1 mm environ. Cette distance de 1 mm permet d'inclure plus de 3 plis dans la hauteur ce qui semble suffisant a priori. La mesure optique permet quant à elle de mesurer la répartition du champ des déformations de cisaillement sur toute la surface de l'éprouvette.

Le traitement des résultats de l'éprouvette 3 qui suivent sert à illustrer la démarche. Les lois de comportement τ_{13} en fonction de γ_{13} seront tracées pour les cinq éprouvettes, comprenant celle permettant de mesurer le pourcentage de torsion (éprouvette 1). Les résultats de G_{13} , τ_{13}^R et γ_{13}^R seront obtenus par mesure des jauges et par mesure optique (corrélation d'images).

2.3.5.1 Contrôle de la mesure de déplacement

Dans un premier temps, on peut contrôler la mesure du déplacement de la traverse de la machine en mesurant par corrélation d'images la variation du déplacement des deux composants de l'outillage. Dans la figure 2.19, on compare tout d'abord les points enregistrés par Aramis (Ep3_Aramis_u-traverse) avec les points enregistrés par Catman (Ep3_machine). On peut voir que ces points sont très proches. Le marqueur rouge indique le décollement des jauges et à partir de ce moment, on ne peut utiliser que les signaux de la machine et la mesure optique pour obtenir des résultats. La courbe Ep3_Aramis_u-reel est, quant à elle, tracée en fonction du déplacement réel, ce qui permet de voir qu'il y a un léger jeu d'outillage.

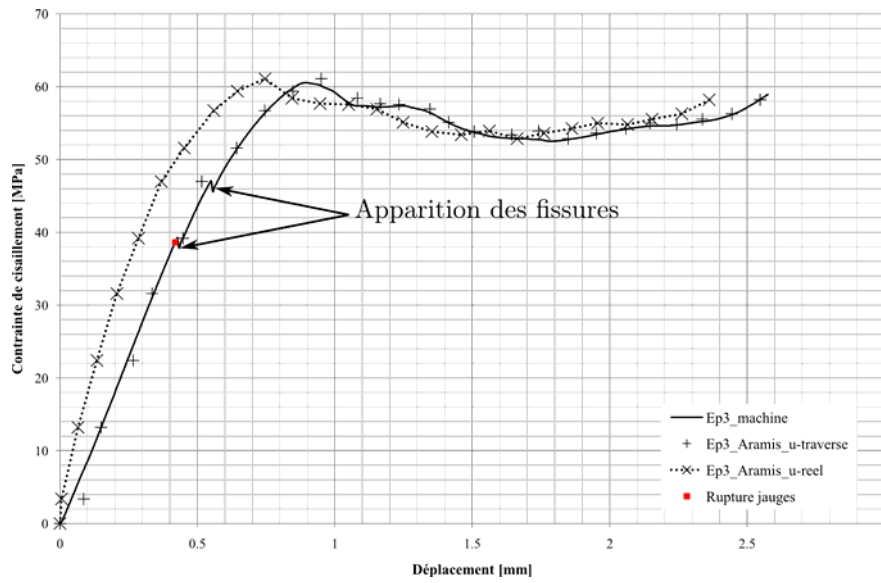
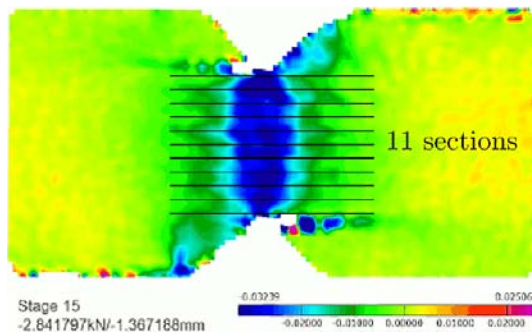
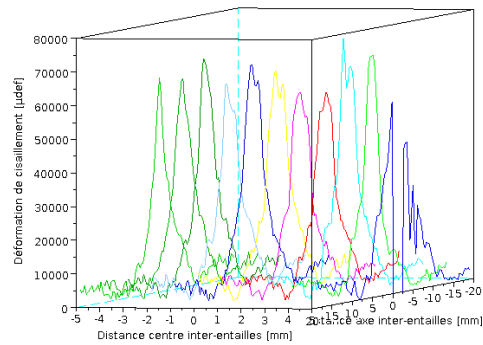


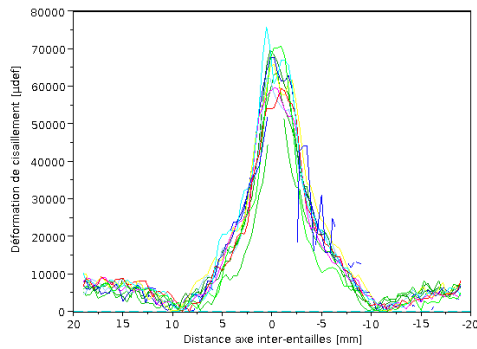
FIGURE 2.19: Effort machine en fonction du déplacement



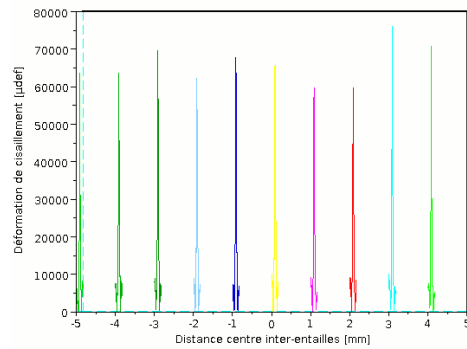
(a) Répartition du cisaillement dans l'éprouvette, à l'effort maximum, affichage de $\varepsilon_{13} = \gamma_{13}/2$ et position des 11 sections



(b) Répartition dans la hauteur et dans la longueur



(c) Répartition dans la longueur de la zone inter-entailles



(d) Répartition dans la hauteur de la zone inter-entailles

FIGURE 2.20: Répartition de la déformation de cisaillement γ_{13} dans la zone inter-entailles, à l'effort maximum, pour les 11 sections

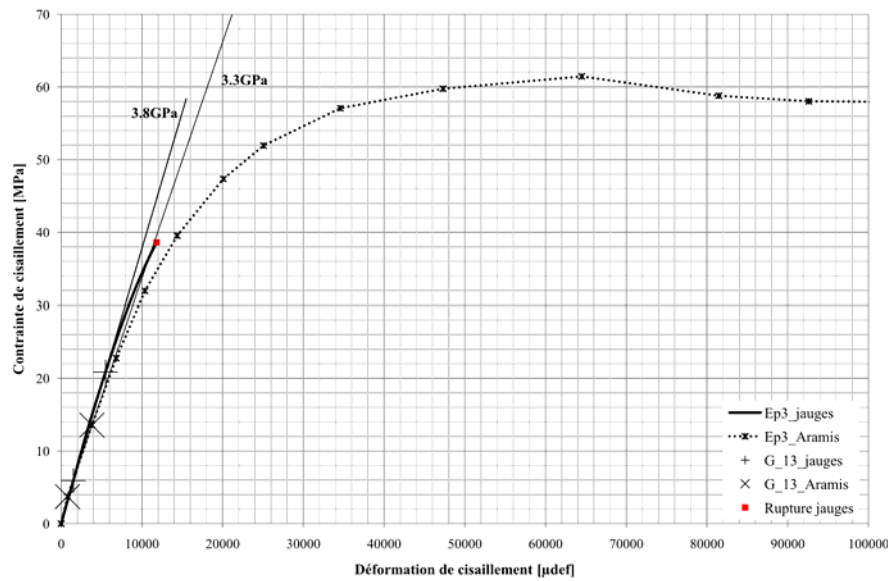


FIGURE 2.21: Loi de comportement de l'éprouvette 3, et méthode d'obtention de G_{13}

2.3.5.2 Contrôle de la répartition du champ de déformations

Dans la hauteur de la zone inter-entailles, les jauges extensométriques mesurent la déformation sur une distance de 1 mm chacune. Le champ de déformations peut ne pas être uniforme le long de la section. La zone inter-entailles a donc été discrétisée par 11 sections distantes chacune de 1 mm pour observer la variation de γ_{13} dans cette zone, selon la hauteur et selon la longueur de l'éprouvette (figure 2.20a). Les figures 2.20b, 2.20d et 2.20c montrent ces variations dans les 11 sections. On utilise les résultats Aramis mesurés à l'effort maximum appliqué. On peut voir que le cisaillement maximum n'est pas au centre de la zone inter-entailles mais qu'il y est réparti. De plus, le cisaillement n'est pas uniforme mais il semble varier selon l'agencement de l'empilement des plis dans la hauteur, comme le confirment les figures 2.20a et 2.20d. Le champ de déformations reste toutefois localisé dans la zone inter-entailles. Sa répartition semble influencée par l'empilement des plis tissus, contenant de la résine à chaque interface, en quantité plus ou moins importante selon la présence ou non de mèches de trame. La figure 2.20c montre que γ_{13} varie de 55000 à 75000 μdef . Il apparaît donc nécessaire d'utiliser une déformation de cisaillement moyenne dans la hauteur de la zone inter-entailles, ce qui évite d'utiliser des facteurs de correction comme ce serait le cas lors de l'utilisation exclusive de jauges extensométriques [Ho 94]. Les résultats de corrélation d'images sont donc traités en calculant la moyenne de la déformation de cisaillement dans la section pour chaque point de la courbe $\tau_{13} = f(\gamma_{13})$ donnée en figure 2.21. De plus, on observe sur la figure 2.20c que la déformation maximale se trouve dans une zone d'environ 2 mm au centre de chaque section, avec des valeurs maximales bien marquées.

2.3.5.3 Contrôle du pourcentage de torsion

Le pourcentage de torsion permet de vérifier que l'éprouvette ne se vrille pas pendant l'essai, faussant ainsi les résultats. Une épaisseur maximale des éprouvettes de 4 mm a été fixée pour se prémunir au maximum de ce phénomène. La figure 2.22 montre qu'avec l'éprouvette équipée de quatre jauges, le pourcentage de

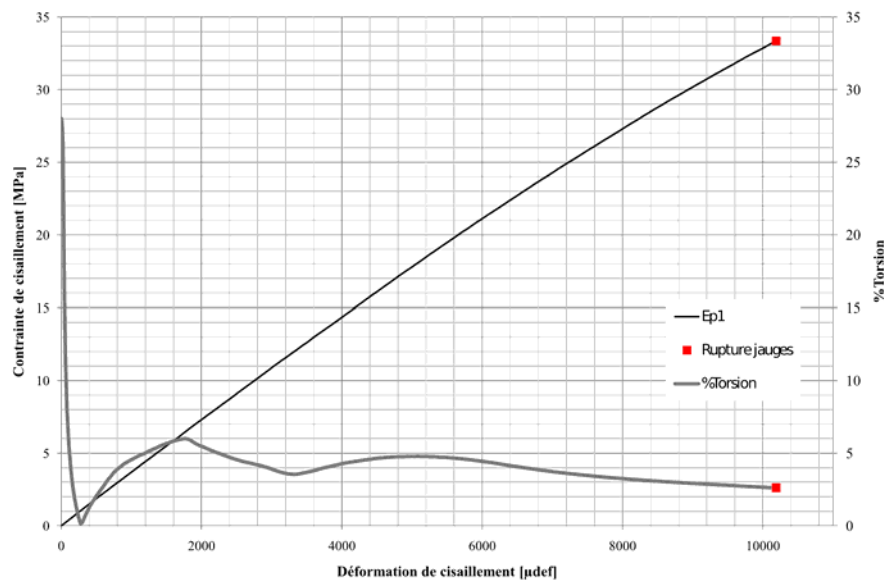


FIGURE 2.22: Loi de comportement et pourcentage de torsion de l'éprouvette équipée d'une paire de jauges sur chaque face

torsion a chuté en dessous des 5 % à partir de 2200 μdef , et en dessous des 3 % à partir de 8600 μdef . À 4000 μdef , il est à peine supérieur à 4 %. Cette valeur devrait être de 3 % mais l'apparition d'un pourcentage de torsion semble inévitable d'autant qu'un placement parfait des jauges n'est pas réalisable. Ces valeurs de pourcentage de torsion permettent donc d'affirmer que le vrillage de l'éprouvette devrait être négligeable pour l'ensemble des éprouvettes.

2.3.5.4 Comportement à la rupture

La figure 2.23 montre les deux fissures apparaissant pendant la montée en charge ; ensuite le comportement non linéaire est plus marqué. Le décollement des jauges survient le plus souvent à l'apparition de la première fissure (cf. figure 2.19). Ensuite, seule la méthode de mesure optique permet de mesurer les déformations, et la charge appliquée est encore enregistrée par le capteur de force ce qui permet d'obtenir τ_{13}^R .

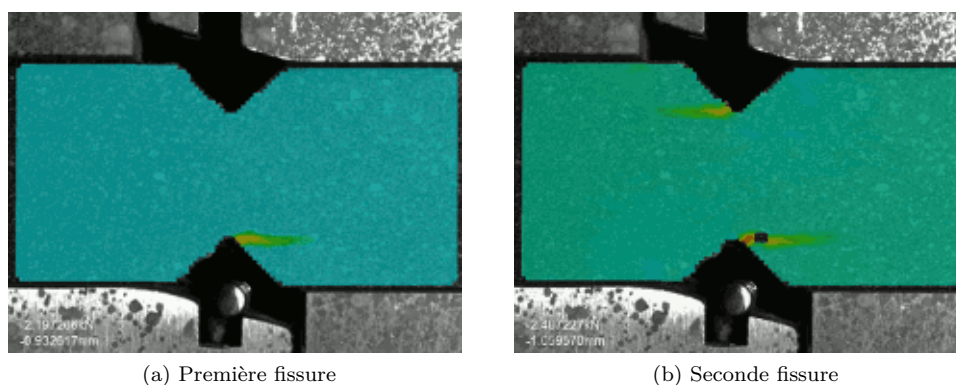


FIGURE 2.23: Fissures aux encoches de l'éprouvette Iosipescu, tracé de ε_3 (dans la hauteur de l'éprouvette)

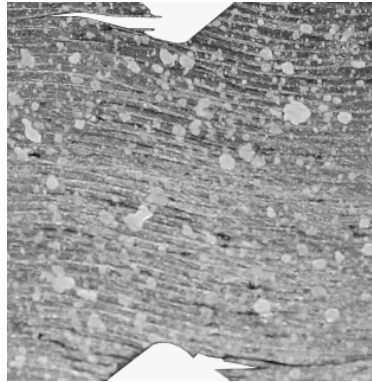
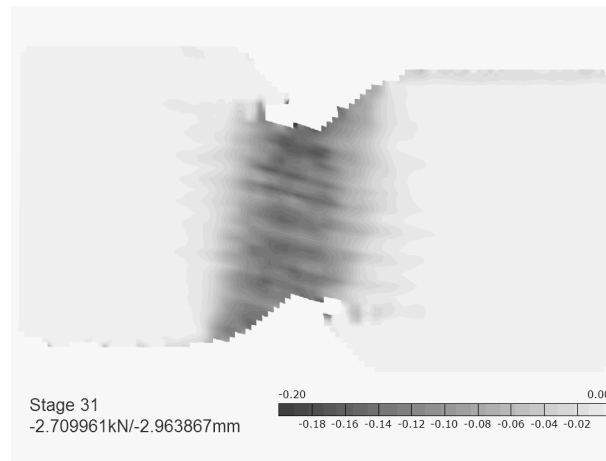


FIGURE 2.24: Section cisailée en fin d'essai

FIGURE 2.25: Répartition du champ de déformation en fin d'essai, tracé de $\varepsilon_{13} = \gamma_{13}/2$

La rupture observée correspond au premier mode de rupture représenté dans la figure 2.12b. Une fissure de rupture interlaminaire apparaît aux entailles sans se propager jusqu'aux bords de l'éprouvette et sans provoquer une rupture globale. Ensuite les fissures sont stabilisées et la charge continue d'augmenter jusqu'à ce qu'une rupture interlaminaire intervienne entre les plis dans la zone inter-entailles, selon une forme globale de la section qui s'ondule ensuite. Le phénomène est représenté dans la figure 2.24 où on peut observer les fibres de la direction 1. La prise de vue a été effectuée en fin d'essai sur une éprouvette encore chargée, afin de bien montrer les ruptures interlaminaires de forme ondulée entre les plis. Les fissures apparaissant aux entailles sont habituelles pour ce type d'essai ; mais les jauges extensométriques ne permettant pas d'acquérir de points de mesure à partir d'une charge trop importante, les interprétations des résultats deviennent plus difficiles [Odegard 00].

Une fois la contrainte de cisaillement à la rupture τ_{13}^R atteinte, le comportement est totalement non linéaire et la surface cisailée peut encore maintenir l'effort. La zone cisailée s'incline comme le montre la figure 2.25. Ce phénomène s'explique par les fibres qui se réorientent pour reprendre l'effort après l'apparition de la rupture de la matrice ; phénomène d'autant plus marqué que la matrice a un comportement ductile et que des fibres sont présentes dans la direction hors plan de l'éprouvette [ASTMD5379 05], ce qui est le cas pour cet essai. Dans ce cas, la chute de l'effort appliqué indique clairement la rupture de l'éprouvette et les fibres ne se réorientent qu'après, ce qui permet d'obtenir τ_{13}^R .

On note que l'éprouvette ne se rompt pas de manière brutale, et l'effort appliqué se stabilise jusqu'au moment où chaque côté de l'éprouvette rentre en contact avec la partie de l'outillage opposé. La contrainte augmente alors de nouveau mais l'essai n'est plus valide. Les figures 2.24 et 2.25 correspondent à cet état de chargement et illustrent ce phénomène.

2.3.5.5 Obtention du module de cisaillement G_{13}

Les résultats des éprouvettes sont donnés dans le tableau 2.4. La première observation que l'on peut faire à partir de la méthode d'obtention de G_{13} donnée en figure 2.21, est que G_{13} obtenu par Aramis est inférieur à la valeur obtenue par la mesure des jauges. Cela s'explique par la mesure des déformations par Aramis qui prend en compte leurs répartitions dans la zone inter-entailles contrairement à la mesure par jauges qui donne une valeur localisée dans un champ de déformations non uniforme. La pente G_{13} est donc inférieure avec la mesure Aramis. De plus, on a vu que la déformation maximale se situe dans une zone d'environ 2 mm de longueur dans la zone inter-entailles, avec une valeur qui peut varier sensiblement dans cette zone (figure 2.20c). Dans la grande majorité des cas, la valeur mesurée par les jauges est donc inférieure à la valeur maximale.

TABLEAU 2.4: Résultats de l'essai de cisaillement hors plan Iosipescu

Éprouvette	G_{13} [GPa]			τ_{13}^R [MPa]			γ_{13}^R [MPa]	%Torsion
	Jauges	Aramis	Erreur [%]	Aramis	Catman	Erreur [%]	Aramis	
1	3,6	3,4 ^a	7,6	-	65,5	-	-	4,0
2	3,6	3,4	7,7	62,6	62,8	0,4	59500	4,0
3	3,8	3,3	13,4	63,4	62,9	0,9	64500	7,2
4	4,0	3,5	12,7	65,8	65,6	0,4	54100	3,4
5	3,8	3,4	8,4	63,3	63,4	0,2	69200	4,4
MOYENNES	3,8	3,4		63,8	64,0		61800	
ÉCART-TYPE	0,2	0,1		1,5	1,4		6500	
VARIATION [%]	4,3	3,0		2,2	2,2		11	

a. Mesure par jauges sur la face b, non prise en compte dans les moyennes

Le matériel utilisé pour le système Aramis permet d'acquérir 12 images par secondes au plus. L'acquisition a été limitée à une image tous les 0.1 mm pour une vitesse de déplacement de 1 mm/min (ce qui représente une image toutes les 10 s). Cette limitation permet de rester raisonnable dans le nombre de données à traiter et est suffisant pour décrire le comportement linéaire de l'éprouvette.

La mesure optique permet de donner une valeur de G_{13} plus faible et plus proche de la réalité. En effet, on s'attend à ce que G_{13} soit proche du module de cisaillement de la résine. La résine époxyde a comme propriétés $E_m = 2890 \text{ MPa}$ [Hexcel 10a] et un coefficient de Poisson $\nu_m \approx 0,4$, ce qui donne $G_m \approx 1030 \text{ MPa}$. Les mesures des déformations par les jauges extensométriques dans un champ non uniforme devraient prendre en compte un coefficient de correction [Ho 94], ce que la mesure optique permet de s'affranchir en calculant directement les déformations moyennes dans la section.

2.3.5.6 Obtention de la contrainte de cisaillement à la rupture τ_{13}^R

Contrairement à G_{13} , pour tracer la loi de comportement et obtenir τ_{13}^R , seule la mesure optique peut être utilisée dans cet essai. En fait, les points de la courbe présentée en figure 2.21 sont obtenus par les données effort/déplacement que la machine d'essai a envoyées au système de corrélation d'images. Comme on observe bien une contrainte maximale et que le comportement change par la suite, on peut utiliser également le signal machine enregistré par Catman. De plus, les points de mesure d'Aramis sont incrémentés de 0.1 mm, il n'y a donc pas autant de points exploitables qu'avec les capteurs d'effort et de déplacement de la machine. L'écart de τ_{13}^R entre la machine et la corrélation d'images est très faible et correspond au décalage d'enregistrement des signaux entre les deux systèmes. Comme la rupture est progressive et que sur un intervalle de 0,1 mm de déplacement τ_{13} ne varie que de moins de 1 MPa (voir figure 2.19), on peut utiliser le point de τ_{13}^R donné par les mesures par corrélation d'images.

Cependant, une précharge de l'ordre de 100 N donne sur une section de 50 mm² un écart de contrainte de 2 MPa, pour une erreur de 4 % sur un effort appliqué de 2500 N. On prendra donc en compte les précharges pour le calcul de τ_{13}^R mais pas dans le tracé des courbes pour un souci de lisibilité. Quant à la déformation de cisaillement à la rupture γ_{13}^R , elle ne peut être obtenue qu'à partir de la mesure optique.

2.3.5.7 Résultats

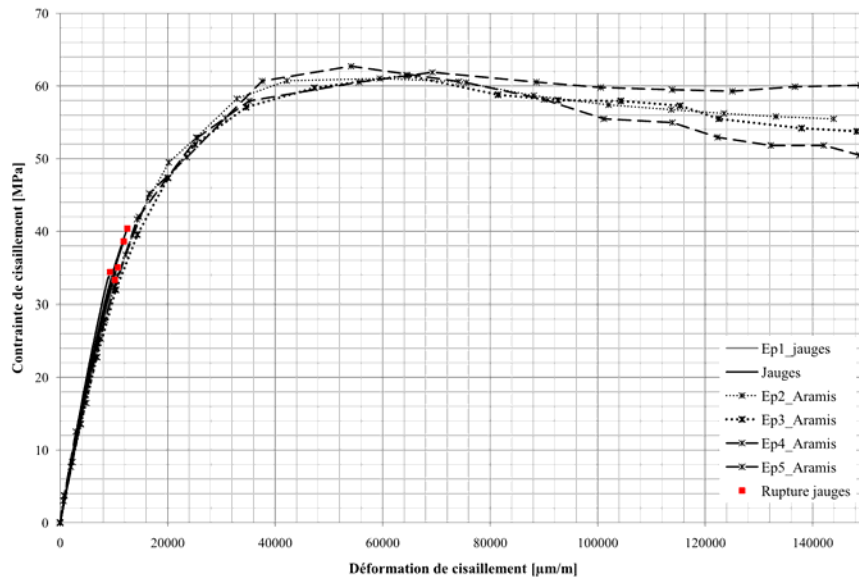
Les résultats sont présentés dans le tableau 2.4 et dans la figure 2.26. La moyenne du G_{13} obtenu par la mesure des jauges est de 3,8 GPa \pm 4,3% et de 3,4 GPa \pm 3,0% par la mesure optique, ce qui montre que la mesure optique donne une valeur de module plus faible avec une précision légèrement meilleure. Toutefois, les points de mesure optique ne sont pas nombreux au début de la montée en charge. Un plus grand nombre de points de mesure n'améliorerait pas la précision de mesure car ce système est moins performant en petites déformations.

La valeur de la contrainte de cisaillement à la rupture τ_{13}^R est, quant à elle, équivalente entre le système de corrélation d'images et Catman, à l'erreur de mesure près puisque le même signal analogique est reçu par les deux systèmes. On trouve donc un τ_{13}^R moyen de 64 MPa \pm 2,2%. Par contre, la valeur de γ_{13}^R est moins précise car elle souffre directement du manque du nombre de points de mesure au moment de la rupture. Elle est de 61800 μ def \pm 11%. Le pourcentage de torsion est calculé à partir des valeurs obtenues par les deux systèmes de mesure et reste faible, mais il reste supérieur à 3 %. Pour assurer une mesure plus efficace, il faudrait pouvoir disposer un système optique sur chaque face de l'éprouvette, ce que l'utilisation préconisée des jauges par les normes ne permet pas. Le nombre de points de mesure optique doit alors être plus important. Ou bien utiliser des jauges extensométriques spécifiques qui prennent toute la zone inter-entailles comme longueur utile.

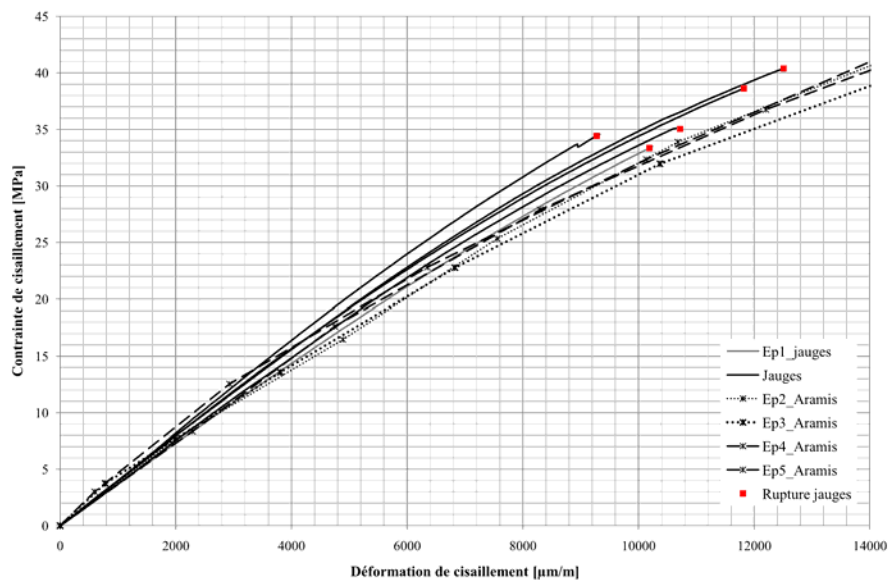
Malgré tout, la mesure optique par corrélation d'images a montré qu'il est possible de prendre en considération la non-uniformité du champ de déformations, pour obtenir des résultats plus proches de la réalité qu'avec des jauges extensométriques.

2.3.6 Conclusions

Dans le plan 13, une fissure s'initie à l'interface entre les deux plis les plus près des deux encoches, de manière antisymétrique (voir figure 2.23). Cependant, ce mode de rupture est attendu (figure 2.12b)



(a) Vue globale



(b) Vue recentrée sur la mesure des jauges

FIGURE 2.26: Lois de comportement obtenues pour l'essai de cisaillement hors plan Iosipescu

et n'invalide pas le résultat de cet essai puisqu'elles ne s'étendent pas jusqu'aux points d'appuis de l'éprouvette, elles ne sont donc pas dues à un matage excessif. De plus, ces fissures apparaissent pendant la montée en charge et ne font pas chuter l'effort appliqué. Les mesures de G_{13} , τ_{13}^R et γ_{13}^R sont donc possibles. La rupture apparaît en interlaminaire, dans la résine aux interfaces des plis. Ensuite, la zone inter-entailles se déforme plastiquement, le champ de déformations s'incline et les fibres s'ondulent pour reprendre l'effort (figure 2.25). L'observation post-mortem des éprouvettes fait en effet apparaître une déformation permanente de l'éprouvette.

Le module G_{13} est mesuré suivant la norme ASTM5379 selon $\Delta\tau/\Delta\gamma$, et la contrainte à la rupture de cisaillement interlaminaire τ_{13}^R est à peine plus faible que celle obtenue par l'essai de cisaillement interlaminaire ($\tau_{13}^R = 67 \text{ MPa}$ [Hexcel 10a]).

Il est par ailleurs intéressant de noter que d'autres géométries d'éprouvettes ont été testées pour mener la section cisailée à la rupture. Une éprouvette plus fine (2,5 mm) fait évidemment diminuer la charge à la rupture, le même phénomène de rupture étant observé. L'épaisseur d'une autre éprouvette a été diminuée localement sur une longueur de 4 mm dans la zone inter-entailles, pour concentrer le cisaillement dans cette zone. Le champ de déformations était bien plus resserré dans cette zone, ce qui n'a pas empêché à la section de se déformer plastiquement. Ce résultat est encourageant pour des études éventuelles concernant l'introduction d'un accident géométrique pour concentrer encore plus le cisaillement, et surtout pour éviter la rupture de l'interface des plis aux encoches. Peut-être qu'une simple saillie symétrique entre les deux côtés de l'éprouvette permettrait d'éviter la rupture de l'interface, mais il faudrait pouvoir mesurer les déformations à l'intérieur de l'éprouvette, car ni les jauges extensométriques ni les moyens de mesure optique par corrélation d'images ne permettent de mesurer le fond de la saillie.

L'étude de variations géométriques des éprouvettes (angle des entailles) étudiées dans le plan 12 [Melin 06, Peronnet 09] révèle également que des améliorations peuvent être apportées pour rendre le champ de déformations plus uniforme. De même, l'utilisation de la mesure optique par stéréo-corrélation d'images permet de calculer le pourcentage de torsion. Pourtant, il semble difficile d'obtenir un champ de déformations parfaitement uniforme, notamment pour l'étude des plans 1-3 et 2-3 qui font apparaître des modes de rupture perpendiculaires à la surface cisailée (cf. figure 2.11).

2.4 Traction hors plan

Afin de déterminer les caractéristiques en traction hors plan du matériau, l'essai présenté en figure 2.8 a été réalisé, où l'échantillon est collé entre deux extrémités métalliques.

Les éprouvettes de traction hors plan sont cylindriques pour éviter les effets de bords sur des concentrations de contraintes conduisant à des ruptures prématurées des éprouvettes. En effet, des études par éléments finis sur des éprouvettes de section carrée [Ferguson 97][Halme 02] ont montré les concentrations de contraintes observées dans l'éprouvette au niveau des angles de la section.

La contrainte de rupture hors plan Z_T et le module d'élasticité E_3 sont alors calculés par l'équation 2.12. Z_T est calculée à partir de l'effort à la rupture de l'échantillon et de la géométrie de l'échantillon, et E_3 avec deux points de déformation à 500 $\mu\epsilon$ et 1500 $\mu\epsilon$ (ou bien à un intervalle de 25 à 50% de la déformation extrême) [ASTMD7291 07].

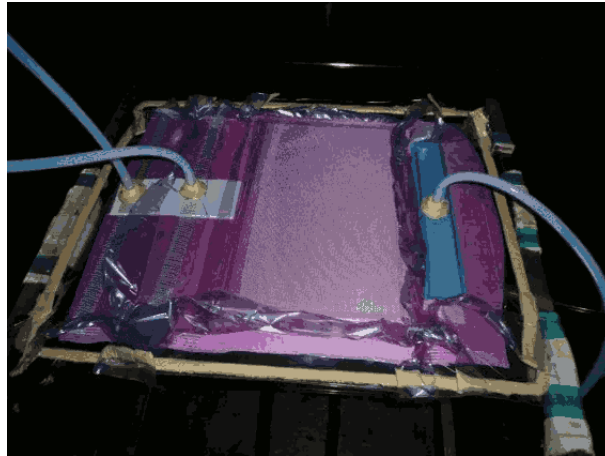


FIGURE 2.27: Montage de la fabrication d'une plaque de 20 plis de G0926/RTM6 réalisée par infusion de résine

$$\begin{aligned} Z_T &= F_{max}/A \\ E_3 &= \Delta\sigma/\Delta\varepsilon \end{aligned} \quad (2.12)$$

2.4.1 Fabrication de la plaque

Pour la préparation des éprouvettes, une épaisseur de 6 mm minimum doit être assurée. C'est pourquoi une plaque de 7 mm est réalisée.

La plaque, composée de 20 plis de G0926/RTM6, est fabriquée par infusion de résine. Le montage réalisé est donné en figure 2.27. Ce montage est un montage habituel pour l'infusion de résine, avec tissus d'arrachage dessus/dessous et grille d'infusion. Une dégressivité d'un millimètre par plis sur toute la circonférence de la plaque permet d'éviter les chemins préférentiels. Un des deux points de tirage de vide permet de drainer la résine dans toute la longueur de la plaque. Le second point de tirage de vide assure un maintien du vide pendant la polymérisation de la plaque.

En outre, il est préférable de réaliser un empilement équilibré symétrique afin d'éviter une rupture adhésive [ASTMD7291 07]. Comme un pli tissu satin est par définition non symétrique, la plaque réalisée comporte un nombre pair de plis à 0°, et la moitié des plis est retournée dessus/dessous.

2.4.2 Fabrication et préparation des éprouvettes

Les dimensions des éprouvettes sont données dans la figure 2.28a et l'éprouvette obtenue en figure 2.28b. La découpe directe d'échantillons circulaires (à l'aide d'un trépan diamant) ne donne pas de dimensions répétables et des amorces de délaminage apparaissent sur les bords du stratifié découpé : il a donc été décidé d'usiner au tour le montage collé (les deux extrémités métalliques circulaires plus l'échantillon carré), pour obtenir les dimensions finales. Les coupes sont réalisées à l'aide d'une scie circulaire diamantée avec une équerre réglable à 0,1 mm près, dans la zone valide de la plaque infusée. Les extrémités métalliques sont des tubes pleins en acier qui ont été tournés à un diamètre de 25 mm.

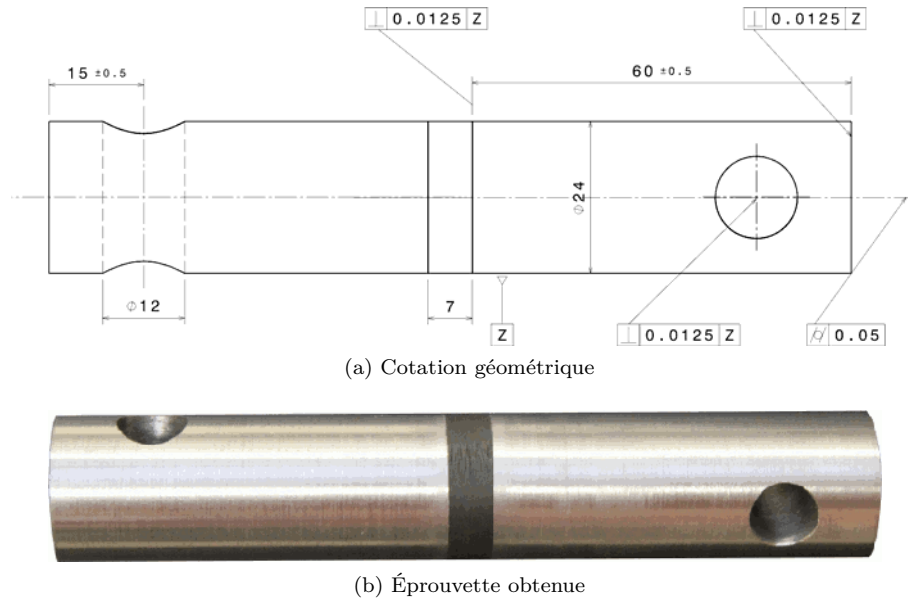


FIGURE 2.28: Éprouvette de traction hors plan

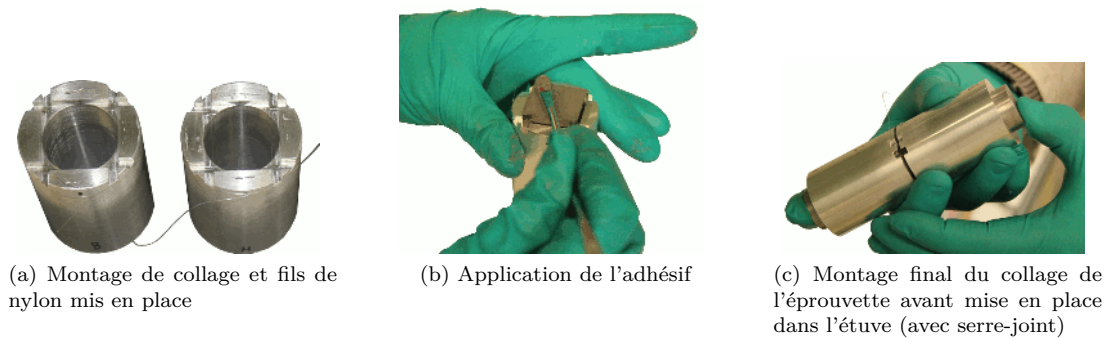


FIGURE 2.29: Procédé de collage de l'éprouvette de traction hors plan

L'étape de collage est réalisée en prenant référence sur l'échantillon de stratifié de 25 mm de côté, pour assurer la concentricité des deux extrémités métalliques de diamètre 25 mm. Un montage de collage en aluminium est utilisé, comme le montre la figure 2.29. L'adhésif utilisé est une colle époxyde bi-composant Hysol EA9394. La polymérisation est réalisée à 70 °C pendant 1 h, comme le préconise le fabricant à 66 °C pendant 1 h [Henkel 05] pour assurer une polymérisation complète. Un fil de nylon passant à deux reprises dans l'adhésif garanti une épaisseur constante d'adhésif (figure 2.29a). Les extrémités métalliques sont en acier car l'aluminium n'est pas conseillé [ASTMD7291 07] à cause de sa rigidité trop faible.

La préparation des surfaces de collage suit les recommandations du fabricant [Henkel 06]. Pour la préparation des surfaces des extrémités métalliques, un bain à ultrasons dans l'éthanol a été appliqué pendant 10 min, après que les surfaces aient été poncées à la toile de verre à gros grains. La qualité de la surface de collage du stratifié a été assurée par l'utilisation d'un tissu d'arrachage pendant le procédé de fabrication, et la surface a été légèrement poncée avec de la toile de verre à grain moyen. La surface est enfin dégraissée à l'aide de MEK (Méthyl Ethyl Cétone).

Le tournage permet d'obtenir une éprouvette circulaire de diamètre 24 mm. Cependant, le diamètre final obtenu est de 23 mm. En effet, le montage de collage prenant référence sur l'échantillon de stratifié ne permettait d'assurer la concentricité de l'éprouvette à un diamètre de 24 mm.

Une éprouvette de référence entièrement métallique de diamètre 25 mm, et de même longueur que les éprouvettes d'essai est fabriquée. Trois jauges extensométriques sont collées dans sa circonférence pour mesurer le pourcentage de flexion du montage expérimental avant de réaliser l'essai. Sur l'éprouvette composite, trois jauges extensométriques de type HBM K-LY41-1.5/120 sont collées dans la circonférence, et sont connectées en quart de pont sur un système Spider.

2.4.3 Montage expérimental

La figure 2.30 présente le montage des deux éprouvettes. La machine d'essai est une Instron 5500R avec un capteur de force de 100 kN. Le système d'acquisition Merlin d'Instron gère l'effort appliqué et le déplacement imposé. La vitesse de sollicitation est 0,1 mm/min. Les signaux d'effort et de déplacement sont également enregistrés par le système Spider relié au dispositif d'acquisition géré par Catman d'Instron. De même, les jauges extensométriques sont reliées au système Spider, et Catman permet de configurer les voies de mesure comme les déformations de traction hors plan ε_1 , ε_2 et ε_3 des trois jauges (où $\varepsilon_1 \geq \varepsilon_2 \geq \varepsilon_3$), et le pourcentage de flexion calculé à partir de ces trois déformations et de a , la déformation moyenne hors plan, selon les relations 2.13 [ASTME1012 05]. Le pourcentage de flexion doit être inférieur à 5 % à une déformation de 1000 $\mu\varepsilon$.

$$\%Flexion = (B/a) \times 100 \quad (2.13)$$

avec :

- a la déformation moyenne hors plan : $a = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3) / 3$
- B la déformation de flexion maximale : $B = b_1 / \cos \theta$
- b_i la déformation de flexion de chaque jauge : $b_1 = \varepsilon_1 - a$; $b_2 = \varepsilon_2 - a$; $b_3 = \varepsilon_3 - a$
- θ la direction de la flexion maximale entre la jauge à la déformation la plus importante et la suivante :
 $\theta = \tan^{-1} \left[(2/\sqrt{3}) (b_2/b_1 + 1/2) \right]$

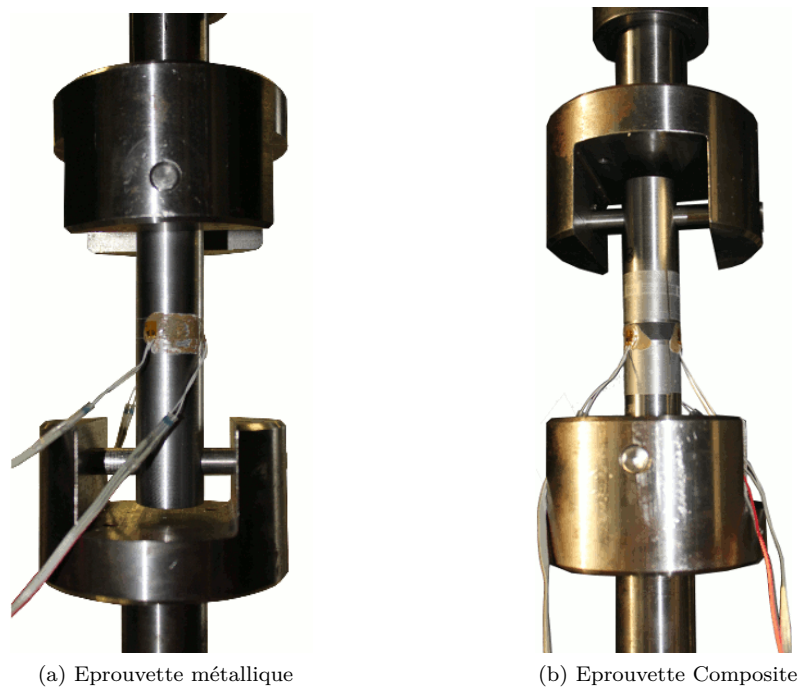


FIGURE 2.30: Montage expérimental de l'essai de traction hors plan

2.4.4 Résultats

Tout d'abord, l'éprouvette métallique a été utilisée pour vérifier le pourcentage de flexion. Cette éprouvette n'est pas prévue pour arriver à la rupture. La figure 2.31a montre qu'à un peu plus de 3 mm de déplacement de la traverse, la charge est de 50 kN et le pourcentage de flexion devient inférieur à 5%. Avant 0,5 mm de déplacement, il diminue fortement pour arriver à un palier de l'ordre de 12% : l'éprouvette et l'outillage se mettent en place. À partir de 1,5 mm de déplacement, on remarque l'apparition d'une non-linéarité dans le chargement, qui mène le pourcentage de flexion à diminuer au dessous des 5%. Cette non-linéarité correspond à la plastification des pions de montage des extrémités en flexion, qui ressortent écrouis de l'essai.

La loi de comportement est cependant linéaire (figure 2.31b), et on peut retrouver le module d'Young de 218 GPa de l'acier utilisé.

Le désalignement du chargement dans l'éprouvette est donc mis en évidence, mais n'empêche pas la mesure du module d'Young. La loi de comportement de l'éprouvette composite (figure 2.32) montre que l'éprouvette rompt selon une rupture adhésive à seulement 4,9 MPa. Les surfaces de l'éprouvette rompue sont représentées dans la figure 2.33.

Comme l'échantillon de stratifié possède une rigidité bien inférieure à celle des extrémités métalliques et des pions de montage en flexion, le désalignement du chargement se répercute dans la zone de l'échantillon de stratifié. Cependant, la loi de comportement tracée à partir de la déformation moyenne hors plan est linéaire, ce qui permet de calculer le module d'Young $E_3 \approx 12,8$ GPa de cette éprouvette. On notera que les deux points de déformations devraient être définis à $500 \mu\epsilon$ et à $1500 \mu\epsilon$, ce qui n'est pas possible ici.

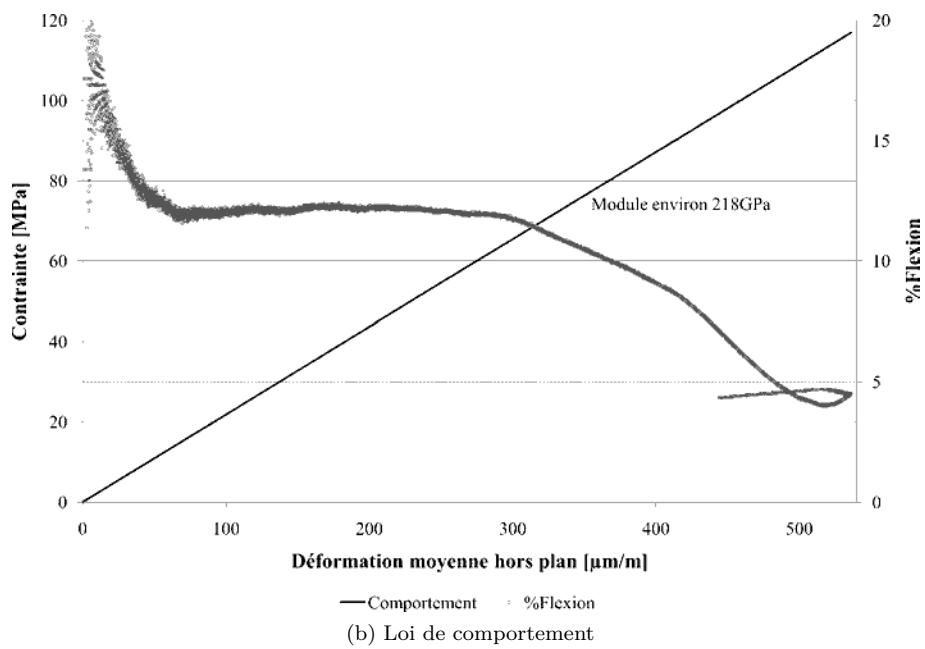
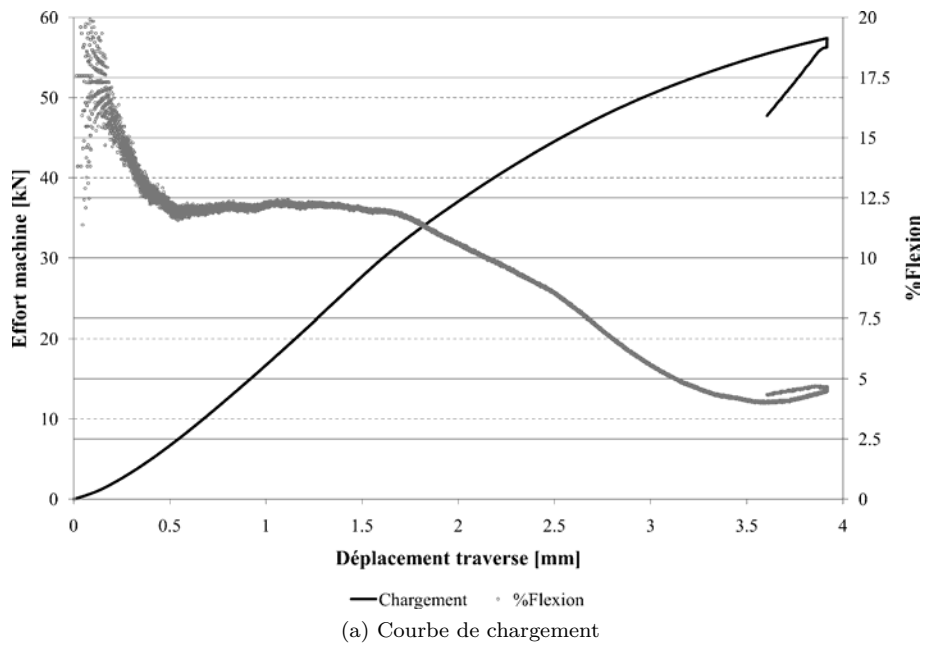


FIGURE 2.31: Éprouvette métallique

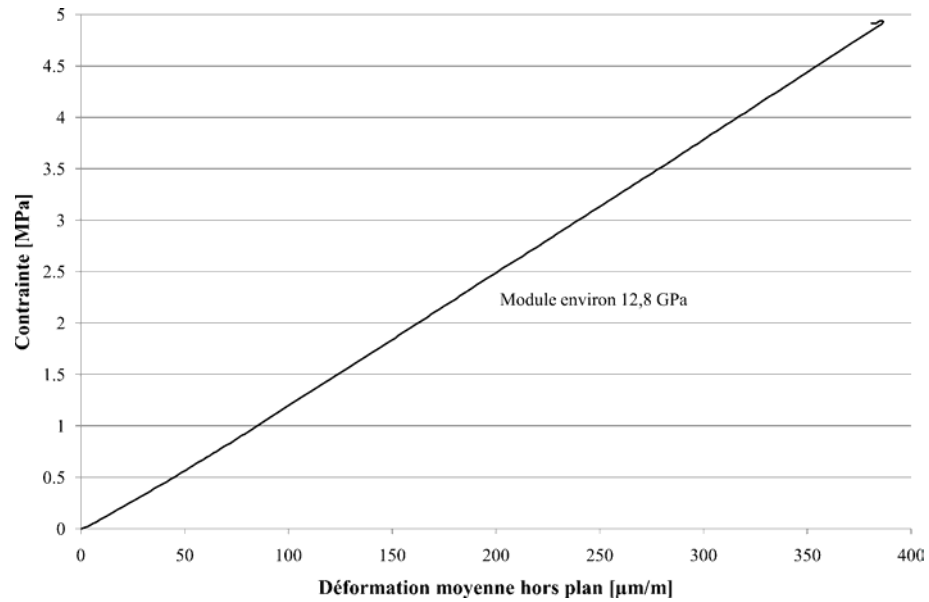


FIGURE 2.32: Éprouvette composite, courbe contrainte-déformation

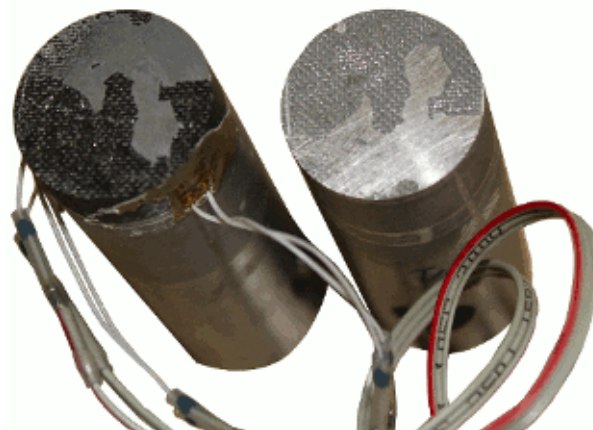


FIGURE 2.33: Rupture adhésive de l'éprouvette de traction hors plan

2.4.5 Conclusions

L'essai de traction hors plan n'a permis d'obtenir qu'une valeur indicative du module de traction hors plan $E_3 \approx 12,8$ GPa. La détermination de la contrainte admissible à la rupture Z_T n'est pas possible car l'éprouvette rompt selon une rupture adhésive. En effet, cet essai nécessite une amélioration de la qualité de collage de l'échantillon de stratifié sur les extrémités métalliques, et de la mise en place de l'éprouvette dans l'outillage de la machine :

- La qualité de collage peut être améliorée avec une préparation mécanique et chimique des surfaces des extrémités métalliques contrairement aux procédures. Cela permettrait d'augmenter la surface de collage et donc d'augmenter la tenue mécanique. D'autre part, une phosphatation au manganèse ou au zinc, couramment utilisée pour améliorer l'adhésion des revêtements de résine sur acier et aluminium, permettrait d'améliorer encore l'ancrage de la couche d'adhésif aux extrémités métalliques.
- Il est apparu difficile de monter les éprouvettes de telle manière qu'elle soit parfaitement alignée avec l'axe de chargement. Il semble qu'à partir d'une certaine charge, le frottement entre les axes des extrémités métalliques et les pions de montage ne permette plus à l'éprouvette de s'autoaligner. Pourtant, les liaisons rotulées de la machine ont été utilisées. Une amélioration consisterait à gérer la localisation de l'éprouvette par l'intermédiaire d'éléments supplémentaires à l'outillage, qui centreraient correctement l'éprouvette dans le « U » de l'outillage.

2.5 Essais complémentaires par la caractérisation ultrasonore

La mesure des vitesses d'ondes ultrasonores dans tous les plans adéquats d'une structure permet de déterminer les neuf constantes de l'ingénieur. Cette méthode est donc utilisée à partir d'éprouvettes prélevées dans une plaque épaisse, pour compléter et vérifier les propriétés déterminées par les autres essais mécaniques. Malgré tout, les essais mécaniques apportent la détermination des caractéristiques de rupture qui manquent à la mesure ultrasonore. On s'arrête à la caractérisation ultrasonore par contact direct, mais il est tout à fait possible de suivre les mêmes méthodes de calcul en immersion.

2.5.1 Types d'ondes ultrasonores

Les ondes ultrasonores sont des ondes acoustiques ayant une fréquence supérieure au domaine audible (>20 kHz). Les ondes acoustiques ont la propriété de provoquer un déplacement réversible car élastique et local de la matière dans les milieux solides, liquides et gazeux. Dans la matière, les vibrations élastiques se transmettent de particule à particule. Hormis les ondes de surface et de plaque (ou de Lamb), ce sont les ondes de volume qui sont utilisées pour caractériser les constantes élastiques. La figure 2.34 montre les deux types d'onde de volume. Dans les ondes de volume de mode longitudinal, la direction de propagation de l'onde est identique à la direction de déplacement (polarisation) des particules. Quant aux ondes de volume de mode transversal, la direction de déplacement des particules est perpendiculaire à la direction de propagation de l'onde.

Pour émettre et recevoir des ultrasons, on utilise des transducteurs ultrasonores qui se servent de l'effet piézo-électrique. Cet effet réversible convertit une pression mécanique en une charge électrique. Les transducteurs contiennent un élément piézo-électrique, l'oscillateur, aussi appelé transducteur.

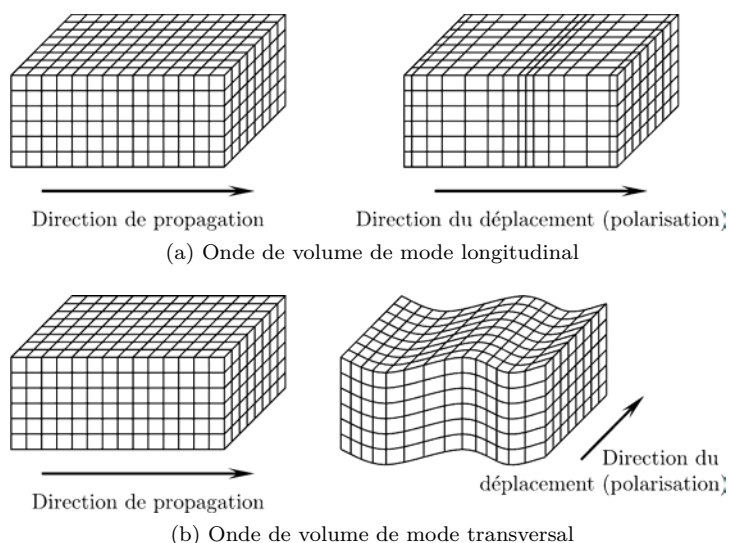


FIGURE 2.34: Deux types d'ondes de volume [Mistou 00]

La caractérisation ultrasonore est réalisée par contact direct ; un transducteur est donc disposé sur chaque face d'une éprouvette d'épaisseur comprise entre 10 et 20 mm, pour émettre et recevoir les ondes ultrasonores. Un transducteur traite une onde de fréquence et de type donné. Par contact direct, on utilise une paire de transducteurs d'ondes longitudinales et une paire de transducteurs d'ondes transversales. Le choix de la fréquence de caractérisation dépend de deux conditions :

- homogénéité du milieu solide à l'échelle des longueurs d'onde utilisées : la plus petite longueur d'onde doit être supérieure aux dimensions des hétérogénéités du milieu. Cela évite que les ondes générées ne soient dispersées par des phénomènes de réfraction.
- milieu semi-infini : la mesure du temps de vol, temps de passage de l'onde dans l'échantillon, est possible si les échos des modes générés sont parfaitement séparés après transmission dans l'échantillon.

Ces deux conditions définissent un domaine fréquentiel dans l'équation 2.14, pour lequel la caractérisation du matériau est possible [Castaings 93].

$$\frac{3.C_{\max}}{2.h} \leq f_c \leq \frac{C_{\min}}{6.d} \quad (2.14)$$

C_{\min} et C_{\max} sont les célérités minimale et maximale des modes générés, h est l'épaisseur de l'échantillon et d est la dimension de la plus forte hétérogénéité (diamètre de la fibre). En considérant des transducteurs avec $C_{\min} = 1500$ m/s et $C_{\max} = 6000$ m/s, un diamètre de fibre de $7 \mu\text{m}$ et une épaisseur d'échantillon maximale de 20 mm, on trouve une fréquence comprise entre 450 kHz et 35 MHz. Les transducteurs longitudinaux utilisés ont une fréquence de 5 MHz et les transducteurs transversaux une fréquence de 2,25 MHz.

2.5.2 Équations de propagation dans un solide orthotrope

Les constantes élastiques et les vitesses de phase des ondes planes sont liées par l'équation du mouvement décrite par la loi fondamentale de la dynamique [Dieulesaint 74] :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (2.15)$$

Avec V la vitesse de phase, u_i^0 la polarisation de l'onde et n_i les composantes du vecteur directeur de propagation, l'équation de Christoffel s'écrit :

$$\rho V^2 u_i^0 = C_{ijkl} n_j n_k u_l^0 \quad (2.16)$$

Le tenseur de Christoffel $\Gamma_{il} = C_{ijkl} n_j n_k$ est alors introduit pour décrire la propagation d'une onde élastique de direction \vec{n} dans un solide anisotrope selon l'équation 2.17. Les vitesses de phase et les polarisations de l'onde sont alors les valeurs propres et les vecteurs propres de l'équation de Christoffel.

$$\det [\Gamma_{ij} - \rho V^2 \delta_{ij}] = 0 \quad (2.17)$$

avec ρ la masse volumique et δ_{ij} le delta de Kronecker.

À partir du tenseur de rigidité du quatrième ordre du matériau C_{ijkl} , on peut écrire les composantes du tenseur de Christoffel pour un matériau orthotrope :

$$\begin{aligned} \Gamma_{11} &= C_{11}n_1^2 + C_{66}n_2^2 + C_{55}n_3^2 + 2C_{16}n_1n_2 + 2C_{15}n_1n_3 + 2C_{56}n_2n_3 \\ \Gamma_{12} &= C_{16}n_1^2 + C_{26}n_2^2 + C_{45}n_3^2 + (C_{12} + C_{66})n_1n_2 + (C_{14} + C_{56})n_1n_3 + (C_{46} + C_{25})n_2n_3 \\ \Gamma_{13} &= C_{15}n_1^2 + C_{46}n_2^2 + C_{35}n_3^2 + (C_{14} + C_{56})n_1n_2 + (C_{13} + C_{55})n_1n_3 + (C_{36} + C_{45})n_2n_3 \\ \Gamma_{22} &= C_{66}n_1^2 + C_{22}n_2^2 + C_{44}n_3^2 + 2C_{26}n_1n_2 + 2C_{46}n_1n_3 + 2C_{24}n_2n_3 \\ \Gamma_{23} &= C_{56}n_1^2 + C_{24}n_2^2 + C_{34}n_3^2 + (C_{46} + C_{25})n_1n_2 + (C_{36} + C_{45})n_1n_3 + (C_{23} + C_{44})n_2n_3 \\ \Gamma_{33} &= C_{55}n_1^2 + C_{44}n_2^2 + C_{33}n_3^2 + 2C_{45}n_1n_2 + 2C_{35}n_1n_3 + 2C_{34}n_2n_3 \\ \Gamma_{21} &= \Gamma_{12} \quad \Gamma_{31} = \Gamma_{13} \quad \Gamma_{32} = \Gamma_{23} \end{aligned} \quad (2.18)$$
















L'équation 2.17 étant cubique en ρV^2 , on trouve trois modes d'ondes se propageant suivant une direction \vec{n} donnée à une vitesse différente. L'onde la plus proche de \vec{n} est appelée onde quasi-longitudinale, les deux autres ondes quasi-transversales, comme le montre la figure 2.35. Pour caractériser un matériau, les ondes sont transmises selon les directions d'orthotropie afin d'obtenir des ondes purement longitudinales et transversales.

La résolution du problème direct est l'obtention des vitesses à partir des propriétés mécaniques du matériau. La caractérisation ultrasonore des matériaux passe par la résolution du problème inverse où les propriétés mécaniques sont obtenues à partir de la mesure des vitesses des ondes dans le matériau.

2.5.3 Équations du problème inverse

Quatre échantillons qui sont représentés dans la figure 2.36 sont découpés au disque diamanté, et peuvent être repris au fil diamanté pour améliorer les tolérances des distances de parcours des ondes. Six paires de facettes planes parallèles sont nécessaires. Le tableau 2.5 donne les relations entre les vitesses mesurées et les constantes d'élasticité, selon la direction de propagation et la polarisation. Neuf mesures de vitesse permettent enfin d'obtenir les coefficients du tenseur de rigidité selon les relations 2.19 et 2.20.

TABLEAU 2.5: Relations entre constantes élastiques et vitesses de propagation [Mistou 00]

\vec{n}	Polarisation	Type d'onde	Type d'essai Géométrie	Tenseur de Christoffel	Relation Constantes/Vitesses
$n_1 = 1$ $n_2 = 0$ $n_3 = 0$	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		$\Gamma_{33} = C_{33}$	$C_{33} = \rho V_{33}^2$
$n_1 = 0$ $n_2 = \frac{\sqrt{2}}{2}$ $n_3 = \frac{\sqrt{2}}{2}$	1	transversale		$2\Gamma_{11} =$ $C_{55} + C_{66}$	$C_{55} + C_{66} = 2\rho V_{S23}^2$
	2-3	quasi- longitudinale quasi- transversale		$2\Gamma_{22} =$ $C_{22} + C_{44}$ $2\Gamma_{23} =$ $C_{23} + C_{44}$ $2\Gamma_{33} =$ $C_{33} + C_{44}$	$C_{23} = \sqrt{(C_{22} + C_{44} - 2\rho V_{S1}^2)}$ $\times \sqrt{(C_{33} + C_{44} - 2\rho V_{S1}^2)} - C_{44}$
$n_1 = \frac{\sqrt{2}}{2}$ $n_2 = 0$ $n_3 = \frac{\sqrt{2}}{2}$	2	transversale		$2\Gamma_{22} =$ $C_{44} + C_{66}$	$C_{44} + C_{66} = 2\rho V_{S13}^2$
	1-3	quasi- longitudinale quasi- transversale		$2\Gamma_{11} =$ $C_{11} + C_{55}$ $2\Gamma_{13} =$ $C_{13} + C_{55}$ $2\Gamma_{33} =$ $C_{33} + C_{55}$	$C_{13} = \sqrt{(C_{11} + C_{55} - 2\rho V_{S2}^2)}$ $\times \sqrt{(C_{33} + C_{55} - 2\rho V_{S2}^2)} - C_{55}$
$n_1 = \frac{\sqrt{2}}{2}$ $n_2 = \frac{\sqrt{2}}{2}$ $n_3 = 0$	3	transversale		$2\Gamma_{33} =$ $C_{44} + C_{55}$	$C_{44} + C_{55} = 2\rho V_{S12}^2$
	1-2	quasi- longitudinale quasi- transversale		$2\Gamma_{11} =$ $C_{11} + C_{66}$ $2\Gamma_{12} =$ $C_{12} + C_{66}$ $2\Gamma_{22} =$ $C_{22} + C_{66}$	$C_{12} = \sqrt{(C_{11} + C_{66} - 2\rho V_{S3}^2)}$ $\times \sqrt{(C_{22} + C_{66} - 2\rho V_{S3}^2)} - C_{66}$

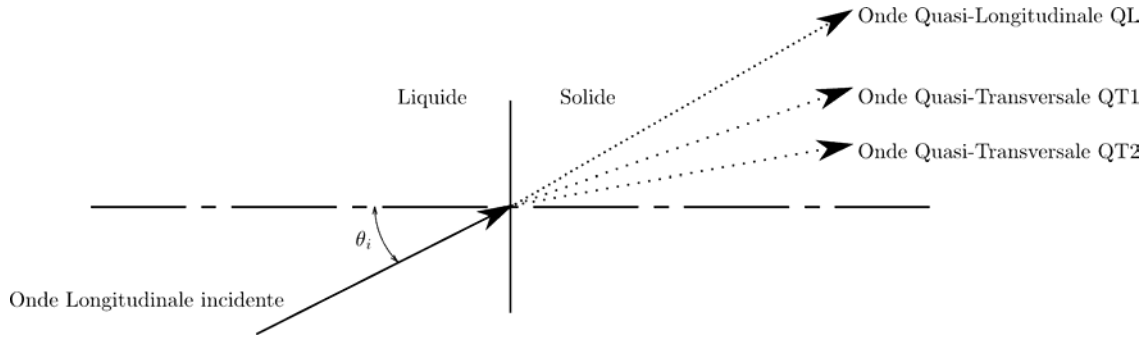


FIGURE 2.35: Trois modes d'ondes ultrasonores

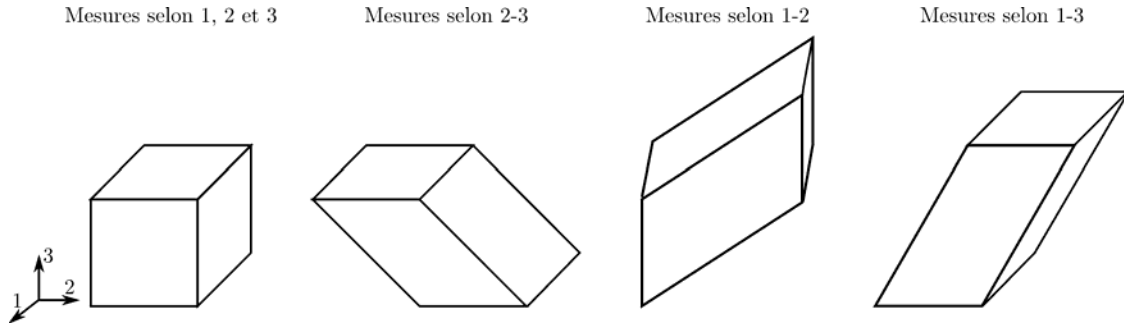


FIGURE 2.36: Échantillons utilisés pour la caractérisation ultrasonore

$$[S] = \frac{1}{D} \begin{bmatrix} C_{22} \cdot C_{33} - C_{23}^2 & C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33} & C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33} & C_{11} \cdot C_{33} - C_{13}^2 & C_{12} \cdot C_{13} - C_{11} \cdot C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22} & C_{12} \cdot C_{13} - C_{11} \cdot C_{23} & C_{11} \cdot C_{22} - C_{12}^2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{D}{C_{44}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{D}{C_{55}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{D}{C_{66}} \end{bmatrix} \quad (2.19)$$

Avec $D = C_{11} \cdot C_{22} \cdot C_{33} - C_{11} C_{23}^2 - C_{33} \cdot C_{12}^2 - C_{22} \cdot C_{13}^2 + 2C_{12} \cdot C_{13} \cdot C_{23}$

$$\begin{aligned} E_1 &= \frac{D}{C_{22} \cdot C_{33} - C_{23}^2} & E_2 &= \frac{D}{C_{11} \cdot C_{33} - C_{13}^2} & E_3 &= \frac{D}{C_{11} \cdot C_{22} - C_{12}^2} \\ G_{23} &= C_{44} & G_{13} &= C_{55} & G_{12} &= C_{66} \\ \nu_{23} &= \frac{-E_2(C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} & \nu_{32} &= \frac{-E_3(C_{12} \cdot C_{13} - C_{23} \cdot C_{11})}{D} \\ \nu_{13} &= \frac{-E_1(C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} & \nu_{31} &= \frac{-E_3(C_{12} \cdot C_{23} - C_{13} \cdot C_{22})}{D} \\ \nu_{12} &= \frac{-E_1(C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33})}{D} & \nu_{21} &= \frac{-E_2(C_{13} \cdot C_{23} - C_{12} \cdot C_{33})}{D} \end{aligned} \quad (2.20)$$

2.5.4 Dispositif de caractérisation par contact direct

La figure 2.37 donne le montage utilisé pour caractériser le matériau. Deux paires de transducteurs longitudinaux ou transversaux sont utilisés. Un générateur de vibrations Sofranel 5800 à 35 MHz envoie un signal à 5 KHz et à une puissance de 100 μ J, à un émetteur de 0,5 in de diamètre. La puissance de 100 μ J est nécessaire pour que les ondes puissent traverser l'épaisseur de matériau. Le signal émis est synchronisé

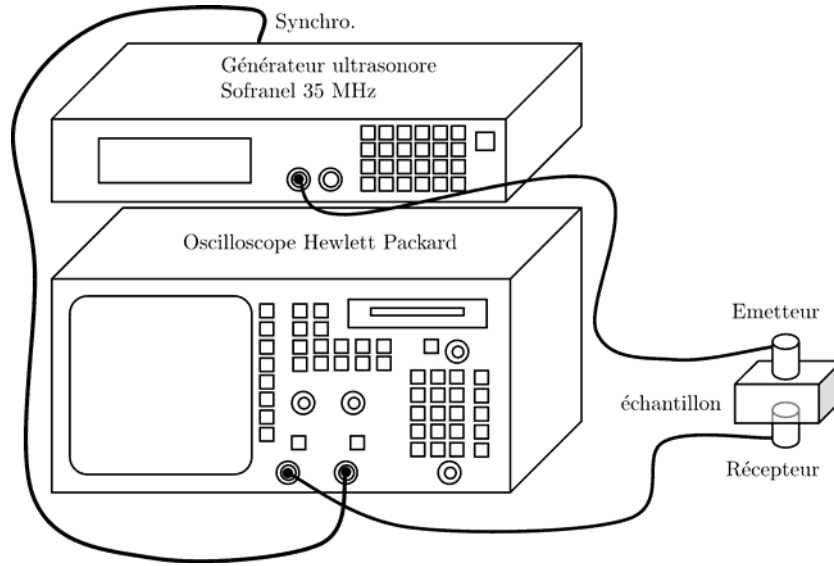


FIGURE 2.37: Dispositif de caractérisation par contact direct [Mistou 00]

TABLEAU 2.6: Vitesses mesurées par la caractérisation ultrasonore par contact direct [m/s]

$V_{11} = V_{22}$	V_{33}	$V_{13} = V_{23}$ $V_{31} = V_{32}$	$V_{12} = V_{21}$	$V_{S23} = V_{S13}$	V_{S12}	$V_{S1} = V_{S2}$	V_{S3}
6670	2930	1550	1800	1815	1550	2215	4515

avec l'oscilloscope qui reçoit également le signal du récepteur, après que les ondes aient traversé le matériau. Le temps mis par les ondes pour traverser l'épaisseur du matériau (temps de vol), donne la vitesse de propagation de l'onde dans le matériau. Pour chaque paire de transducteurs, un étalonnage permet de définir un temps de vol de référence sans échantillon.

2.5.5 Résultats

Le comportement mécanique d'un pli tissu est décrit par 6 constantes élastiques (voir Chapitre 1). Ainsi, les mesures données dans le tableau 2.5 sont réalisées pour déterminer les 6 coefficients du tenseur de rigidité, selon les relations 2.21 et 2.22 pour un pli tissu. Les vitesses mesurées sont données dans le tableau 2.6. Les résultats de la caractérisation ultrasonore sont récapitulés en conclusion avec l'ensemble des caractéristiques identifiées par les méthodes plus traditionnelles (tableau 2.7).

$$\begin{aligned}
 C_{11} &= C_{22} \\
 C_{44} &= C_{55} \\
 C_{13} &= C_{23}
 \end{aligned}
 \tag{2.21}$$

$$\begin{aligned}
 D &= (C_{11}^2 - C_{12}^2) C_{33} + 2(C_{12} - C_{11}) C_{13}^2 \\
 C_{12} &= C_{11} - 2\rho V_{S3}^2
 \end{aligned}
 \tag{2.22}$$

2.6 Conclusions

Les essais permettant d’obtenir les propriétés mécaniques dans le plan 12 ont été décrits et des mesures hors plan ont été réalisées. Ces propriétés sont listées dans le tableau 2.7. Comme tous les modules et admissibles ne sont pas disponibles, les propriétés du G0926/RTM6 du fabricant sont utilisées [Hexcel 10b, Hexcel 10a], afin de rentrer un ensemble cohérent de propriétés mécaniques dans les modèles numériques.

La caractérisation mécanique ultrasonore est complémentaire à l’ensemble des essais et peut être réalisée dans tous les plans. Tout comme les essais hors plan, elle nécessite la fabrication de stratifiés épais qui est un paramètre critique. Elle apporte une vérification rapide des propriétés déjà déterminées. Pourtant elle ne permet pas d’obtenir les caractéristiques à la rupture, ce que seuls les essais mécaniques peuvent déterminer.

Les propriétés mécaniques obtenues par les différents moyens d’essais sont données dans le tableau 2.7. Un certain nombre d’observations peuvent être faites par rapport aux caractéristiques du pli tissu.

Comme le tissu G0926 est parfaitement équilibré entre le sens chaîne et le sens trame, on considère les modules d’Young longitudinaux E_1 et transversaux E_2 équivalents. Le module de compression est légèrement inférieur au module de traction. Le module de traction hors plan E_3 est indépendant des deux autres. La valeur obtenue par l’essai de traction hors plan est indicative car l’essai doit être amélioré. Cependant, la mesure ultrasonore confirme que E_3 est de l’ordre de 10 à 12 GPa.

Le module de cisaillement G_{12} n’a été mesuré que par la méthode ultrasonore, qui donne une valeur proche de la valeur recherchée de 4300 MPa. Il n’existe pas de valeurs de référence pour les modules de cisaillement hors plan G_{13} et G_{23} , mais ces modules ont été mesurés par trois méthodes différentes. Un essai mécanique de cisaillement hors plan (Iosipescu) avec une mesure par jauges extensométriques et une mesure optique par corrélation d’images donne des valeurs de 3400 MPa et de 3800 MPa. Ces valeurs sont confirmées par la mesure ultrasonore qui indique un module hors plan de 3600 MPa.

Les valeurs des coefficients de Poisson $\nu_{12} = \nu_{21}$ obtenues par essai de traction et par caractérisation ultrasonore sont très proches. On note que ces valeurs sont faibles. Les valeurs de $\nu_{31} = \nu_{32}$ sont légèrement supérieures, de l’ordre de 0,10. Quant aux coefficients de Poisson $\nu_{13} = \nu_{23}$, leur valeur est très élevée, de 0,47, ce qui traduit un comportement proche de celui d’un matériau incompressible dans les plans 13 et 23. Toutefois, il pourrait être pertinent de vérifier ces valeurs par des essais mécaniques de traction dans ces plans.

On considère que les valeurs de contraintes à la rupture sont équivalentes dans le sens chaîne et dans le sens trame. Les valeurs mesurées de $X_T = Y_T$ de l’ordre de 750 MPa semblent inférieures à la valeur de référence de 860 MPa. Les valeurs mesurées de $X_C = Y_C$ de 610 MPa sont aussi plus faibles que la valeur de référence de 700 MPa, ce qui semble être dû au flambement de l’éprouvette. La contrainte à rupture hors plan Z_T n’a pas pu être correctement caractérisée expérimentalement. En effet, l’éprouvette et le montage d’essai doivent être revus. Comme Z_T est indépendante des admissibles du plan —pour un unidirectionnel on pourrait considérer $Z_T = Y_T$ — la valeur obtenue de 4,9 MPa n’est pas représentative, et on peut s’attendre plutôt à des valeurs de l’ordre de 15 MPa pour des plis tissus.

L’admissible de cisaillement plan S_{12} n’a pas été mesuré. La valeur de référence est de 100 MPa. Les contraintes à rupture de cisaillement hors plan $S_{13} = S_{23}$ ont été mesurées par trois méthodes. L’essai de cisaillement hors plan (Iosipescu) par jauges extensométriques et par mesure optique par corrélation

TABLEAU 2.7: Propriétés mécaniques moyennes du G0926/RTM6 obtenues par différentes méthodes

Propriété	Valeurs de référence [MPa]	Valeurs mesurées ^a [MPa]
$E_1 = E_L = E_2 = E_T$ traction	63000 [EN2597 98]	63500 ±4500 [section 2.2.1.1] 64200 ±5000 [section 2.5]
$E_1 = E_L = E_2 = E_T$ compression	60000 [prEN2850 97]	62000 ±4500 [section 2.2.1.2] 64200 ±5000 ^b [section 2.5]
$E_3 = E_N$	-	12800 [section 2.4] 11900 ±1000 [section 2.5]
$G_{12} = G_{LT}$	4300 [AITM1-0002 98]	4900 ±500 [section 2.5]
$G_{13} = G_{LN}$ $= G_{23} = G_{TN}$	-	3800 ±500 [section 2.3-jauges] 3400 ±300 [section 2.3-mesure optique] 3600 ±500 [section 2.5]
$\nu_{12} = \nu_{LT}$ $= \nu_{21} = \nu_{TL}$	-	0,05 [section 2.2.1.1] 0,04 ±0,01 [section 2.5]
$\nu_{13} = \nu_{LN}$ $= \nu_{23} = \nu_{TN}$	-	0,47 ±0,07 [section 2.5]
$\nu_{31} = \nu_{NL}$ $= \nu_{32} = \nu_{NT}$	-	0,09 ±0,01 [section 2.5]
$\sigma_1^R = X_T = \sigma_2^R = Y_T$ traction	860 [EN2597 98]	750 [section 2.2.1.1]
$\sigma_1^R = X_C = \sigma_2^R = Y_C$ compression	700 [prEN2850 97]	610 [section 2.2.1.2]
$\sigma_3^R = Z_T$ traction	-	4,9 ^c [section 2.4]
$\tau_{12}^R = S_{12}$	100 [AITM1-0002 98]	-
$\tau_{13}^R = S_{13}$ $= \tau_{23}^R = S_{23}$	67 [NFEN2563 97]	64 ±5 [section 2.3-jauges] 64 ±5 [section 2.3-mesure optique] 64 ±7 [section 2.2.1.4]

a. Pour un tissu équilibré : $E_L = E_T$, $\nu_{21} = \nu_{12}$, $\nu_{23} = \nu_{13}$, $\nu_{32} = \nu_{31}$, $G_{23} = G_{13}$, $X_T = Y_T$, $X_C = Y_C$

b. On considère la traction/compression équivalente avec la caractérisation ultrasonore

c. Valeur faible à cause d'une rupture adhésive

d'images donne une valeur de 64 MPa, de même qu'avec l'essai de cisaillement interlaminaire. La valeur de référence de 67 MPa est très proche.

Chapitre 3

Modélisation numérique du comportement en post-flambement

Sommaire

3.1	Introduction générale	88
3.2	Définition du modèle global de panneau autoraidi	89
3.2.1	Étude de convergence	89
3.2.2	Conditions aux limites réelles	95
3.2.3	Paramètres géométriques	96
3.3	Analyse éléments finis du modèle global	98
3.3.1	Analyse de flambement linéaire	99
3.3.2	Analyse statique linéaire	100
3.3.3	Analyse avec non-linéarités géométriques « progressive failure analysis »	101
3.3.4	Influence de la modélisation de l'intersection des structures intégrées	105
3.3.5	Influence des propriétés mécaniques	106
3.4	Étude à l'échelle locale des structures intégrées	108
3.4.1	Modélisation des détails structuraux des structures intégrées	108
3.4.2	Essais « pull-test » : observations expérimentales	113
3.4.3	Modélisations locales	114
3.5	Conclusions sur la modélisation numérique	117

3.1 Introduction générale

Le comportement en post-flambement de panneaux composites est un axe de recherche récent. La charge critique de flambement peut être dépassée et la rupture de la structure composite se produit au niveau des semelles des raidisseurs où le moment est maximum, c'est-à-dire aux points opposés des vagues de flambement [Stevens 95, Falzon 00] symétriques ou non symétriques. La rupture fait souvent intervenir un délaminage des structures intégrées, d'où l'intérêt porté à ce type d'essai relativement simple de mise en œuvre et représentatif de sollicitations courantes.

Les études récentes les plus approfondies dans la modélisation numérique de panneaux autoraidis en composite ont été réalisées dans le cadre du programme COCOMAT [Zimmermann 06a, Degenhardt 08, Orifici 08a], et vérifiées expérimentalement en mesure optique par stéréo-corrélation d'images. Ces essais sont des essais de compression mais des études intéressantes concernent aussi des essais en cisaillement [Krueger 09]. Les phénomènes de rupture observés sont, hormis le décollement des semelles, des délaminages et des ruptures dans le revêtement ou/et dans l'âme des raidisseurs. Ces deux types d'essais ont également été appliqués récemment pour étudier le décollement de raidisseurs de type oméga sur des panneaux représentatifs chargés en compression et en cisaillement [Bertolini 08, Bertolini 09]. Des approches analytiques sont aussi développées pour étudier le flambement dans la direction transverse de panneaux autoraidis [Mittelstedt 10].

L'inconvénient des conditions aux limites expérimentales de ces essais de compression est qu'elles imposent un glissement sur les bords latéraux du panneau. Cette condition influence le phénomène de post-flambement [Zimmermann 06a]. La solution apportée par ces auteurs est de prendre en compte la condition aux limites dans la modélisation par l'intermédiaire de ressorts et de plusieurs rangées de nœuds, les résultats numériques sont alors recalés grâce aux résultats expérimentaux. Dans la présente étude, il a été choisi de ne pas définir de condition de glissement sur les bords de l'éprouvette. Par contre, les bords ne doivent pas flamber pour ne pas que l'éprouvette ne s'effondre à une charge trop faible, ce qui est vérifié numériquement. Cela nécessite de réduire les bords libres au maximum pour que les raidisseurs latéraux apportent une rigidité suffisante afin qu'un flambement des bords n'apparaisse pas.

Le décollement se produit généralement à l'interface entre les structures intégrées et les peaux, et il est habituellement modélisé de cette manière. Des éléments cohésifs sont en effet utilisés à l'interface avec le critère énergétique de Benzeggagh-Kenane [Benzeggagh 96]. Les structures sont intégrées au panneau par secondary bonding, co-bonding ou co-curing, et sont issues de technologies préimprégnées. Les imperfections géométriques semblent avoir une influence négligeable sur les résultats [Orifici 07] et les solveurs éléments finis Nastran et Abaqus sont couramment utilisés pour appliquer des critères de rupture en contraintes.

Lors d'essais de panneaux plans comprenant un seul raidisseur en T collé sur une peau en secondary bonding, ORIFICI avait réalisé deux configurations d'éprouvettes [Orifici 08b]. Une éprouvette est saine dans la zone centrale, alors que la seconde est fabriquée avec un élément de *PTFE* entre le raidisseur et la peau, permettant de forcer le décollement au centre de l'éprouvette. Le panneau étudié possède des structures intégrées transversales (*PCI*) qui permettront de considérer les extrémités « semi-encastées », ce qui réduit les risques de rupture fatale aux encastremets du panneau. En effet, une rupture du panneau à sa mi-hauteur est recherchée pour mettre en évidence le phénomène de décohésion des structures intégrées dans la zone courante du panneau.

Les phénomènes de post-flambement sont donc mis en évidence numériquement sur un panneau de fuselage infusé représentatif avec structures intégrées [Perret 11b]. Ensuite, une approche expérimentale développée dans le chapitre suivant, permettra de valider les modèles numériques, et de mettre en évidence les phénomènes de post-flambement et de rupture. Cela permettra de faire la distinction de comportement entre l'assemblage en co-curing des préimprégnés unidirectionnels et le concept d'assemblage par procédé d'infusion de tissus secs préalablement préformés, utilisés dans les présents travaux.

3.2 Définition du modèle global de panneau autoraidi

Plusieurs étapes ont été suivies pour réaliser des modèles numériques d'un panneau autoraidi en post-flambement.

Tout d'abord, une étude de convergence sur les modes de flambement est réalisée sur une maille représentative (zone de peau comprenant un raidisseur). Il faut que les peaux (revêtement) flambent avant les raidisseurs (structures intégrées) pour que la structure ne s'effondre pas après la charge critique de flambement. Ainsi, le nombre d'éléments nécessaires pour modéliser plusieurs types de structures intégrées (I, J, Ω) est défini.

Un modèle éléments finis de panneau autoraidi peut ainsi être défini pour calculer la charge critique de flambement par analyse linéaire. Les déplacements unitaires associés aux vecteurs propres permettent dans un premier temps de vérifier que le revêtement flambe avant les structures intégrées, et de modifier rapidement la géométrie de l'éprouvette selon les résultats obtenus. Ces déplacements unitaires pourraient être utilisés en pré-contrainte dans les modèles de post-flambement comme il est souvent d'usage, mais ce n'est pas la méthode utilisée ici.

Une analyse statique linéaire est ensuite appliquée sur une éprouvette à la géométrie fixée, et la charge appliquée est égale à la charge critique de flambement. Plusieurs états sont calculés en augmentant la charge jusqu'à la rupture indiquée par le critère de rupture en contraintes de Tsai-Wu. Le déplacement à la rupture est obtenu, il sert de base de calcul de l'incrément du pas de déplacement pour la suite.

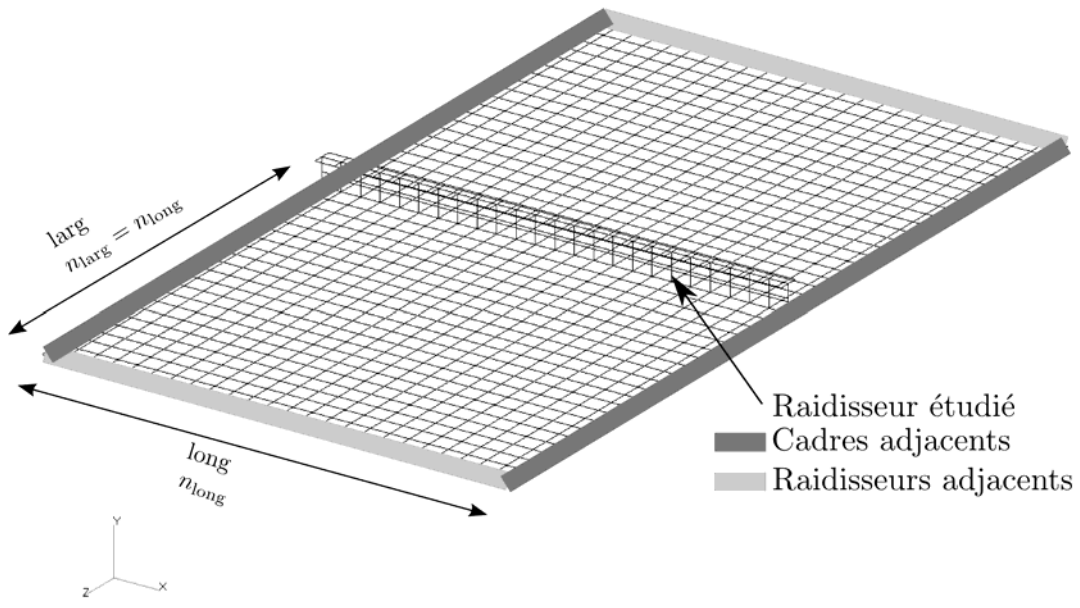
Enfin, à partir de l'incrément de déplacement et en prenant en compte la non-linéarité géométrique, le modèle de post-flambement est réalisé selon une analyse de rupture progressive avec le critère de Tsai-Wu.

3.2.1 Étude de convergence

Cette étude est définie sur une maille élémentaire, constituée d'une peau et d'un raidisseur la traversant de part en part (figure 3.1a). Les bords de cette maille élémentaire sont considérés encastres. Le chargement est une pression répartie appliquée sur la face des éléments côté raidisseurs. Les 20 premiers modes de flambement sont pris en compte, car on a pu observer que ce nombre de modes permettait de faire apparaître les modes de flambement local des raidisseurs.

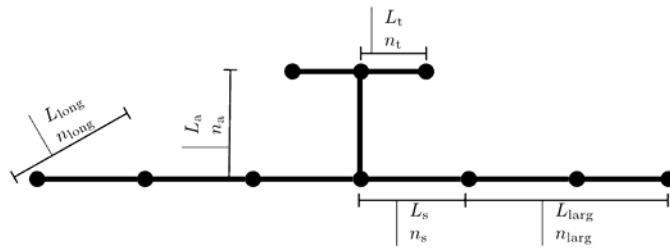
TABLEAU 3.1: Drapage de la maille élémentaire

Matériau	Peau	Raidisseur
Tableau 2.2	$[45/0/45]_s$	$[0/45]_s$

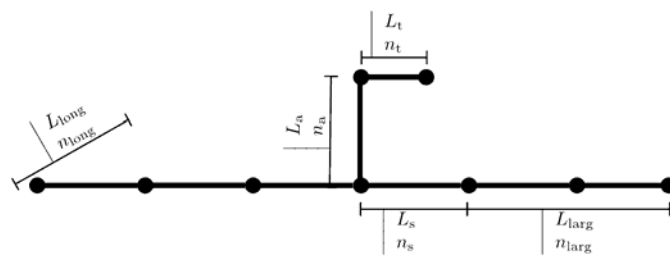


(a) Maille étudiée

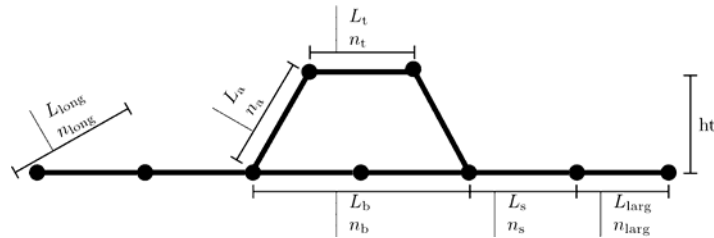
Raidisseur I



Raidisseur J



Raidisseur Ω



(b) Définition des raidisseurs étudiés

FIGURE 3.1: Maille élémentaire étudiée

Trois types de raidisseurs sont étudiés, correspondant aux géométries courantes. La figure 3.1b définit les variables utilisées dans l'étude de convergence pour chaque type de raidisseur, et le tableau 3.1, le drapage utilisé. Les variables utilisées correspondent aux dimensions et au nombre d'éléments dans la semelle, dans l'âme et dans la tête de chacun des raidisseurs :

$$\begin{aligned}
 I, J &: L_t = 8 \text{ mm} \\
 \Omega &: L_t = 15 \text{ mm} \\
 L_a &= h_t = 20 \text{ mm} \\
 L_s &= 20 \text{ mm} \\
 L_b &= 30 \text{ mm} \\
 L_{larg} &= 300 \text{ mm} \\
 L_{long} &= 360 \text{ mm}
 \end{aligned} \tag{3.1}$$

Cette étude de convergence vise à obtenir le nombre d'éléments à définir dans les raidisseurs, pour que les premiers modes de flambement des raidisseurs puissent être pris en compte dans les modèles numériques non linéaires. Les premiers modes à apparaître sont des modes des peaux, suivis des modes des raidisseurs. Les variables définies pour chaque type de raidisseur sont utilisées de la même manière dans les algorithmes permettant de construire chacun des modèles éléments finis de maille élémentaire.

La figure 3.2 expose la démarche suivie pour obtenir le nombre d'éléments à définir dans la longueur du raidisseur n_{long} , dans la hauteur de l'âme n_a et dans la largeur de la tête n_t de ces structures intégrées. Des scripts *PCL* (Patran Command Language) sont élaborés sur la base de ce diagramme, ce qui permet de construire facilement les modèles mécaniques correspondants à partir de Patran. Le solveur est Nastran avec la SOL105. On définit tout d'abord arbitrairement les valeurs maximales de chacune de ces variables :

$$\begin{aligned}
 n_{long} &= 100 \\
 n_a &= 10 \\
 n_t &= 10
 \end{aligned} \tag{3.2}$$

Un modèle maillé avec ces paramètres donnerait un maillage très fin, c'est pourquoi on cherche à diminuer le nombre d'éléments dans chaque zone des raidisseurs. Un premier ensemble de données d'entrée avec n_{long} et n_a à leur valeur maximale permet de déterminer n_t pour que les modes des raidisseurs convergent à moins de 1,5 %. On définit la convergence comme l'écart en % de la valeur courante du mode par rapport à la valeur précédente. Les propriétés des éléments et le chargement sont ainsi définis directement sur la géométrie, ce qui permet au maillage d'être modifiable automatiquement par la suite. Le nombre d'éléments de chaque zone des raidisseurs doit alors respecter un « aspect ratio » (*AR*) de 5. L'*AR* est le rapport de la longueur des côtés des éléments. En effet, le maillage est défini avec des éléments CQUAD4, et celui-ci doit rester cohérent par rapport au nombre d'éléments d'une zone donnée.

Lorsque la convergence est inférieure à 1,5 %, on conserve le nombre d'éléments n_t de la tête du raidisseur, et on incrémente n_a de la même manière. Enfin, c'est le nombre d'éléments n_{long} qui est incrémenté. On note que les nombres d'éléments dans les semelles n_s et dans la base n_b (uniquement pour le raidisseur oméga) sont définis par un *AR* équivalent à la zone de peau.

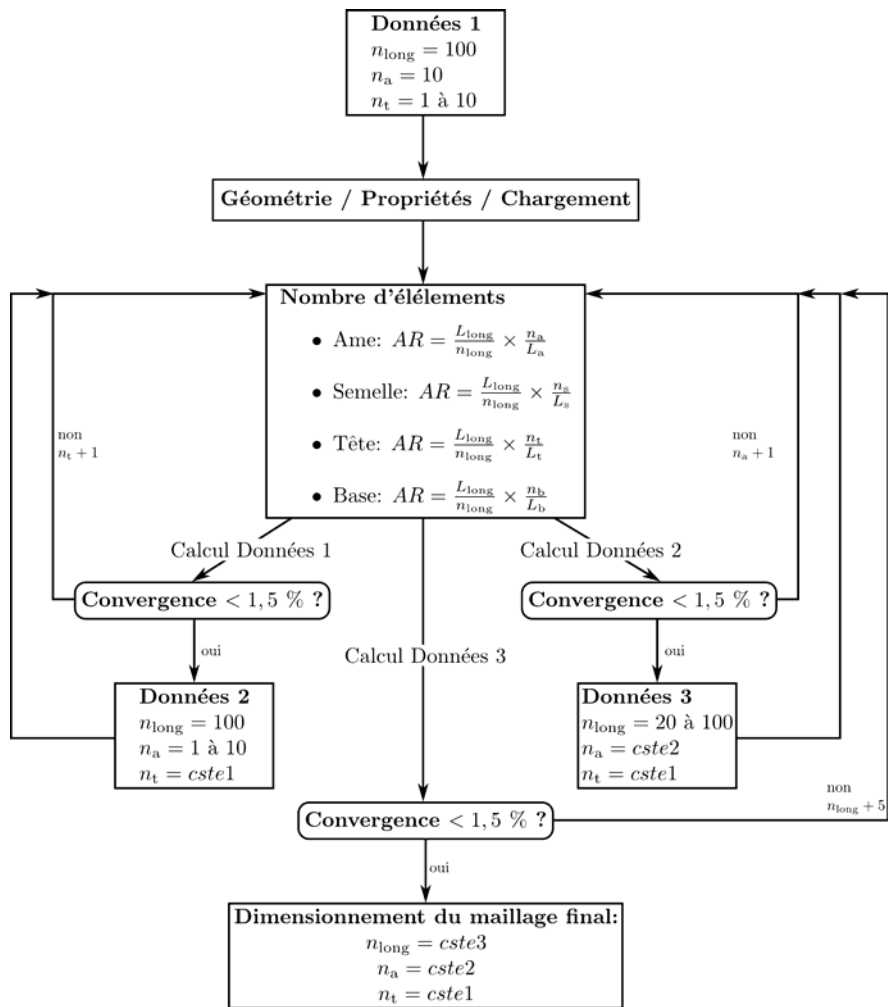
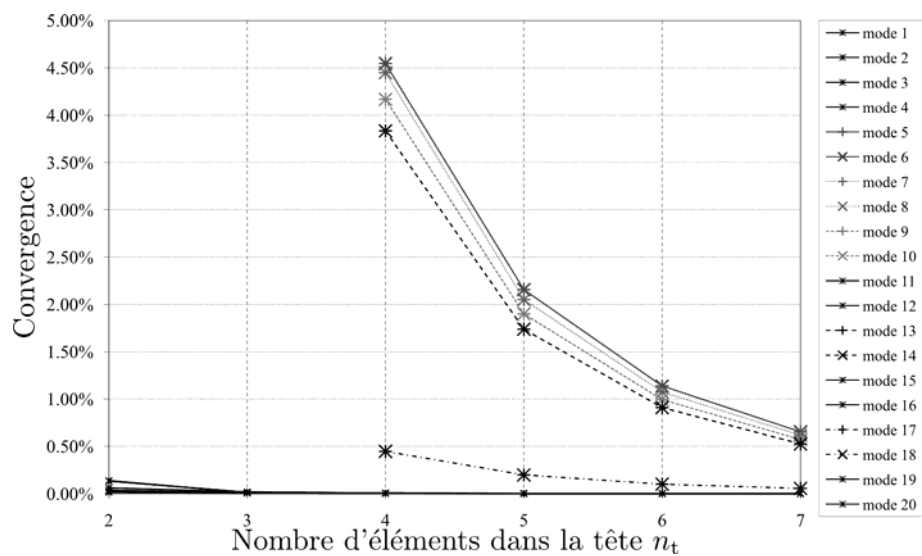
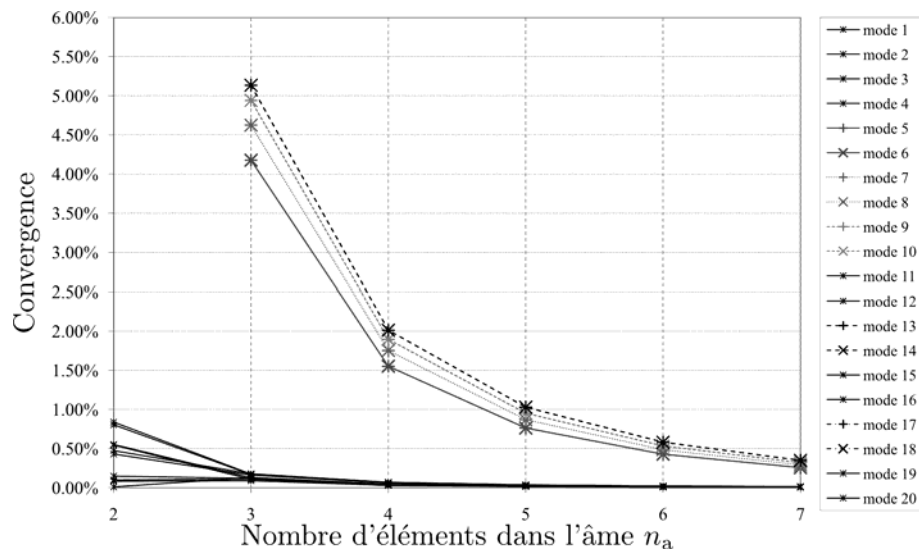
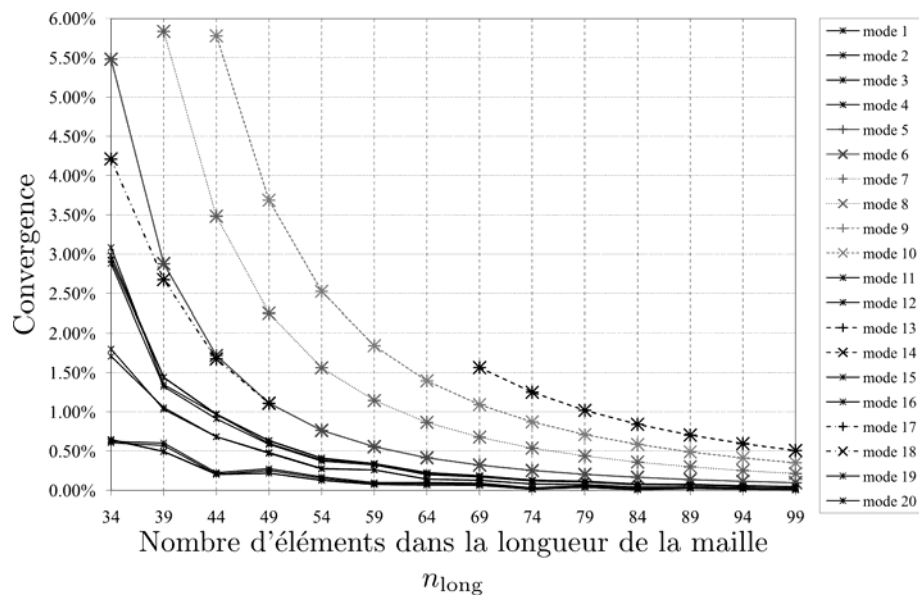


FIGURE 3.2: Description de la méthode de création des modèles numériques pour l'étude de convergence

FIGURE 3.3: Convergence des modes 1 à 20 avec raidisseur Ω , incrémentation de n_t

FIGURE 3.4: Convergence des modes 1 à 20 avec raidisseur Ω , incrémentation de n_a FIGURE 3.5: Convergence des modes 1 à 20 avec raidisseur Ω , incrémentation de n_{long} avec $n_t = 6$ et $n_a = 5$

Les figures 3.3 à 3.5 montrent les courbes de convergence obtenues pour les trois ensembles de données. Les courbes ne sont données que pour le raidisseur oméga car les résultats sont similaires avec les autres types de raidisseur.

Les modes de flambement qui convergent très vite sont les quatre premiers modes de peau (figure 3.6a). Les modes 5-6, 7-8, 9-10, 13-14, 17-18 sont des modes couplés des raidisseurs. Les figures 3.3 et 3.4 montrent qu'il est nécessaire d'avoir 4 éléments dans la tête et 3 éléments dans l'âme, pour que ces modes de raidisseurs apparaissent. De même, l'augmentation du nombre d'éléments dans la longueur du raidisseur fait apparaître d'autres modes de raidisseur. Les modes 17-18 sont les derniers modes qui apparaissent aux alentours de $n_{long} = 70$ éléments.

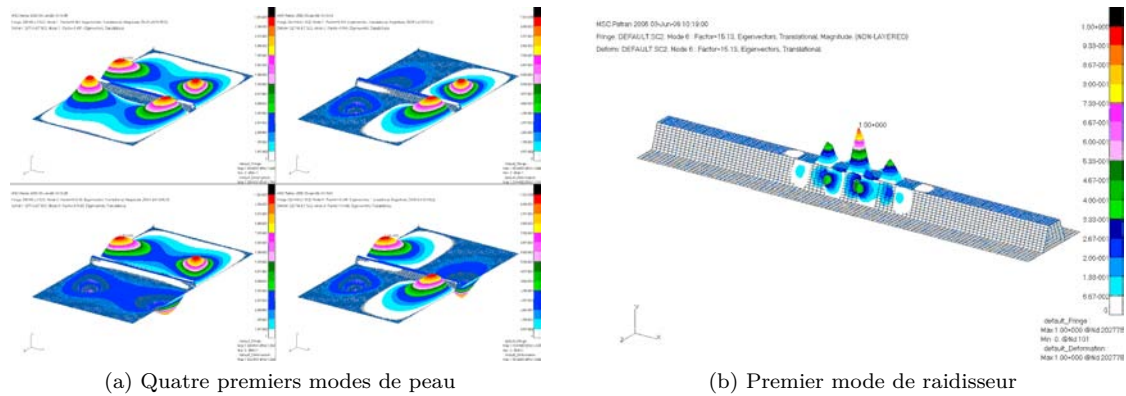


FIGURE 3.6: Deux types de modes de flambement, représentés avec les valeurs maximales du nombre d'éléments dans chaque zone

Pour que la convergence de tous les modes de raidisseurs —compris dans les modes 1 à 20— soit atteinte, il faut donc définir 6 éléments minimum dans la tête (figure 3.3) et 5 éléments minimum dans l'âme (figure 3.4). Lorsque l'on fait varier n_{long} (figure 3.5), il faut un peu plus de 70 éléments pour que les 20 premiers modes soient présents et que la convergence soit satisfaite. Les modes des peaux sont évidemment plus influencés que précédemment mais leur convergence est toujours plus rapide, ce qui donne avec 13394 éléments au total :

$$\begin{aligned} n_{\text{long}} &= 74 \\ n_{\text{a}} &= 5 \\ n_{\text{t}} &= 6 \end{aligned} \quad (3.3)$$

On différencie les modes de peau qui doivent apparaître avant les modes de raidisseur, comme le montre la figure 3.6, car la structure reste saine après flambement des peaux. Ces deux types de modes de flambement sont donnés pour un modèle de référence avec les valeurs maximales du nombre d'éléments (équation 3.2).

Ces valeurs servent à la définition du maillage du panneau qui est modélisé par la suite, qui intègre des structures Ω . En fait, une fois que n_{t} et n_{a} sont fixés, le nombre d'éléments dans la longueur du raidisseur n_{long} ainsi que dans toute autre zone sera adapté à partir d'une valeur minimale de 70 éléments, pour que l' AR soit le plus proche de 1. De plus, tous les rayons sont modélisés dans le but de s'assurer de la précision des modèles sur les déformations locales.

Les résultats obtenus sur les trois types de raidisseurs étudiés sont donnés dans le tableau 3.2. Pour le I , les deux premiers modes sont des modes de raidisseur. Pour le J , les six premiers modes sont des modes de raidisseur, les deux premiers correspondant à l'effondrement de la tête. Cela montre l'instabilité des raidisseurs en I et en J par rapport au Ω .

La figure 3.7 permet de comparer les trois géométries de raidisseurs à travers leur influence sur les charges critiques de flambement des peaux et des raidisseurs du panneau autoraidi (charges du premier mode d'apparition). Tout d'abord, on peut noter que la charge critique de flambement local du raidisseur Ω est 37% plus élevée que la charge critique de flambement local des peaux. Pour le I et le J , elle est 7% et 27% plus faible respectivement. Le Ω est donc le seul raidisseur à avoir ses peaux qui flambent avant le

TABLEAU 3.2: Détermination du nombre d'éléments pour la modélisation des raidisseurs Ω , I , J

Type de raidisseur	Ω	I	J
n_{long}	74	82	82
n_{ame}	5	4	4
n_{tete}	6	6	3
n éléments	13394	15088	14842

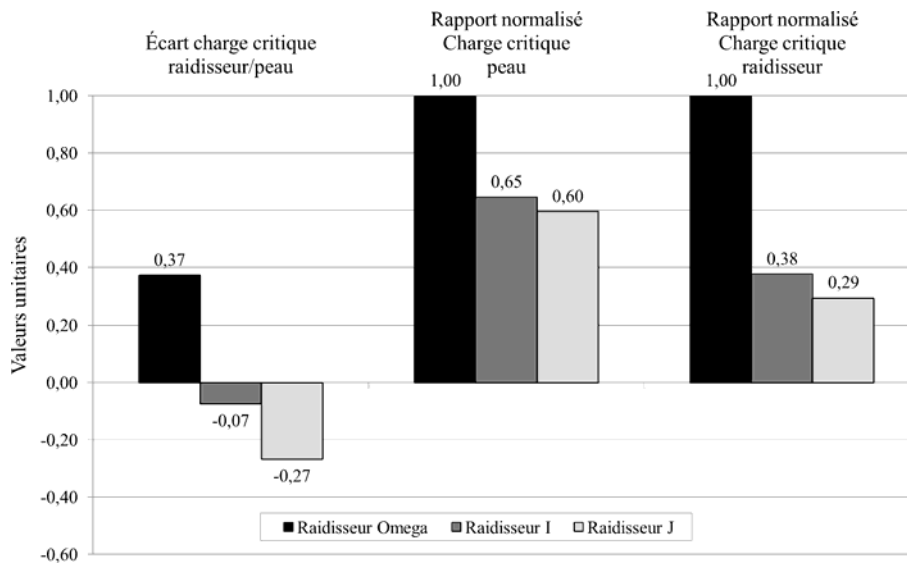


FIGURE 3.7: Comparaison des raidisseurs en flambement linéaire

raidisseur. Deux autres critères de comparaison prennent donc référence sur le raidisseur Ω . Le « rapport normalisé charge critique peau » est le ratio entre la charge critique de flambement local des peaux, et la charge critique de flambement local des peaux pour le raidisseur Ω . Les peaux du Ω flambent à une charge de plus de 50 % supérieure à la charge critique de flambement des peaux du I et du J . De même, le « rapport normalisé charge critique raidisseur » est le ratio entre la charge critique de flambement local des raidisseurs, et la charge critique de flambement local du raidisseur Ω . Le raidisseur Ω flambe à une charge 245 % et 163 % supérieure à la charge critique de flambement des raidisseurs I et J respectivement. Le raidisseur Ω est donc plus stable que les I et J , car il est moins sensible au flambement local de par sa géométrie fermée.

3.2.2 Conditions aux limites réelles

Dans une structure, un panneau est délimité, en théorie, par des éléments qui assurent à la peau mince une flèche nulle, normalement à son plan. En pratique, tous les raidisseurs possèdent une rigidité relative en flexion suffisante, pour que l'on puisse admettre qu'ils jouent ce rôle [Vallat 50d]. Les liaisons à définir sur les bordures des panneaux dépendent donc des éléments de bordure tels que raidisseurs et cadres. Dans la réalité, la condition des bordures d'un panneau se situe entre une rotule et un encastrement, en fonction des moyens de fixation ou d'assemblage utilisés. On peut alors parler de « semi-encastrement ».

La première étape dans l'approche de la modélisation du panneau est de rechercher les Conditions aux

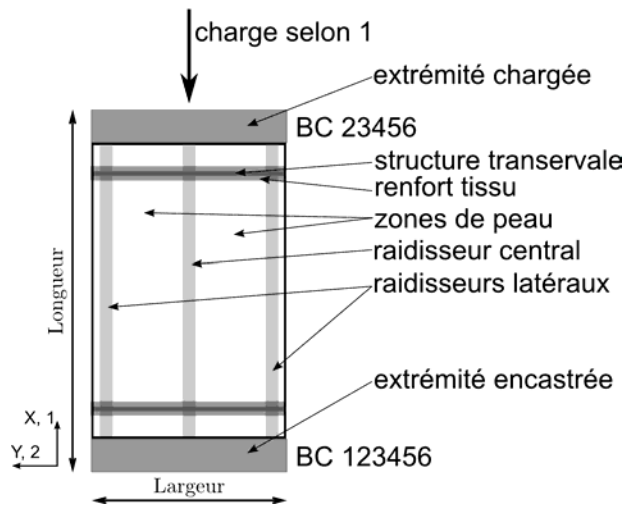


FIGURE 3.8: Conditions aux limites du panneau

Limites (CL) les plus proches de la réalité et la manière de les modéliser. Dans le chapitre 1, la figure 1.20a a par exemple montré les déformations globales attendues sur une cabine pressurisée. L'objectif est de se rapprocher de l'état de chargement d'un panneau représentatif.

La seconde étape consiste à identifier des conditions expérimentales qui sont au plus proche de la réalité. Pour un test en pressurisation d'un panneau, les moyens d'essais deviennent rapidement complexes [Ambur 05, Rouse 06]. L'utilisation d'une machine de traction pour l'essai représentatif permet d'appliquer une charge axiale de manière simple, à condition que la liaison éprouvette-machine soit maîtrisée. Les conditions aux limites réelles sont un encastrement sur une extrémité de l'éprouvette et un encastrement avec un degré de liberté dans la direction de chargement sur l'autre extrémité, comme le montre la figure 3.8. Un élément rigide RBE2 à chaque extrémité sollicite chacune d'elles par l'intermédiaire de deux nœuds indépendants où sont appliqués le chargement et les conditions aux limites. Tous les degrés de liberté des nœuds aux deux extrémités (nœuds dépendants) sont égaux aux degrés de liberté des nœuds indépendants. Les bordures de l'éprouvette sont laissées libres afin de faciliter la modélisation et l'expérimentation, en s'assurant que les peaux en bordure ne flambent pas avant le flambement global du panneau. En effet, un flambement des bordures du panneau peut apparaître [Oh 06], ce qui doit être évité.

3.2.3 Paramètres géométriques

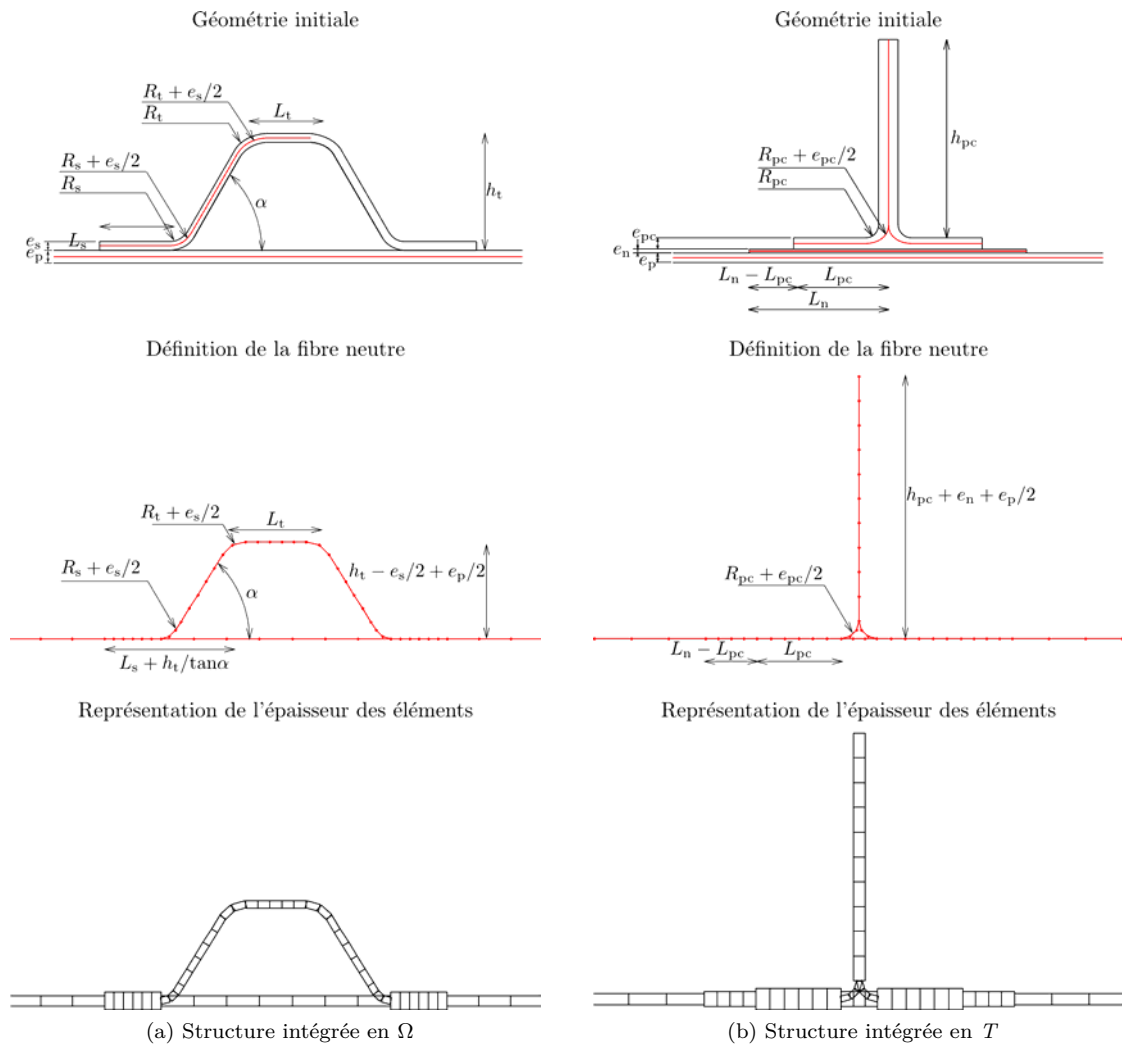
Deux types de structures sont intégrées sur le panneau représenté, les raidisseurs central et latéraux sont de types oméga et la structure transversale est de type T inversé, que l'on appelle PCI (Pied de Cadre Intégré) ou T . Le PCI est formé de deux préformes en L rapportées l'une sur l'autre. Les deux renforts tissu sont des plis supplémentaires situés entre la peau et les PCI . Ce panneau est donc représentatif d'un panneau de fuselage avec sa peau, ses raidisseurs et ses cadres (figure 3.8).

Neuf zones sont définies dans le modèle numérique, selon les séquences d'empilement de ces trois zones et du choix de recouvrement des préformes, données dans le tableau 3.3.

Dans le cadre de ces travaux, les structures sont intégrées à la peau par un procédé d'infusion de résine. Même si l'utilisation de ce procédé de fabrication se rapproche de l'assemblage par co-curing des préim-

TABLEAU 3.3: Séquences d'empilement

Propriété	Empilement	Nombre de plis
Peau	$[45/0/45]_s$	6
Raidisseur	$[45/0]_s$	4
PCI	$[0/45/0]_s$	6
Renfort tissu	$[0/0]$	2

FIGURE 3.9: Obtention de la fibre neutre pour les différentes structures intégrées en oméga et en T

prégnés et que l'on pourrait modéliser une interface avec des critères énergétiques du type Benzeggagh-Kenane [Benzeggagh 96], on considère pour les modèles globaux que l'interface entre tous les plis des zones de semelles-peau est traitée de manière identique au stratifié monolithique. En effet, on préfère considérer que la rupture puisse se produire n'importe où dans l'épaisseur, plutôt que sous forme de délaminage à l'interface uniquement. On modélise donc le panneau en éléments coques CQUAD4 sur Nastran/Patran. En d'autres termes, l'interface des semelles des structures intégrées et de la peau n'est pas considérée à

TABLEAU 3.4: Caractéristiques des modèles réalisés

Analyse	Réf.	CL	Géométrie [mm×mm]	Propriétés	Intersection des structures intégrées	
Flambement linéaire SOL105	1.1	$F = 1 \text{ N}$	1100×700	Tableau 2.2	Nœuds communs	
	1.2		870×509			
Statique linéaire SOL101	2.1	$F = 100 \text{ kN}$	870×509	Tableau 2.2	Nœuds communs	
	2.2	$F = 400 \text{ kN}$				
NL géométrique MARC SOL600	3.1	$UX = -4 \text{ mm}$	870×509	Tableau 2.2	Nœuds communs	
	3.2				Nœuds coïncidents	
	3.3				Surfaces de glissement	
NL géométrique MARC SOL600	4.0	$UX = -4 \text{ mm}$	870×509	Tableau 3.5a	Nœuds coïncidents	
	4.1					Tableau 3.5b
	4.2					Tableau 3.5c

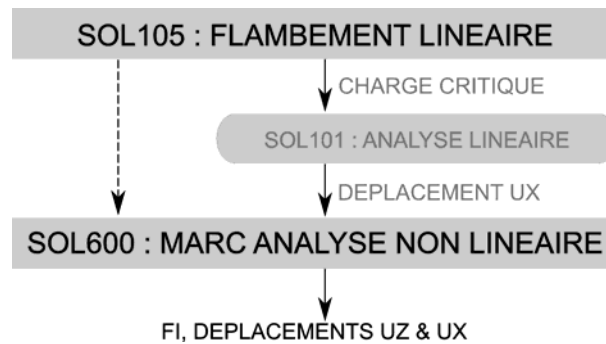


FIGURE 3.10: Démarche de la modélisation du panneau

un niveau d'étude globale. Les propriétés mécaniques des plis tissus sont utilisées (tableau 2.2 dans le chapitre 2).

Les offsets ne sont pas pris en compte car cela permet plus de flexibilité pour l'utilisation du modèle, car certaines solutions du solveur Nastran et Marc ne permettent, pas dans certains cas, d'utiliser d'offsets. La méthode d'obtention des fibres neutres des éléments des différentes zones du panneau est donnée en figure 3.9. La géométrie initiale indique les caractéristiques géométriques qui sont utilisées pour définir la fibre neutre de chaque structure intégrée. Les fibres neutres sont indiquées en rouge. Enfin, la répartition des épaisseurs dans chaque élément des deux structures intégrées modélisées est représentée.

3.3 Analyse éléments finis du modèle global

Le tableau 3.4 indique les caractéristiques des modèles réalisés. Le solveur Nastran est utilisé pour les analyses de flambement linéaire (SOL105) et pour les analyses statiques linéaires (SOL101). Le solveur Marc est utilisé pour une analyse non linéaire implicite (Newton-Raphson), appelé par la SOL600 du solveur Nastran. Quatre aspects des analyses sont étudiés : la géométrie du panneau, les conséquences de l'utilisation d'une analyse linéaire, le déplacement à appliquer à l'analyse avec non-linéarités géométriques, et le choix d'une méthode de modélisation des intersections des structures intégrées (omégas et *PCI*).

La démarche proposée en figure 3.10 vise à élaborer un modèle à non-linéarités géométriques, soumis à un déplacement de compression incrémenté. Avant tout, des analyses en flambement linéaire (SOL105 du solveur Nastran) sont réalisées pour obtenir les formes du flambement et adapter la géométrie du panneau, notamment pour éviter que ses bordures ne flambent. Un effort unitaire est appliqué à un nœud indépendant et les charges critiques de flambement λ sont calculées. La première charge critique est ensuite utilisée dans une analyse statique linéaire (SOL101 du solveur Nastran). L'analyse statique linéaire permet d'obtenir facilement le déplacement correspondant qui est enfin incrémenté dans les modèles non linéaires avec le solveur Marc (appelé par la SOL600 du solveur Nastran). Un déplacement $UX = 4 \text{ mm}$ est appliqué par incréments de 0,05 mm.

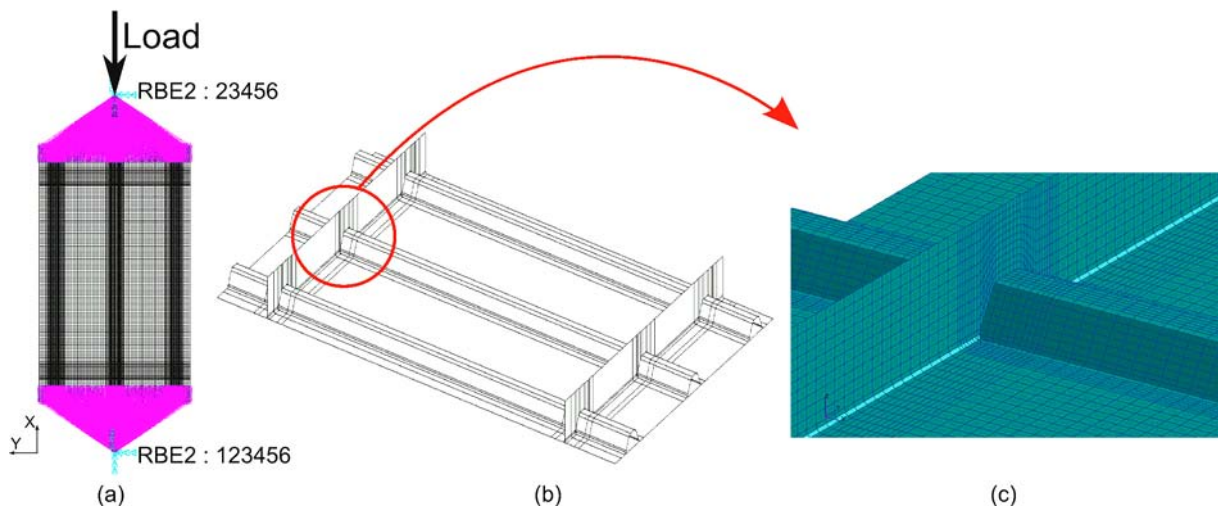


FIGURE 3.11: Modélisation du panneau (a) Utilisation des RBE2 dans les conditions aux limites (b) Modèle géométrique (c) Détail du maillage

Trois méthodes de modélisation de l'intersection des structures intégrées sont étudiées (figure 3.11c). Dans la réalité, l'espace (d'environ 1 mm) entre les structures intégrées des panneaux qui sont fabriqués par infusion contient de la résine. La modélisation de nœuds communs signifie que les éléments adjacents partagent les mêmes nœuds sur la ligne de contact. Au contraire, la modélisation de nœuds coïncidents considère que les nœuds sur la ligne de contact des éléments adjacents sont doublés et superposés. Enfin, des surfaces de glissement (« sliding surfaces ») sont définies entre les éléments adjacents contenant chacun leurs propres nœuds, ce qui les empêche de se pénétrer mutuellement (mais ils peuvent s'éloigner).

3.3.1 Analyse de flambement linéaire

Les cinq premiers modes sont calculés par la méthode de Lanczos. La figure 3.12 donne les résultats des charges critiques F_{cr} pour chacun des modes. En utilisant la géométrie initiale de $1100 \text{ mm} \times 700 \text{ mm}$ avec le panneau 1.1, les bordures latérales du panneau flamberaient à une charge près de trois fois inférieure qu'en utilisant une géométrie de $870 \text{ mm} \times 509 \text{ mm}$ avec le panneau 1.2.

Les dimensions de $870 \text{ mm} \times 509 \text{ mm}$ ont été sélectionnées pour permettre d'une part aux raidisseurs latéraux (omégas) d'apporter une rigidité suffisante pour que les bordures ne flambent pas, tout en laissant une zone de peau de 20 mm entre les semelles et le bord ; et d'autre part pour rapprocher les encastresments des structures transversales (PCI). En effet, on a pu observer que rapprocher les extrémités encastrees

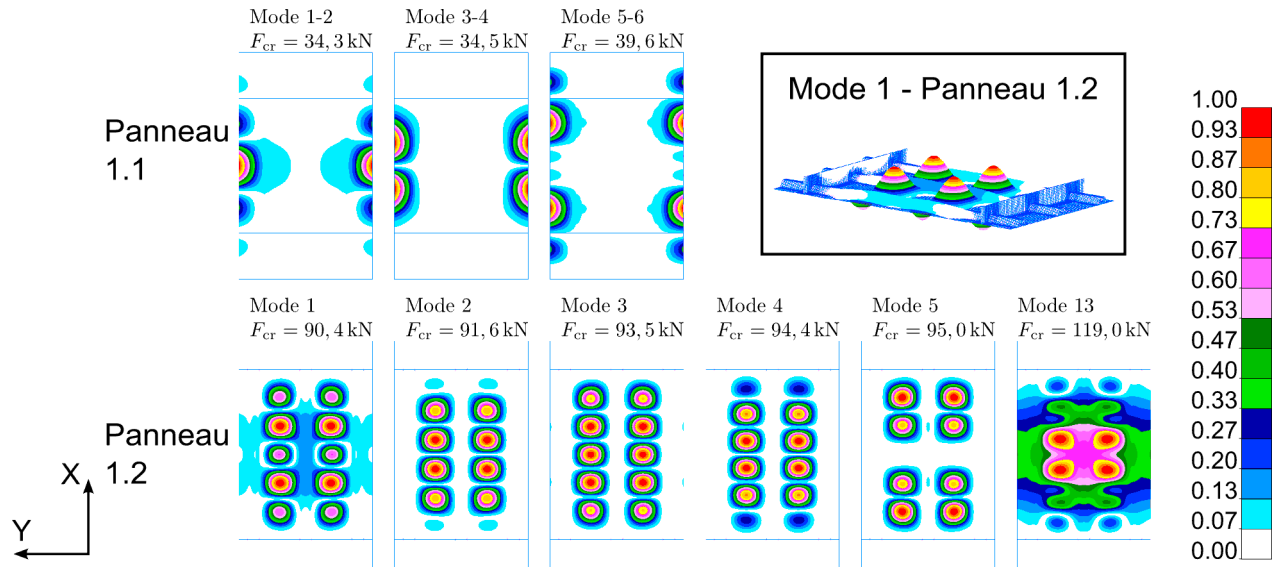


FIGURE 3.12: Formes des modes de flambement linéaire

des structures transversales permet de s'approcher d'une condition de « semi-encastrement », puisque tout en évitant un flambement de la structure entre les structures transversales et les extrémités (Mode 5-6 du panneau 1.1), les structures transversales —représentant les limites du panneau étudié— peuvent se déplacer légèrement dans la direction hors plan en même temps que la zone d'étude.

Le premier des cinq modes du panneau 1.2 se situe à une charge critique d'environ 90 kN. Une vue tridimensionnelle est encadrée sur la figure 3.12, ce qui montre que ce mode est un mode symétrique de flambement des peaux. Le premier mode de flambement global est le mode 13 à environ 119 kN, tous les modes précédents étant des modes de flambement de peau, ce qui est recherché. Le modèle avec les dimensions finales, utilisé dans les analyses qui suivent, est donné dans la figure 3.11. Ce modèle éléments finis est constitué de 30094 éléments CQUAD4, de 12 éléments CTRIA3, et de 2 éléments RBE2.

3.3.2 Analyse statique linéaire

La charge appliquée dans l'analyse statique linéaire est une charge critique de flambement prise à environ 100 kN (résultat du panneau 1.2), introduite comme représenté en figure 3.11a. Le critère de Tsai-Wu donné dans l'équation 3.4 est utilisé, avec un facteur d'interaction pris arbitrairement à $F_{12} = -0.5$ [Berthelot 05]. Comme le critère de Tsai-Wu est interactif, les interactions entre les mécanismes de rupture longitudinale, transversale et en cisaillement sont prises en compte. Cela ne permet pas de déterminer le mode de rupture (fibre ou matrice) mais permet d'étudier le comportement global du panneau.

$$\left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C}\right)\sigma_1 + \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C}\right)\sigma_2 + \frac{\sigma_1^2}{X_T X_C} + \frac{\sigma_2^2}{Y_T Y_C} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}}\right)^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 \quad (3.4)$$

La figure 3.13 indique les déplacements longitudinaux et hors plan pour la charge de 100 kN et pour une charge de 400 kN, ainsi que les indices de rupture (« Failure Indices » FI) de Tsai-Wu. Les FI doivent être inférieurs à 1 pour que la structure reste saine. À 100 kN, $FI = 0,18$, donc la structure n'est pas ruinée. Ce n'est qu'aux environs de 400 kN que la ruine de la structure est prédite par le critère de Tsai-

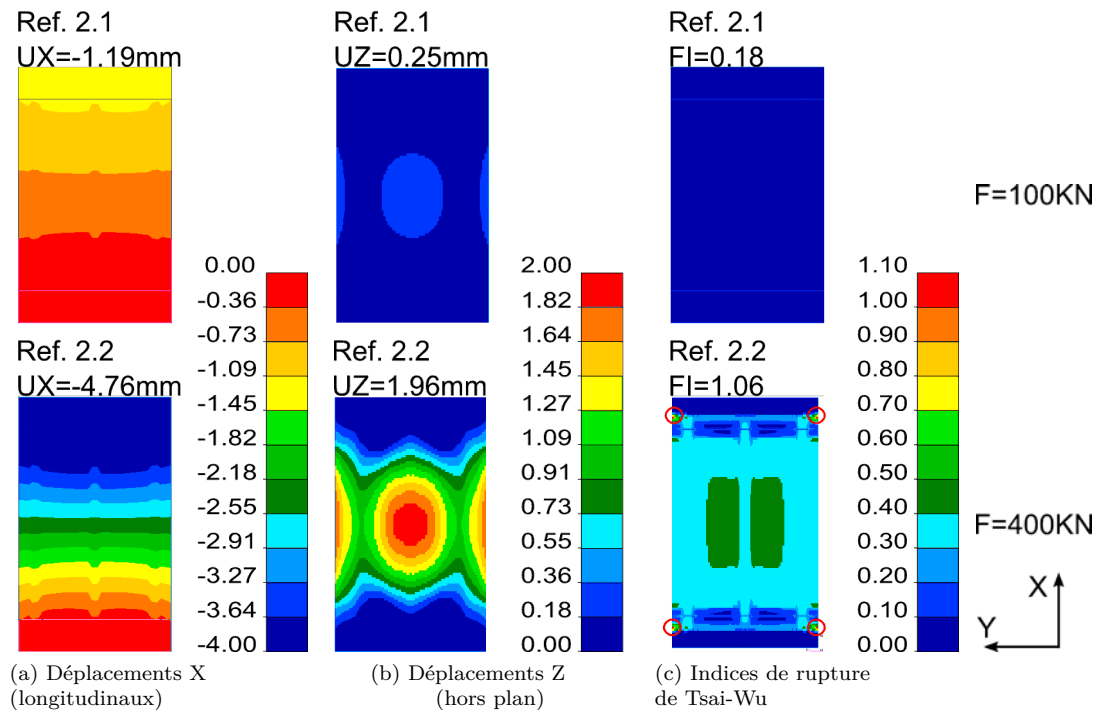


FIGURE 3.13: Résultats de l'analyse statique linéaire

Wu avec $FI=1,06$. Les contraintes sont concentrées aux extrémités du panneau (zones de peau sur les bords) où les FI sont les plus importants. Le déplacement longitudinal correspondant $UX = -4,76$ mm sera ensuite utilisé dans l'analyse non linéaire implicite. On prendra une valeur de $UX = -4$ mm. En effet, la valeur de 400 kN pour la charge à rupture est très supérieure à la charge critique de flambement de 90 kN. L'analyse statique linéaire ne permet donc pas d'étudier le panneau jusqu'à la rupture. L'analyse statique linéaire peut être seulement utilisée jusqu'à la charge critique de flambement en mode 1, ensuite les résultats n'ont aucune signification, puisque la forme des déplacements hors plan des flambements locaux des peaux modifie totalement le comportement global du panneau, qui n'est alors plus linéaire.

3.3.3 Analyse avec non-linéarités géométriques « progressive failure analysis »

Le critère de rupture en contraintes de Tsai-Wu (équation 3.4) est utilisé pour construire des modèles numériques à rupture progressive (« progressive failure analysis »). L'entrée MATF est utilisée dans la carte Nastran qui appelle le solveur Marc avec la SOL600. Les flux d'effort d'un élément fini permettent de calculer le critère de rupture à chaque incrément à partir des contraintes calculées dans chaque pli. Si le critère dépasse la valeur de 1, les modules élastiques de l'élément correspondant prennent la valeur du module le plus faible [MSC 10].

La figure 3.14 donne les courbes de chargement obtenues avec les trois méthodes de modélisation de l'intersection des structures intégrées. L'effort de réaction et le déplacement longitudinal sont extraits du nœud indépendant sur lequel est appliquée la charge, à chaque incrément de déplacement de 0,05 mm. Trois états de contrainte sont observables, donnés sur la figure 3.15 avec les résultats de FI , pour chaque

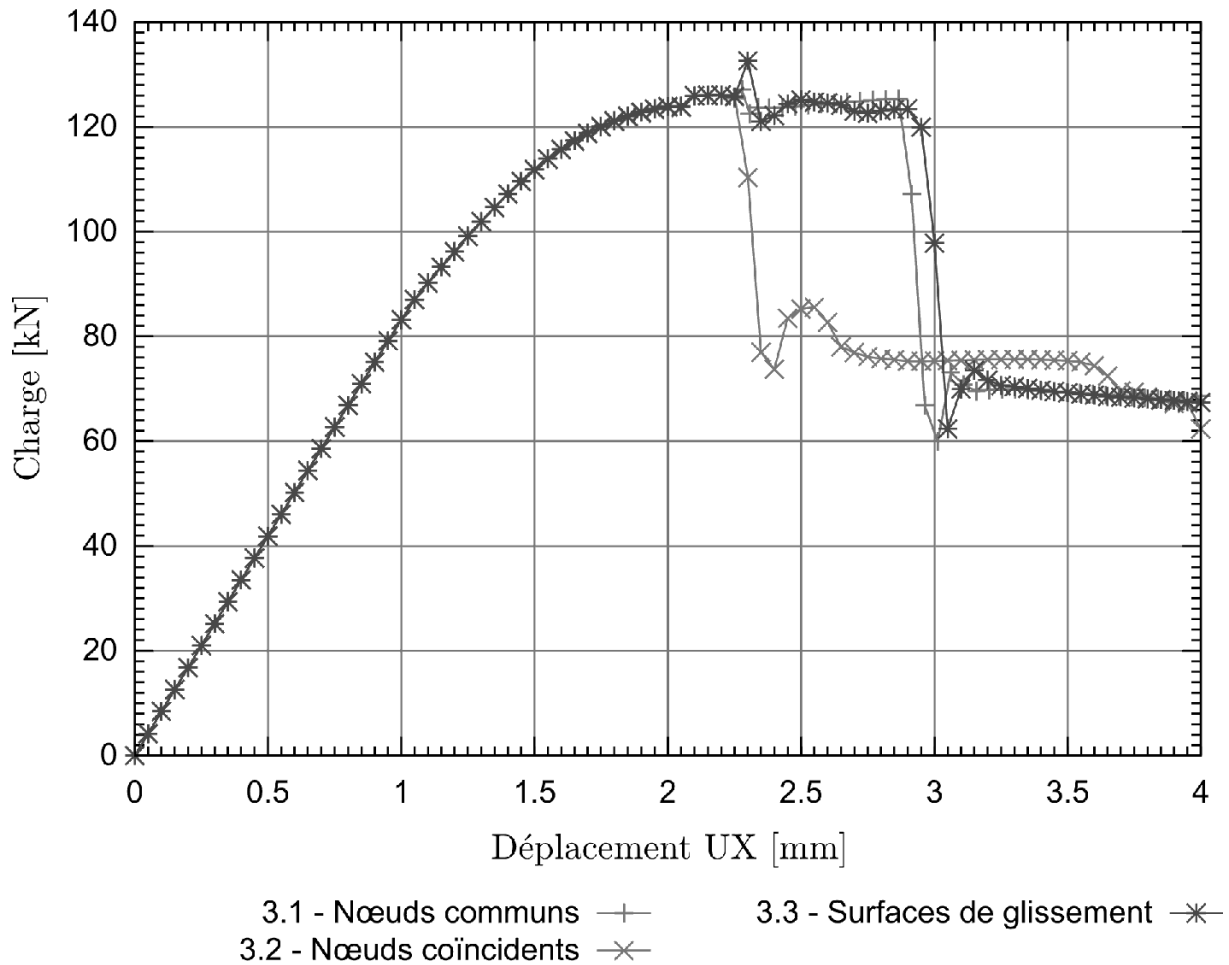


FIGURE 3.14: Courbes de chargement pour les trois méthodes de modélisation de l'intersection des structures intégrées

méthode de modélisation de l'intersection.

Tout d'abord l'incrément donnant des FI inférieurs à 1 donne le dernier état du panneau avant rupture, que l'on appelle état de pré-rupture. La charge de 125 kN et le déplacement de 2,25 mm sont similaires pour les trois méthodes. Selon la courbe de chargement de la figure 3.14, l'évolution du chargement des trois panneaux est identique jusqu'à 2,25 mm.

Ensuite, l'état post-rupture correspond au premier incrément où $FI \geq 1$, puis l'état ruiné à l'incrément où la chute de charge intervient. La chute de charge intervient lorsque $FI \geq 1$ dans une zone de raidisseur. En effet, la structure s'effondre lorsqu'un raidisseur s'effondre, et l'effondrement d'une zone de peau provoque seulement une reprise du chargement par les raidisseurs : c'est le cas du panneau 3.3.

Avec les méthodes de modélisation de l'interface en nœuds coïncidents et en surfaces de glissement (figures 3.15b et 3.15c respectivement), la rupture se produit à la mi-hauteur du panneau, contrairement à la méthode en nœuds communs (panneau 3.1), où la rupture se produit aux extrémités des raidisseurs au niveau de l'encastrement. Par contre, avec les nœuds coïncidents (panneau 3.2), la rupture se produit dans les peaux et dans la zone du raidisseur central ; alors qu'avec les surfaces de glissement (panneau 3.3), la rupture se produit d'abord dans les peaux à la mi-hauteur de l'éprouvette (au même déplacement que le panneau 3.2), puis au niveau des encastrement des raidisseurs à un déplacement relatif longi-

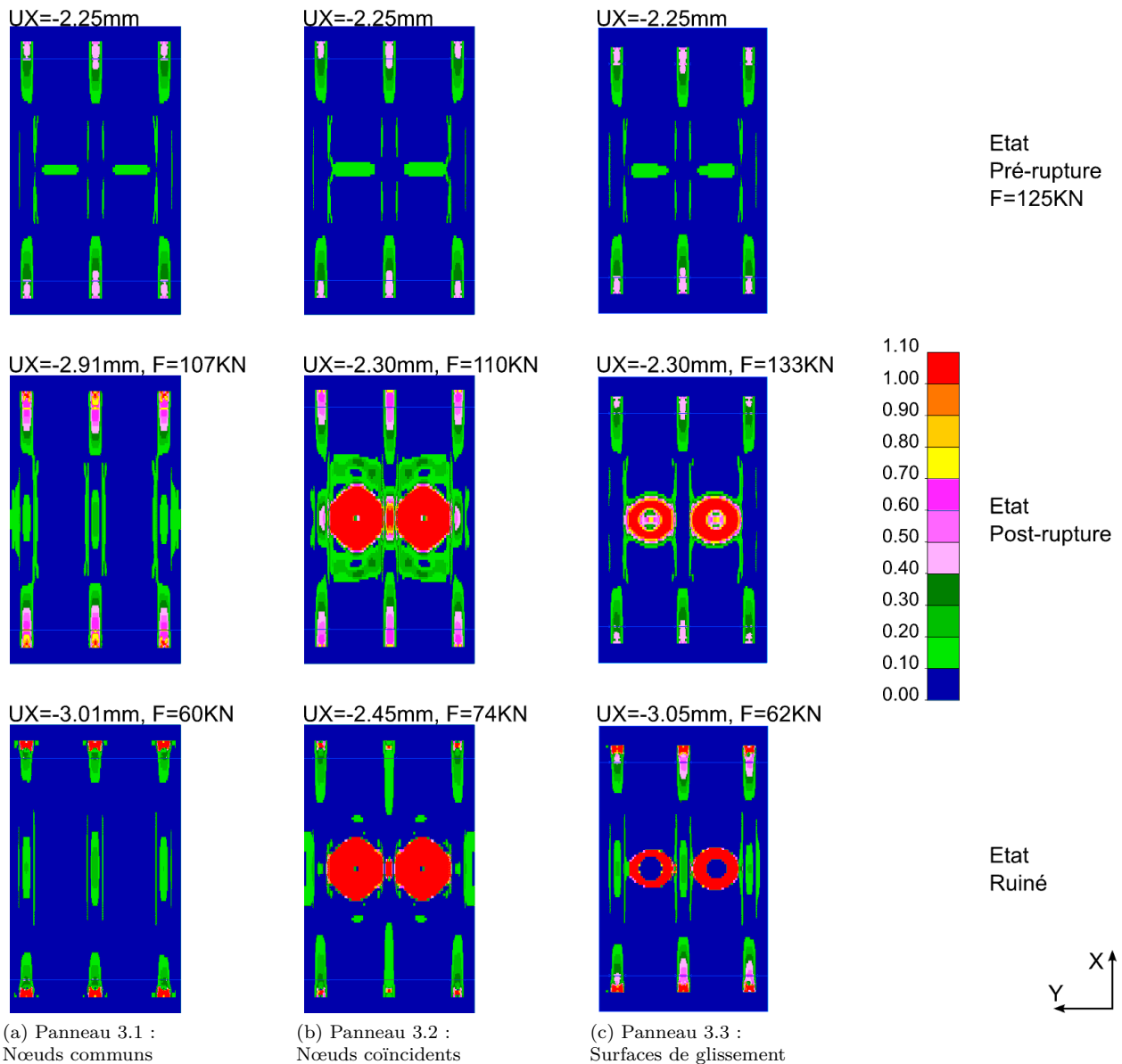


FIGURE 3.15: Indices de rupture de Tsai-Wu en « progressive failure analysis », comparaison des trois méthodes de modélisation de l'interface entre structures intégrées, à trois niveaux de charge

nal 0,75 mm plus important (où la chute de charge se produit). En effet, le chargement est repris par les raidisseurs une fois que les peaux sont rompues.

Le déplacement relatif longitudinal à la rupture du panneau 3.1 est le plus important (3 mm). La chute de charge du panneau 3.3 apparaît environ à ce même déplacement, mais la rupture des peaux est déjà intervenue. L'utilisation de nœuds communs rend l'intersection plus rigide, et ne permet pas au panneau de rompre à mi-hauteur, la rupture se produit alors aux encastremets des raidisseurs à un déplacement relatif plus important.

La progression du délaminage n'est pas modélisée, dans ce cas l'évolution de la charge après initiation de la rupture serait différente. Les modèles ne sont donc pas représentatifs à partir de l'état ruiné si une

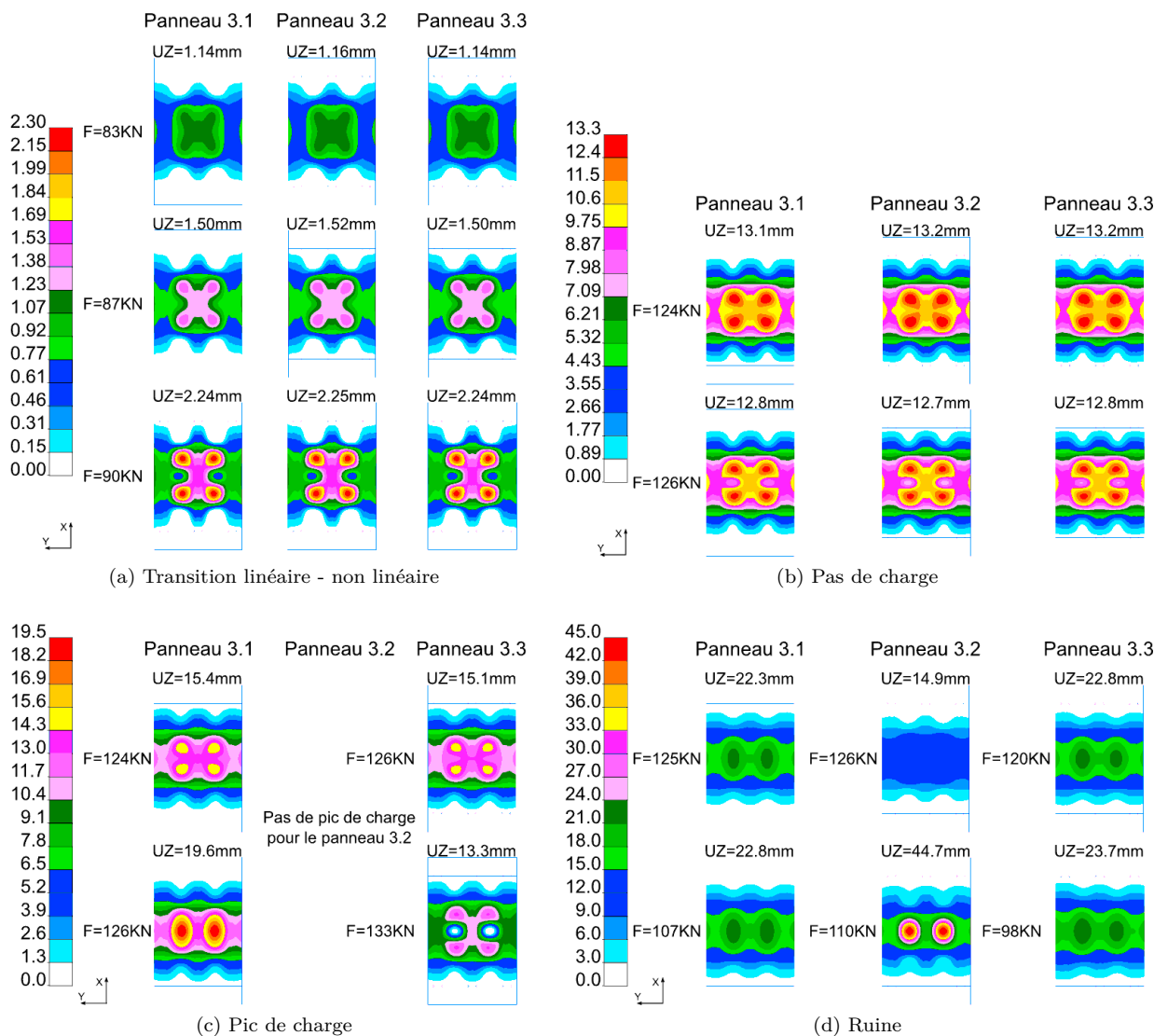


FIGURE 3.16: Déplacements hors plan avec trois méthodes de modélisation de l'intersection des structures intégrées. Panneaux 3.1, 3.2 et 3.3

seconde chute de charge devait se produire.

La figure 3.16 donne les déplacements hors plan (suivant Z) selon quatre inflexions observées dans la courbe de chargement (figure 3.14). La première inflexion est la transition entre le comportement linéaire et non linéaire, avec trois images permettant de voir la transition selon la montée en charge aux alentours de 87 kN (figure 3.16a). Cette transition correspond à la charge critique de flambement local des peaux qui a été calculée à 90,4 kN dans la section 3.3.1.

Ensuite, un pas de charge entre 124 kN et 126 kN est représenté par deux images pour chaque panneau (figure 3.16b). Ce pas de charge est matérialisé par une augmentation de la charge appliquée d'environ 2 kN à $UX = 2,10$ mm (voir figure 3.14). La troisième inflexion, un pic de charge, est seulement présente pour les panneaux 3.1 et 3.3 (figure 3.16c). Enfin, la ruine des panneaux intervient (figure 3.16d).

L'évolution de la charge pendant le post-flambement de panneaux peut être idéalement décrite selon

trois niveaux de charge [Degenhardt 08]. Le premier niveau de charge est le flambement local des peaux entre les raidisseurs, puis le second niveau de charge correspond au flambement global qui est gouverné par la capacité de chargement des raidisseurs, menant finalement à la charge de ruine qui est la charge maximale. Cette séquence de mécanismes a été originellement proposée pour décrire le comportement global du décollement de panneaux composites intégrant des structures en co-bonding. L'évolution du chargement donnée dans la figure 3.14 peut être décrite suivant ces mécanismes.

Les peaux flambent à partir de 87 kN, et à 90 kN les déplacements hors plan consistent en cinq vagues symétriques comme cela avait été observé dans l'analyse de flambement linéaire (voir figure 3.12). Ensuite, le post-flambement du panneau à partir du second niveau de charge montre bien un flambement global superposé au flambement local des peaux. Cela concorde avec la séquence des phénomènes expliquée ci-dessus. Une analyse expérimentale permettra de confirmer l'évolution réelle de ces mécanismes.

3.3.4 Influence de la modélisation de l'intersection des structures intégrées

La différence principale entre les panneaux 3.1, 3.2 et 3.3 concerne le déplacement à la ruine du panneau. Modéliser l'intersection des structures intégrées avec des nœuds communs (figure 3.15a) rend l'intersection trop rigide, ce qui ne permet pas au panneau 3.1 de rompre à sa mi-hauteur à la suite du flambement des peaux. Modéliser l'intersection avec des nœuds coïncidents (panneau 3.2) et avec des surfaces de glissement (panneau 3.3) évite ce phénomène : les intersections sont assouplies et la première rupture se produit bien à la mi-hauteur du panneau, et ne se produit plus aux encastrement des raidisseurs. La prise en compte de surfaces de glissement avec le panneau 3.3 permet a priori de se rapprocher de la réalité puisque les éléments ne peuvent plus s'interpénétrer.

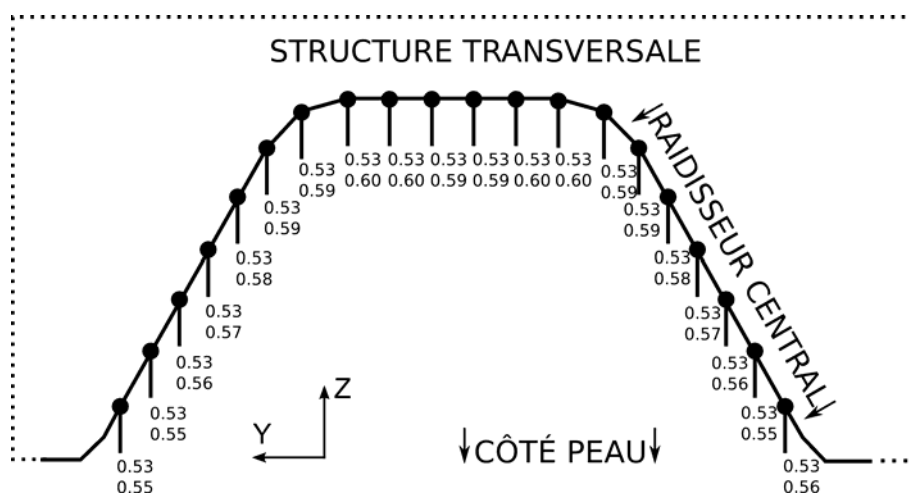


FIGURE 3.17: Déplacement des nœuds [mm] (positifs) à l'intersection entre le raidisseur central et la structure transversale. Panneau 3.2 avec nœuds coïncidents.

La figure 3.17 indique les déplacements qui ont été prélevés aux nœuds coïncidents du panneau 3.2, situés à l'intersection des structures intégrées. La valeur supérieure est le déplacement du *PCI* (structure transversale) et la valeur inférieure est le déplacement de l'oméga (raidisseur central). Tandis qu'au bord des surfaces de glissement, l'interpénétration entre les déplacements selon *Z* des nœuds situés sur le raidisseur et des nœuds situés sur le *PCI* est de moins de 2 %, elle atteint 11 % avec les nœuds coïncidents.

L'écart de déplacement entre les nœuds coïncidents a été calculé et est faible : moins de 0,07 mm. Dans la réalité les structures intégrées ne sont pas vraiment en contact à l'intersection, et un espace plus grand que 0,07 mm existe, qui est un filet de résine qui ne reprend pas la charge. Les modèles présentés dans ce chapitre utilisent donc des nœuds coïncidents pour modéliser l'intersection des structures intégrées, car le filet de résine n'est pas considéré mécaniquement. Il est en effet plus simple de considérer des nœuds coïncidents et de permettre leur interpénétration. Les panneaux 4.0, 4.1 et 4.2 sont donc modélisés en utilisant des nœuds coïncidents.

Dans le chapitre suivant, les modèles utiliseront des surfaces de glissement, car ils ont montré un comportement plus proche de l'expérience à la suite notamment de modifications dans la définition de la structure, ce qui sera expliqué par la suite.

3.3.5 Influence des propriétés mécaniques

Le modèle du panneau 3.2 est utilisé en introduisant d'autres ensembles de propriétés mécaniques indiquées dans le tableau 3.5. Ces propriétés sont définies arbitrairement pour pouvoir identifier une influence globale de la variation possible des propriétés matériaux. Les propriétés moyennes ont été construites à partir de plusieurs ensembles de propriétés disponibles dans des fiches matériaux et issues d'essais préliminaires. Les valeurs minimales de chaque propriété sont établies avec l'écart-type correspondant. Les propriétés maximales sont volontairement majorées au-delà de l'écart-type pour aussi vérifier que la charge maximale à rupture n'atteint pas la capacité de chargement de la machine. Les courbes de chargement sont données en figure 3.18.

TABLEAU 3.5: Propriétés mécaniques définies arbitrairement

	(a)	(b)	(c)
Propriétés [MPa]	Moyennes	Minimales	Maximales
$E_L = E_T$	63000	60000	80000
G_{LT}	4700	4000	6000
ν_{LT}	0,05	0,05	0,05
X_T	790	650	1000
Y_T	750	650	1000
X_C	630	550	1000
Y_C	630	550	1000
S_{12}	70	65	300
S_{13}	55	50	200
épaisseur [mm]	0,37	0,35	0,37

Le comportement du modèle utilisant les propriétés Hexcel (panneau 3.2) est relativement proche du modèle utilisant les propriétés moyennes (panneau 4.0). L'utilisation des propriétés Hexcel est donc une bonne approche pour modéliser ces panneaux composites autoraidés réalisés par LRI. Il y a une différence de seulement 10 kN entre les deux plateaux de charge. La pente des courbes pendant la phase linéaire représente la rigidité globale du panneau.

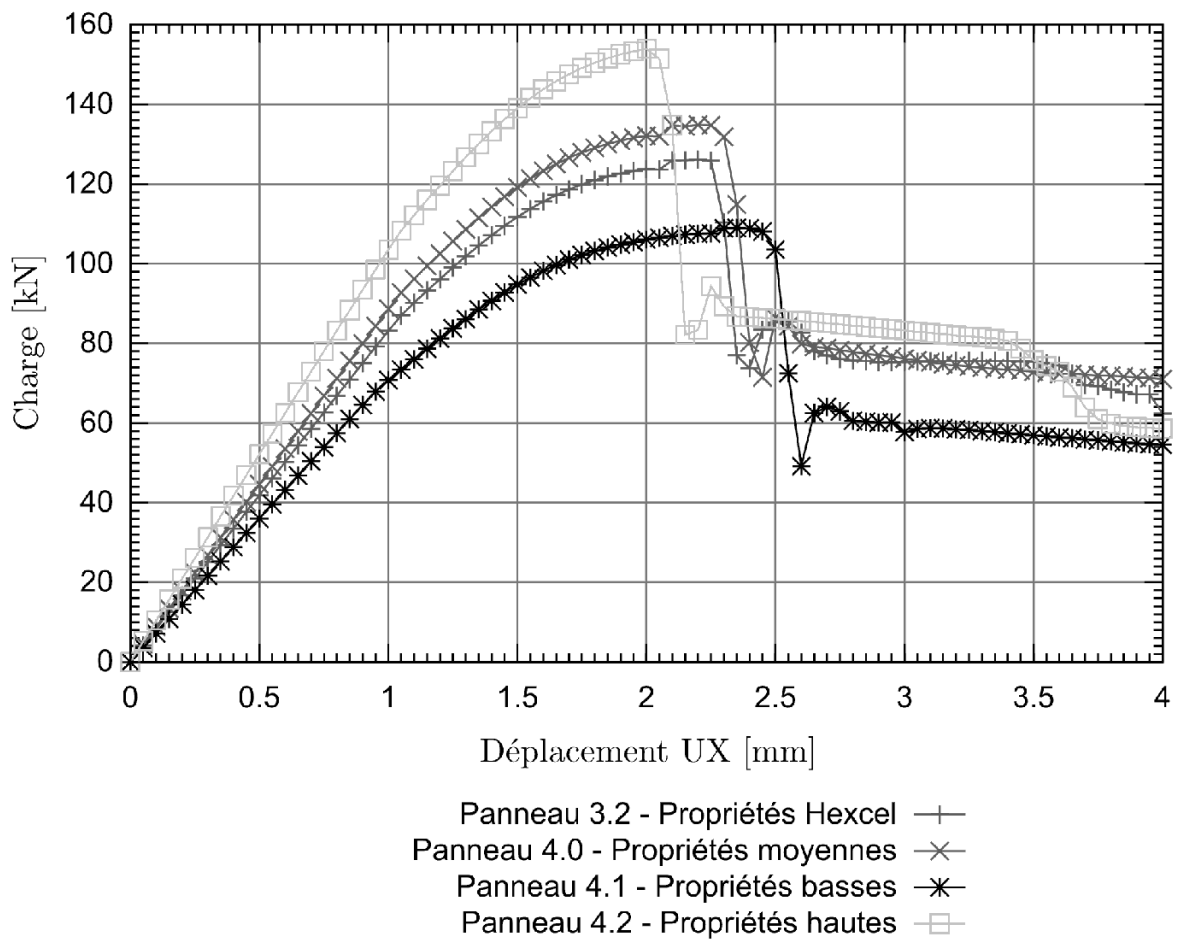


FIGURE 3.18: Courbe de chargement du panneau 3.2, en comparaison de plusieurs ensembles de propriétés matériaux

Un pas de charge est uniquement observé sur les panneaux 4.0 et 4.1, alors que le panneau 4.2 s'effondre à cause de la rupture des raidisseurs à leurs encastresments sans montrer aucun pas de charge. Cela est probablement dû à une rigidité trop importante, comme cela avait été observé avec le panneau 3.1.

L'effondrement du panneau 4.0 apparaît à un déplacement à peine plus important que le panneau 3.2. Après effondrement, toutes les courbes sont rangées dans le même ordre que leur rigidité globale. Il n'est pas possible de conclure sur les propriétés d'admissibles qui rentrent en jeu dans ces différences. Les courbes des panneaux 4.1 et 4.2 indiquent seulement les intervalles supérieurs et inférieurs de la courbe expérimentale attendue. L'expérimentation réalisée dans le chapitre suivant reviendra sur l'influence des propriétés mécaniques à partir des propriétés qui ont été mesurées.

3.4 Étude à l'échelle locale des structures intégrées

Plusieurs méthodes sont basées sur une approche globale/locale similaire¹, permettant d'étudier les zones critiques d'un composant en élaborant un sous-modèle. Dans le cadre de ces travaux, l'approche locale est une modélisation des phénomènes de décohésion des structures intégrées indépendante de l'approche globale. Le souhait est de s'assurer de la mise en évidence expérimentale de la conséquence locale des phénomènes de post-flambement modélisés dans la première partie de ce chapitre.

À cause des différences de raideur entre le raidisseur et la peau et d'accidents géométriques, la décohésion des structures survient dans les zones d'interface des semelles des structures intégrées et de la peau. Des études récentes ont mené au choix d'éprouvettes représentatives [Orifici 08e, Orifici 08d] de panneaux autoraidis composites post-flambés. Ce choix est effectué par rapport à la forme des ondes de flambement et à leur caractère symétrique ou antisymétrique en flambement global. Afin d'évaluer les résultats numériques, une campagne d'essais est réalisée sur des essais de type « pull-test », où la structure intégrée est sollicitée en traction normale au plan de la peau. Ce type d'essai est représentatif d'une zone de structure intégrée comprise entre deux demi-ondes de flambement symétriques, comme cela est observé dans les modèles numériques globaux. La structure étudiée est le raidisseur oméga, prélevé sur des panneaux équivalents à celui fabriqué pour la partie expérimentale de ces travaux.

Les influences du procédé et de la conception sont prises en compte en paramétrant le modèle mécanique sur la géométrie. Les modèles présentés considèrent la direction hors plan sur des modèles bi et tridimensionnels, et les coins de résine sont modélisés.

3.4.1 Modélisation des détails structuraux des structures intégrées

Le phénomène de décohésion est étudié sur des raidisseurs de type oméga (raidisseurs du panneau étudié).

STEVENS a étudié un panneau composite en préimprégnés constitué de quatre raidisseurs en I , assemblé par co-curing en utilisant un adhésif à l'interface [Stevens 95]. La forme des ondes de flambement est antisymétrique et la décohésion se produit de manière brutale, se propageant à l'interface entre les deux plis supérieurs de la peau. Les phénomènes locaux liés à la rupture en post-flambement sont expliqués par les moments locaux qui provoquent des contraintes de cisaillement hors plan τ_{xz} à l'interface entre les semelles et la peau. Déjà, deux approches pour évaluer la rupture sont évoquées : l'utilisation de critères

1. cf. section 1.4.5 page 40

en contraintes et énergétiques à l'interface entre les plis. Ces deux méthodes sont aujourd'hui liées et implémentées dans les codes éléments finis et vont être utilisées.

Les critères de rupture sont calculés en utilisant le logiciel Abaqus [DS Simulia 09, Camanho 02, Hashin 80, Hashin 73, Matzenmiller 95], pour calculer des critères d'initiation à la rupture en contraintes. En plus des critères de rupture de TSAI-WU et TSAI-HILL déjà évoqués, le critère de rupture en contraintes de HASHIN, largement utilisé pour l'étude de la rupture des matériaux composites, n'a pas été développé dans le premier chapitre. Il décompose les modes de rupture des fibres et de la matrice en traction et en compression de la manière suivante :

$$\begin{aligned}
\text{Traction des fibres } \hat{\sigma}_{11} \geq 0 : F_f^t &= \left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X_T} \right)^2 + \alpha \left(\frac{\hat{\tau}_{12}}{S_{12}} \right)^2 \\
\text{Compression des fibres } \hat{\sigma}_{11} < 0 : F_f^c &= \left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X_C} \right)^2 \\
\text{Traction de la matrice } \hat{\sigma}_{22} \geq 0 : F_m^t &= \left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y_T} \right)^2 + \left(\frac{\hat{\tau}_{12}}{S_{12}} \right)^2 \\
\text{Compression de la matrice } \hat{\sigma}_{22} < 0 : F_m^c &= \left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{2S_{13}} \right)^2 + \left[\left(\frac{Y_C}{2S_{13}} \right)^2 - 1 \right] \frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y_C} + \left(\frac{\hat{\tau}_{12}}{S_{12}} \right)^2
\end{aligned} \tag{3.5}$$

F est l'indice de rupture FI , son indice indique les fibres ou la matrice, et son exposant la traction ou la compression. α est un coefficient de contribution des contraintes de cisaillement au critère d'initiation de rupture des fibres en traction. $\hat{\sigma}_{11}$, $\hat{\sigma}_{22}$ et $\hat{\tau}_{12}$ sont les composantes du tenseur de rigidité apparent. Comme l'endommagement n'est pas pris en compte, $\hat{\sigma}_{11} = \sigma_{11}$, $\hat{\sigma}_{22} = \sigma_{22}$ et $\hat{\tau}_{12} = \tau_{12}$. L'utilisation du critère de HASHIN, comme du critère TSAI-WU, indique donc uniquement la possibilité qu'a la structure de rompre à un incrément donné.

Les éléments SC8R d'Abaqus sont des éléments coques à 8 noeuds, permettant de discrétiser entièrement une géométrie tridimensionnelle. Ils possèdent donc 3 degrés de liberté en déplacement à chaque noeud. Ils permettent de calculer les composantes du cisaillement transverse τ_{13} et τ_{23} en considérant une variation quadratique des contraintes de cisaillement à travers l'épaisseur de l'élément, et en considérant une continuité des contraintes de cisaillement à l'interface entre deux éléments de l'empilement. Un de leurs grands avantages est qu'ils permettent l'utilisation de tous les critères de rupture en contraintes proposés par Abaqus, ce qui n'est pas le cas avec des éléments formulés en déformations planes et tridimensionnels.

Les éléments SC8R sont particulièrement adaptés à la modélisation d'un ou plusieurs éléments par pli. Les éléments cohésifs sont alors la réponse apportée pour prendre en compte l'effet des contraintes de traction et de cisaillement hors plan. Les éléments cohésifs sont utilisés sous forme de surfaces cohésives entre les plis, dans les zones où l'étude le justifie. Aucune couche d'adhésif n'est considérée, la loi de traction-séparation permet de modéliser une interface d'épaisseur nulle. Les surfaces cohésives sont définies par une interaction de contact, faisant appel à une propriété d'interaction de surface cohésive. On distingue trois types de propriétés de la surface cohésive : les propriétés de rigidité de la loi de traction-séparation, l'initiation du dommage, et sa propagation.

Loi de traction-séparation Les propriétés de rigidité sont les termes du tenseur $[K]$, de la loi de traction-séparation donnée par l'équation 3.6. Cette loi traduit le comportement élastique de la surface cohésive avant l'initiation du dommage, entre le vecteur des contraintes de traction \mathbf{t} et le vecteur des déformations $\boldsymbol{\varepsilon}$.

$$\mathbf{t} = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ & K_{ss} & K_{st} \\ sym & & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} = \mathbf{K}\varepsilon \quad (3.6)$$

Les composantes de \mathbf{t} en trois dimensions sont la composante normale t_n (dans la direction hors plan), et les deux composantes de cisaillement t_s et t_t (dans les deux directions du plan). Les déformations peuvent être écrites selon les déplacements dans chaque direction δ_n , δ_s et δ_t (ou séparations) et l'épaisseur initiale de l'élément cohésif T_0 : $\varepsilon_n = \frac{\delta_n}{T_0}$, $\varepsilon_s = \frac{\delta_s}{T_0}$, $\varepsilon_t = \frac{\delta_t}{T_0}$. L'épaisseur T_0 est définie à 1 par défaut pour une surface cohésive d'épaisseur nulle, ce qui permet aux déformations d'être égales aux séparations.

La loi de traction-séparation est complémentaire à la loi de comportement dans le plan. Les propriétés tridimensionnelles mesurées par ultrasons sont rappelées dans l'équation 3.7 et le tenseur de rigidité du matériau G0926/RTM6 est calculé dans l'équation 3.8. Le tenseur de rigidité est considéré symétrique.

$$\begin{aligned} E_1 &= E_2 = 64200 \text{ MPa} \\ E_3 &= 11900 \text{ MPa} \\ \nu_{12} &= \nu_{21} = 0,04 \\ \nu_{13} &= \nu_{23} = 0,47 \\ \nu_{31} &= \nu_{32} = 0,09 \\ G_{12} &= 4900 \text{ MPa} \\ G_{13} &= G_{23} = 3600 \text{ MPa} \end{aligned} \quad (3.7)$$

$$[C] = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_1 & -\nu_{13}/E_1 & 0 & 0 & 0 \\ & 1/E_1 & -\nu_{13}/E_1 & 0 & 0 & 0 \\ & & 1/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 1/G_{13} & 0 & 0 \\ & & & & 1/G_{13} & 0 \\ sym & & & & & 1/G_{12} \end{bmatrix}^{-1} \quad (3.8)$$

$$[C] = \begin{bmatrix} 67500 & 5800 & 6400 & 0 & 0 & 0 \\ & 67500 & 6400 & 0 & 0 & 0 \\ & & 13050 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 3600 & 0 & 0 \\ & & & & 3600 & 0 \\ sym & & & & & 4900 \end{bmatrix} \text{ [MPa]}$$

La loi de traction-séparation permet de donner une rigidité hors plan aux interfaces entre les plis où elle est définie, selon les composantes du tenseur de rigidité C_{33} , C_{13} et C_{23} , avec $C_{23} = C_{13}$ (équation 3.9). Il n'y a pas de couplage entre la traction et le cisaillement hors plan.

$$\mathbf{K} = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 & 0 \\ & K_{ss} & 0 \\ sym & & K_{tt} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{33} & 0 & 0 \\ & C_{13} & 0 \\ sym & & C_{13} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 13050 & 0 & 0 \\ & 3600 & 0 \\ sym & & 3600 \end{bmatrix} \quad (3.9)$$

Initiation de la décohésion L'initiation de la décohésion peut être calculée selon différents critères d'endommagement de l'élément cohésif : critère de contrainte maximale, de déformation maximale, et

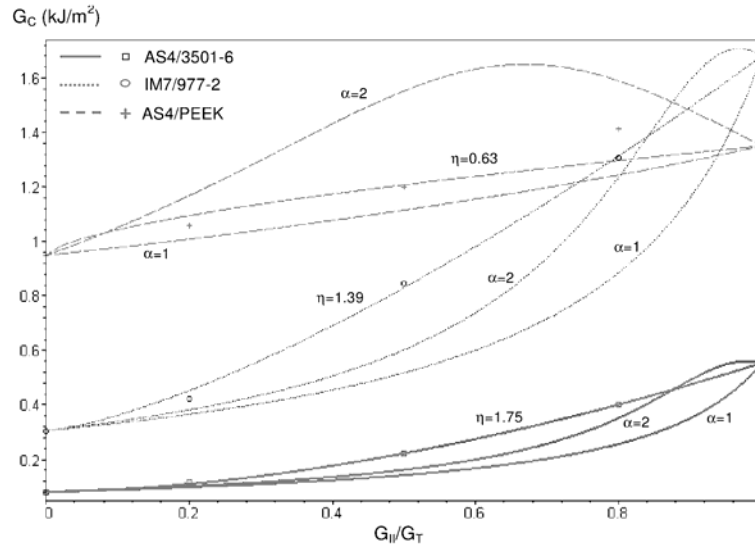


FIGURE 3.19: Obtention des paramètres des critères de loi puissance et B-K en mode mixte, pour plusieurs couples matériaux [Camanho 02]

des critères quadratiques en contraintes et en déformation. Le critère retenu est le critère quadratique en contraintes (équation 3.10), qui permet de prendre en compte l'interaction entre les contraintes. Ce critère correspond à un critère de cisaillement interlaminaire auquel la contribution de la traction hors plan a été ajoutée.

$$\left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\langle t_s \rangle}{t_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\langle t_t \rangle}{t_t^0} \right\}^2 = 1 \quad (3.10)$$

Avec $\langle t_n \rangle$, $\langle t_s \rangle$ et $\langle t_t \rangle$ les contraintes de traction et de cisaillement hors plan calculées; et t_n^0 , t_s^0 , t_t^0 les contraintes à la rupture en traction et en cisaillement hors plan. La mesure de la contrainte à la rupture Z_T du chapitre précédent n'était pas concluante. L'utilisation d'une valeur de 15 MPa permet de surestimer l'apparition du mode de rupture en traction hors plan, valeur qui avait été mesurée sur des plis tissus [Stig 09] :

$$\begin{aligned} t_n^0 &= Z_T/T_0 = 15 \text{ MPa} \\ t_t^0 &= t_s^0 = S_{13}/T_0 = S_{23}/T_0 = 64 \text{ MPa} \end{aligned} \quad (3.11)$$

Propagation de la décohésion La propagation de la décohésion est modélisée à l'aide d'un critère énergétique en mode mixte (modes I et II). Pour les matériaux composites, les critères en loi puissance (équation 3.12) et de BENZZEGAGH-KENANE (B-K) (équation 3.13) peuvent être utilisés. Les paramètres expérimentaux α et η nécessaires à l'utilisation de ces lois ont été obtenus pour plusieurs types de matériaux (figure 3.19), en faisant varier la proportion de mode II dans un essai de mode mixte (*MMB*) [Camanho 02]. Par exemple, le paramètre η a été calculé à 1,39 pour le couple matériau IM7/977-2. À partir d'études de sensibilité, BERTOLINI a utilisé $\eta = 1,5$ pour un couple matériau T700/M21 [Bertolini 08] à partir de ces données expérimentales. Le critère B-K est le critère recommandé pour la décohésion des matériaux composites à matrice époxyde et thermoplastique [Camanho 02]. Le mode III est considéré équivalent au mode II.

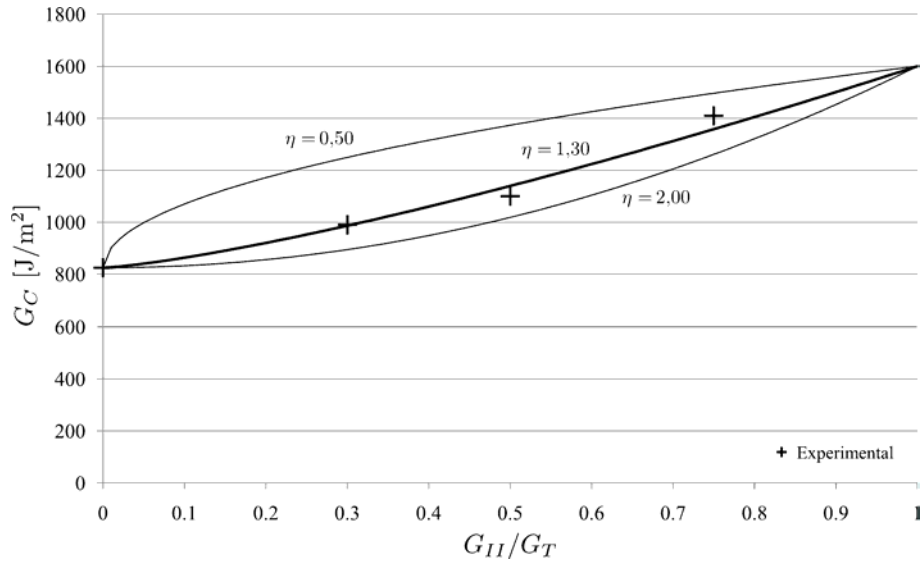


FIGURE 3.20: Taux de restitution d'énergie en mode mixte, pour le couple matériau G0926/RTM6

$$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^\alpha \quad (3.12)$$

$$G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{II}}{G_T}\right)^\eta = G_C \quad (3.13)$$

avec $G_T = G_I + G_{II}$

Avec :

G_C le taux de restitution d'énergie de déformation

G_I le taux de restitution d'énergie en mode I

G_{II} le taux de restitution d'énergie en mode II

G_{IC} la résistance à la rupture interlaminaire en mode I

G_{IIC} la résistance à la rupture interlaminaire en mode II

Le critère B-K est implémenté dans les surfaces cohésives des modèles locaux. Des données expérimentales d'essai en mode I et en mode mixte sont utilisées [Trabelsi 10] pour calculer le paramètre η du couple G0926/RTM6. Les résistances à la rupture interlaminaire mesurées sont $G_{IC} \approx 800 \text{ J/m}^2$ et $G_{IIC} \approx 1600 \text{ J/m}^2$. Ces valeurs sont assez proches d'autres résultats du G0926/RTM6 obtenus par GILL qui trouvait des valeurs $G_{IC} \approx 700 \text{ J/m}^2$ et $G_{IIC} \approx 1400 \text{ J/m}^2$ [Gill 09]. Les valeurs utilisées sont $G_{IC} = 800 \text{ J/m}^2$ et $G_{IIC} = 1600 \text{ J/m}^2$. Une méthode des moindres carrés permet de calculer $\eta = 1,30$ pour le G0926/RTM6, comme le montre la figure 3.20.

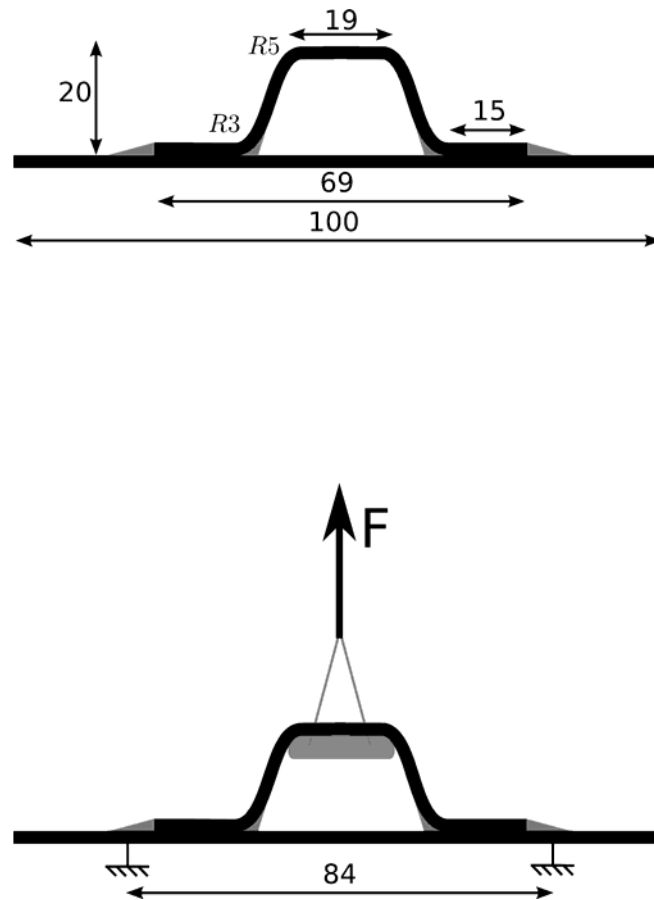
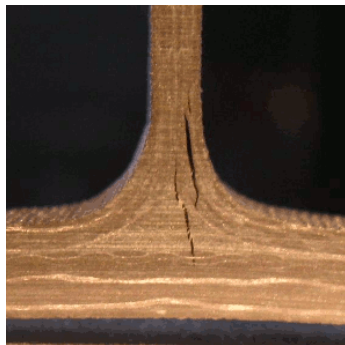
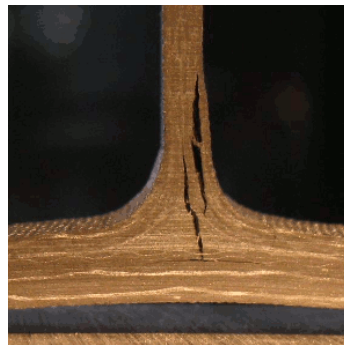


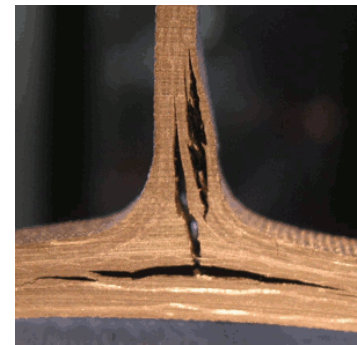
FIGURE 3.21: Principe de réalisation des essais « pull-tests » sur structures de type oméga, dimensions en [mm]



(a) Initiation de la rupture dans le coin interne et aux interfaces proches



(b) Propagation dans l'âme, initiation de la rupture sous les deux plis renfort



(c) Propagation sous les deux plis renfort et entre les L

FIGURE 3.22: Mécanisme de décohésion du T

3.4.2 Essais « pull-test » : observations expérimentales

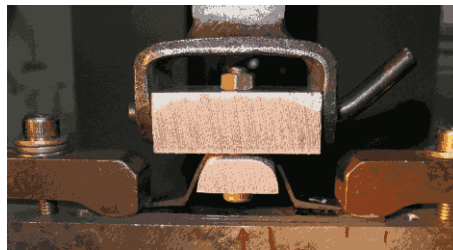
Les essais « pull-tests » sont largement utilisés pour vérifier la tenue des détails structuraux à l'échelle composants représentatifs des structures aéronautiques. Ce type d'essai est par exemple utilisé pour évaluer

le comportement de structures en T lorsque les vagues de flambement sont symétriques, le comportement est linéaire jusqu'à la rupture [Vijayaraju 04, Orifici 08e].

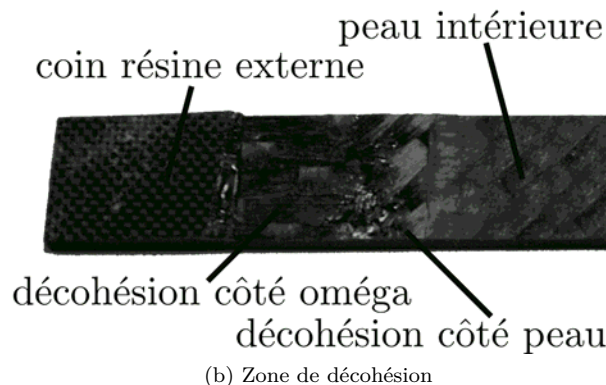
Des essais sur structures en T et sur omégas ont été réalisés dans le cadre industriel, comme le montre la figure 3.21, où un effort est appliqué hors du plan de la peau, à partir d'un déplacement contrôlé à environ 1 mm/min. Les résultats expérimentaux sur omégas vont être utilisés pour justifier l'approche de la modélisation de la décohésion par surfaces cohésives.

Les zones d'accidents géométriques se remplissent de résine pendant la fabrication, dans la suite elles seront appelées coins de résine (zones en gris de la figure 3.21).

Les coins de résine externes (au bord des semelles) ne seront pas modélisés. Seuls les coins de résine internes seront modélisés. En effet, comme pour les structures en T (figure 3.22), les coins de résine sont des zones sensibles d'où la décohésion s'initie et se propage à l'interface entre les semelles et la peau. L'analyse de la zone de décohésion des omégas (figure 3.23) indique que même si la décohésion se propage à l'interface, elle est guidée préférentiellement par le côté semelle ou bien par le côté peau.



(a) Décohésion brutale de l'oméga



(b) Zone de décohésion

FIGURE 3.23: Mécanisme de décohésion de l'oméga

3.4.3 Modélisations locales

Plusieurs approches de la modélisation de la décohésion des structures intégrées de type oméga vont être suivies, en prenant en compte la direction hors plan. Un modèle en contraintes planes est construit pour aider à la compréhension des phénomènes de décohésion, en calculant les critères de rupture proposés par Abaqus, en l'occurrence les indices de rupture dans les plis de HASHIN et TSAI-WU, en plus du critère quadratique d'initiation de la décohésion des surfaces cohésives expliqué précédemment. Enfin, un modèle tridimensionnel en éléments SC8R est proposé.

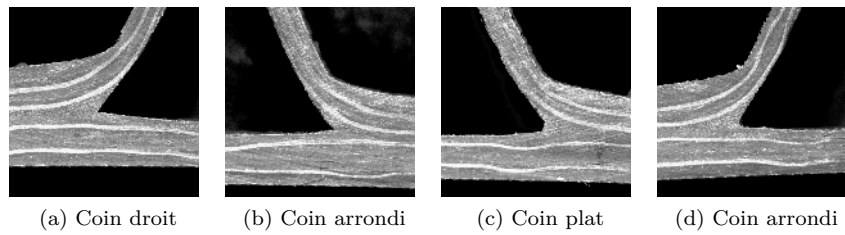


FIGURE 3.24: Géométries des coins de résine internes des omégas

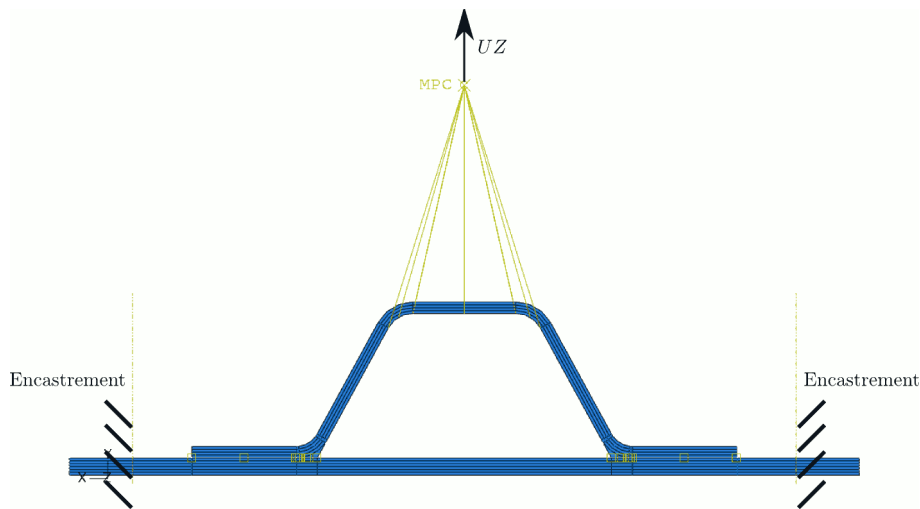


FIGURE 3.25: Conditions aux limites du modèle local d'oméga

La géométrie des coins de résine n'est pas constante sur la longueur des omégas. La figure 3.24 montre les différents types de coins de résine observables sur les éprouvettes testées. Par la suite, l'initiation de la décohésion est prédite dans cette zone, le coin de résine doit donc être modélisé et une géométrie doit être figée dans les modèles numériques. Les modèles réalisés prennent en compte le coin arrondi ou le coin droit.

Les conditions aux limites sont données dans la figure 3.25. Les surfaces supérieures et inférieures des deux extrémités de l'éprouvette sont encastrees, et un *MPC* (*multi point constraint*) permet de répartir l'effort sur la tête de l'oméga, avec un point de référence où le déplacement est incrémenté.

Modèles en contraintes planes Les modèles en contraintes planes sont construits en discrétisant chaque pli en quatre éléments, en utilisant les propriétés mécaniques mesurées du G0926/RTM6 qui sont rappelées dans l'équation 3.7. La discrétisation du pli en quatre éléments est un choix arbitraire, cela permet de localiser les contraintes maximales et les *FI* dans l'épaisseur du pli. Ainsi, en définissant un matériau orthotrope dans Abaqus, il est possible d'utiliser les coefficients du tenseur de rigidité des plis à 0° et de calculer ceux des plis à 45° , dans le plan 12 où 2 est la direction hors plan réelle, les propriétés utilisées sont alors :

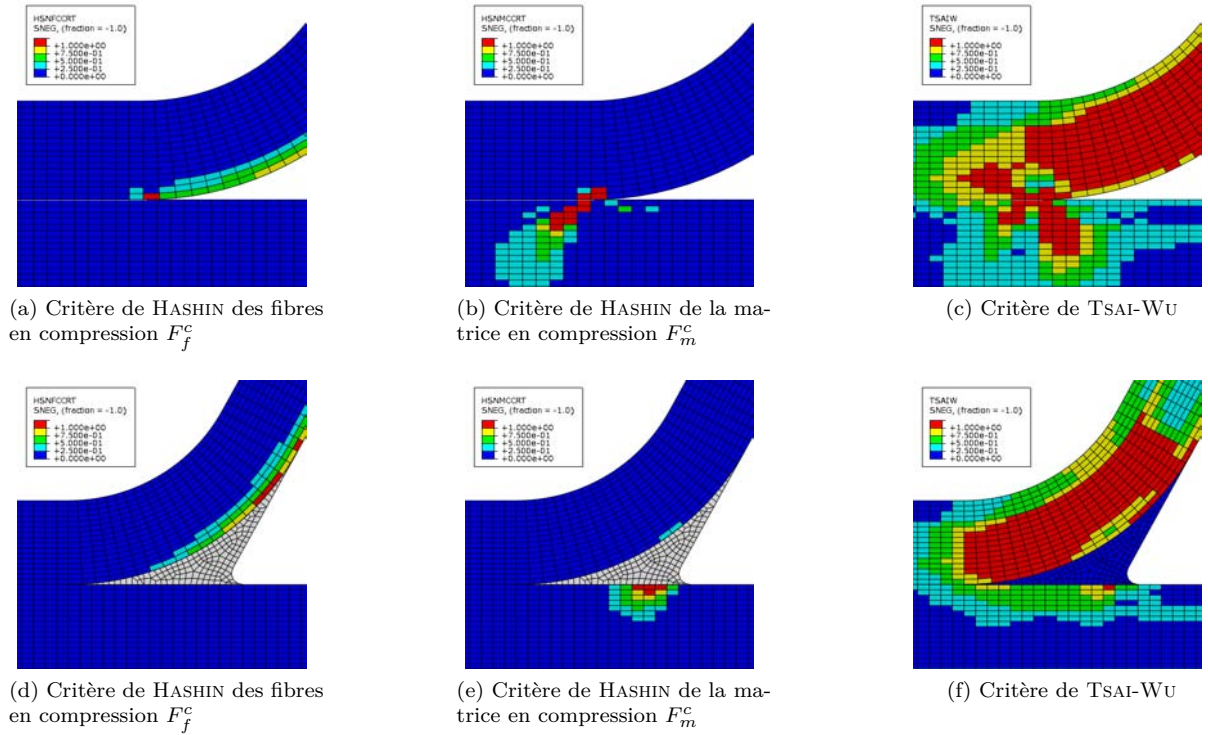


FIGURE 3.26: Initiation de la décohésion avec et sans coin de résine. Modèle en contraintes planes, à 600 N

$$\begin{aligned}
 E_1 &= E_3 = 64200 \text{ MPa} \\
 E_2 &= 11900 \text{ MPa} \\
 \nu_{12} &= \nu_{32} = 0,47 \\
 \nu_{21} &= \nu_{23} = 0,09 \\
 \nu_{13} &= \nu_{31} = 0,04 \\
 G_{12} &= G_{23} = 3600 \text{ MPa} \\
 G_{13} &= 4900 \text{ MPa}
 \end{aligned} \tag{3.14}$$

Avec $[C]_{45^\circ} = [T_\sigma][C][T_\varepsilon]^{-1}$ pour $\alpha = 45^\circ$, on trouve en négligeant les termes de couplage et en considérant le tenseur symétrique :

$$[C]_{45^\circ} = \begin{bmatrix} 27000 & 19800 & 6100 & 0 & 0 & 0 \\ & 27000 & 6100 & 0 & 0 & 0 \\ & & 67500 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 4250 & 0 & 0 \\ & & & & 4250 & 0 \\ \text{sym} & & & & & 16900 \end{bmatrix} \text{ [MPa]} \tag{3.15}$$

Un modèle en contraintes planes avec et sans surface cohésive (figure 3.26) montre que sans coins de résine internes, les contraintes se concentrent fortement dans une zone très localisée. Le critère de HASHIN indique une rupture des fibres et de la matrice en compression, tandis que le critère de TSAI-WU montre une rupture plus généralisée de toute l'épaisseur du flan de l'oméga. Avec le coin de résine, la

zone d'initiation se déplace vers l'intérieur de l'oméga. De plus, deux courbes qui seront tracées dans la figure 3.28 montreront que prendre en compte le coin de résine augmente la rigidité de l'éprouvette.

Modèles en coques volumiques Les modèles en coques volumiques SC8R avec surfaces cohésives permettent de visualiser le critère d'initiation de la décohésion de manière surfacique, comme le montre la figure 3.27. Un modèle définit une surface cohésive entre la résine et l'oméga, et un autre modèle considère des nœuds communs entre la résine et l'oméga. Les résultats sont similaires, la décohésion s'initie dans la zone du coin de résine, comme l'avait montré le modèle en contraintes planes. Cependant, il paraît plus judicieux de modéliser le coin de résine avec des nœuds communs avec l'oméga car l'essai a montré que la résine reste solidaire de l'oméga.

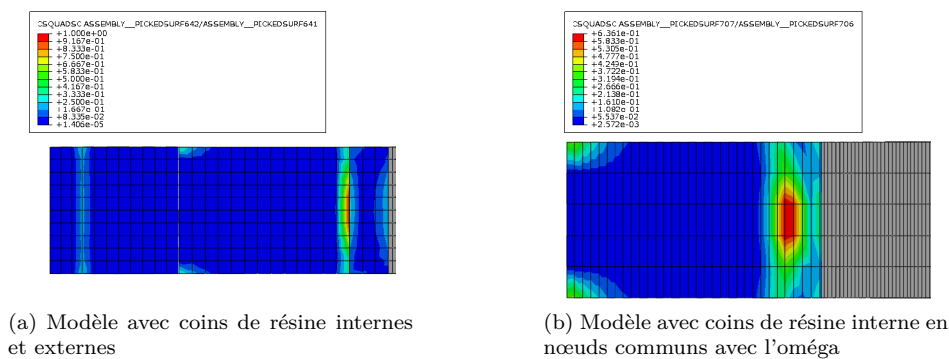


FIGURE 3.27: Critère d'initiation de la décohésion calculé à l'interface entre l'oméga et la peau

Deux courbes de chargement d'un modèle bidimensionnel prenant en compte ou non le coin de résine sont tracées dans la figure 3.28. La rigidité augmente en modélisant le coin de résine, et en prenant en compte une surface cohésive le comportement se rapproche du comportement expérimental. De plus, trois courbes numériques prenant en compte une surface cohésive sont tracées avec les courbes expérimentales (figure 3.28). Les courbes expérimentales montrent une dispersion qui peut s'expliquer par les variations de la géométrie du coin de résine. Le modèle en contraintes planes est compris dans l'intervalle expérimental. Les trois courbes sont légèrement non linéaires, mais la prédiction de l'initiation est assez proche des résultats expérimentaux.

3.5 Conclusions sur la modélisation numérique

Les résultats des modèles numériques par analyse de rupture progressive donnent une rupture pour une charge longitudinale supérieure à 125 kN avec les propriétés mécaniques d'Hexcel, pour un déplacement à rupture de l'ordre de 2,25 mm. Les propriétés moyennes et les propriétés Hexcel sont relativement proches. On continuera d'utiliser les propriétés mécaniques Hexcel par la suite pour deux raisons. Tout d'abord, les propriétés moyennes ne sont pas complètes et certaines propriétés avaient été approximées, alors que les propriétés Hexcel sont valides vis-à-vis d'un suivi strict des normes d'essai utilisées. Aussi, le taux de fibres est équivalent à celui obtenu dans les éprouvettes fabriquées, et les procédés de fabrication sont similaires. L'utilisation de propriétés mécaniques faibles et hautes permet de déterminer un intervalle

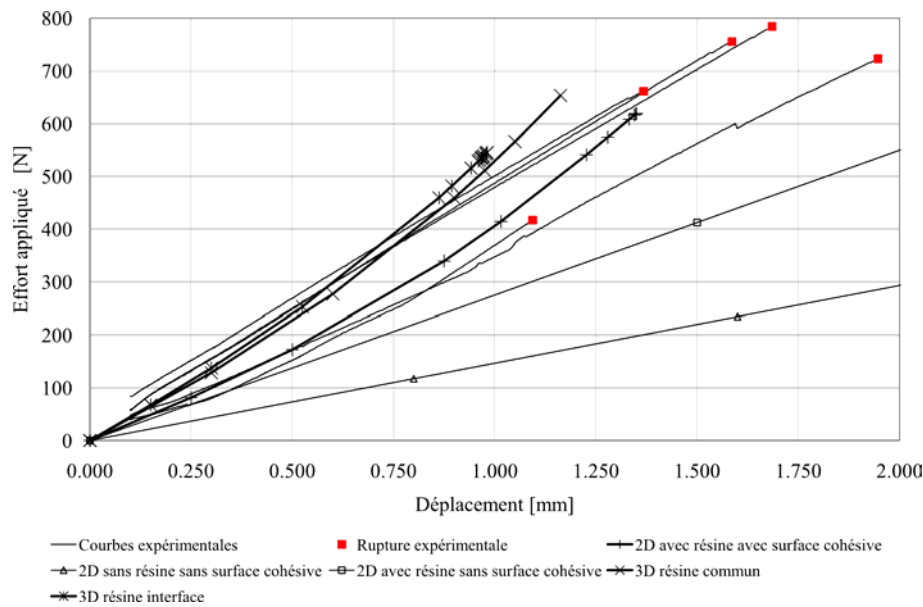


FIGURE 3.28: Comparaison des courbes de chargement numériques et expérimentales

de charge-déplacement du comportement de l'éprouvette qui sera testée. Par ailleurs, la robustesse des modèles dépend aussi des conditions aux limites réelles qui doivent être prises en compte.

Ces modèles numériques sont très instables à la rupture : les zones de rupture détectées varient selon le modèle employé, et la détection des plis rompus n'est pas possible, la structure est globalement rompue. La méthode de modélisation de l'intersection des structures intégrées modifie particulièrement le comportement à rupture. Pour les modèles globaux réalisés dans ce chapitre, une intersection modélisée avec des nœuds coïncidents permet de diminuer la longueur du plateau de charge. En effet, un plateau de charge trop long n'est pas considéré proche de la réalité. De plus, avec les nœuds coïncidents, la rupture se produit à mi-hauteur de l'éprouvette dans les zones de peaux et de semelles du raidisseur central, conduisant à la décohésion des structures intégrées. La rupture de l'éprouvette modélisée avec surfaces de glissement montre une rupture des peaux, avant la rupture aux encastresments, ce qui n'est pas considéré valide. Pourtant, la modélisation des intersections avec surfaces de glissement sera utilisée comme modèle de référence pour l'expérimentation présentée dans le chapitre suivant, car une modification du drapage conduisait cette fois la rupture à se produire dans la mi-hauteur, ce qui n'était pas le cas avec les nœuds coïncidents où la rupture se produisait aux encastresments des raidisseurs. La modélisation des intersections par nœuds communs n'est définitivement pas retenue, puisqu'elle rend celles-ci trop rigides, ce qui provoque une rupture exclusive aux encastresments des raidisseurs dans toutes les configurations modélisées.

D'autre part, l'empilement des zones peau-raisseur est modélisé comme un seul élément et les offsets ne sont pas pris en compte. En effet, aucune interface de décollement n'est considérée car le panneau est fabriqué par infusion de résine pour intégrer les structures, et que l'on étudie le comportement global du panneau sans a priori sur l'interface de décollement. Il est évident que cela a une influence sur la répartition des contraintes dans et autour des semelles de raidisseurs, cependant ces modèles globaux sont une approche pour calculer la charge et le déplacement à rupture de l'essai qui est mis au point dans le chapitre suivant. Dans l'étude à l'échelle locale des structures intégrées, le phénomène de décohésion a été modélisé par l'intermédiaire d'une surface cohésive à l'interface entre la structure intégrée oméga

et la peau. En effet, la décohésion observée expérimentalement sur ces éprouvettes se situe à l'interface. L'initiation a été observée dans la zone du coin de résine interne de l'oméga. Cette zone de décohésion va être vérifiée dans un cas de chargement représentatif d'un panneau autoraidi. Des surfaces cohésives pourraient alors être définies aux interfaces souhaitées entre les plis. Comme ce coin de résine souffre de variations géométriques dues au procédé de mise en œuvre, une dispersion est observée au niveau des résultats expérimentaux. Il serait nécessaire de faire varier les paramètres géométriques dans une étude de type plan d'expérience pour conclure sur leurs effets sur le comportement mécanique des détails structuraux.

Enfin, l'analyse linéaire du flambement (SOL105) indique la formation de cinq vagues de flambement symétriques entre chaque peau, à une charge critique de flambement de 90,4 kN, ce qui concorde avec les modèles non linéaires, où le flambement local des peaux se situe à une charge critique d'environ 87 kN. L'application d'une pré-contrainte à tous les nœuds, avec une proportion des vecteurs propres de l'analyse de flambement linéaire, pourrait nuancer l'interprétation des déplacements hors plan. Un essai expérimental permettra de faire les observations adéquates à ce sujet.

Chapitre 4

Essai de post-flambement d'un panneau autoraidi infusé

Sommaire

4.1	Introduction	123
4.2	Techniques expérimentales	123
4.2.1	Contrôle par digitalisation numérique	123
4.2.2	Suivi d'essai par stéréo-corrélation d'images numériques	124
4.2.3	Contrôle non destructif par tomographie par rayons X	124
4.2.4	Conclusions sur les méthodes de mesure utilisées	125
4.3	Définition de l'essai expérimental de post-flambement	126
4.3.1	Étapes de préparation de l'essai expérimental	126
4.3.2	Conception de l'outillage	130
4.3.3	Dispositif expérimental	132
4.3.4	Mise en place de l'outillage et contrôle	133
4.3.5	Non-conformités de l'essai	133
4.3.6	Prévisionnel de chargement	136
4.4	Essai de post-flambement	139
4.5	Description de la courbe de chargement	144
4.5.1	Phase linéaire	145
4.5.2	Charge critique de flambement local des peaux	145
4.5.3	Phase non linéaire - Flambement local→global	146
4.5.4	Charge maximale	146
4.5.5	Palier de charge	151
4.5.6	Décohésion de Ω_2 et Ω_3	151
4.6	Analyse de la rupture	154
4.6.1	Contrôle post-mortem	154
4.6.2	Rupture par modèles numériques	156
4.6.3	Rupture des intersections entre les structures intégrées	157
4.6.4	Influence des propriétés mécaniques	159

4.7	Conclusions sur l'essai expérimental	160
4.8	Conclusions sur l'étude numérique et expérimentale du panneau compo- site autoraidi	161

4.1 Introduction

Afin de valider le modèle numérique présenté au chapitre précédent, un essai de post-flambement est mis en place [Perret 11c]. L'identification des zones de rupture est le principal objectif puisque suite au flambement local des peaux l'éprouvette doit pouvoir s'effondrer en flambement global, en montrant si possible le phénomène de décohésion des structures intégrées. Les conditions expérimentales doivent donc être maîtrisées, ainsi que les techniques expérimentales de suivi d'essai et les méthodes CND permettant d'évaluer les zones de rupture sur l'éprouvette post-mortem.

Une charge critique de flambement expérimentale de l'ordre de 90 kN donnera des indications sur la validité du modèle numérique. La charge à rupture devra être au plus proche de celle estimée par le modèle numérique (125 kN environ). Pendant l'essai, le suivi des déplacements hors plan permettra de voir si le modèle numérique est représentatif d'un point de vue du flambement local et global.

4.2 Techniques expérimentales

Les méthodes de mesures expérimentales utilisées pour l'essai de post-flambement du panneau sont développées ci-dessous. Elles permettent de réaliser des mesures de l'éprouvette avant, pendant et après l'essai. L'objectif est de caractériser la rupture qui apparaît pendant l'essai.

4.2.1 Contrôle par digitalisation numérique

Les logiciels Tritop et ATOS de Gom® sont utilisés pour vérifier le tolérancement de fabrication du panneau et le tolérancement géométrique de position du dispositif d'essai.

Tritop [Klug 08b] est un système de photogrammétrie permettant de déterminer les coordonnées de points dans l'espace. Des points de référence codés et non codés matérialisés sous forme de cibles et de gommettes sont disposés sur la surface et autour de la pièce. Un appareil photo numérique est utilisé pour prendre des séquences d'images sous plusieurs angles de vue. Tritop détermine l'orientation de chaque image à partir des points de référence codés, puis par triangulation optique inverse, les positions des caméras et des points de référence sont déterminées. Le centre des points de référence (x, y, z) représente alors un nuage de points.

ATOS [Klug 08a] est un moyen de mesure tridimensionnel sans contact. Il vient en complément de Tritop pour reconstruire les surfaces à l'aide de projection de franges. L'utilisation de révélateur améliore le contraste entre les franges et facilite les prises de vue, notamment pour les matériaux composites à fibres de carbone. Le système est basé sur le principe de projection de franges et de triangulation grâce à une vision stéréoscopique (2 capteurs numériques). Le nuage de points mesuré par ce système constitue une digitalisation numérique qui peut être exportée au format *.stl* ou bien directement comparée aux modèles géométriques originaux. La pièce mesurée doit être contenue dans le volume de mesure. Plus ce volume est faible (selon la résolution du capteur), plus les détails mesurés sont précis. Pour ne pas perdre de précision lors de la mesure de pièces de plus grande envergure ou de géométrie complexe, les points de référence de Tritop sont utilisés pour faire correspondre les patchs mesurés par ATOS.

4.2.2 Suivi d'essai par stéréo-corrélation d'images numériques

La stéréo-corrélation d'images est la méthode de mesure optique qui est utilisée par le logiciel Aramis de Gom®. Des objectifs de focale 8 mm sont utilisés. Le positionnement des capteurs peut s'adapter aux contraintes d'encombrement de la machine et du panneau mesuré.

La stéréo-corrélation d'images utilise la technique de corrélation d'images (expliquée précédemment) et nécessite une mesure des formes tridimensionnelles par stéréo-vision (ajout d'un capteur numérique). La stéréo-vision permet de déterminer par triangulation les coordonnées de points dans l'espace. Cette triangulation est réalisée en déterminant la correspondance entre les pixels d'images prises par les caméras qui composent le capteur préalablement calibré. Une contrainte géométrique appelée droite épipolaire limite la recherche des pixels correspondants à une droite [Fazzini 09, Garcia 01], contrainte indiquée par Aramis lors de la définition de points supplémentaires. Ensuite, les formes tridimensionnelles doivent être appareillées temporellement (par corrélation d'image) pour obtenir le champ de déplacement tridimensionnel relatif en tout point de la surface de la pièce étudiée.

4.2.3 Contrôle non destructif par tomographie par rayons X

En plus du contrôle habituel par ultrasons (immersion, jet d'eau) qui peut permettre de déterminer la profondeur et l'ampleur du délaminage entre les plis [Gao 99], la tomographie par rayons X se révèle être une méthode de mesure très efficace pour une pièce de la taille du panneau étudié, car elle permet d'obtenir une cartographie volumique du panneau plus précise, notamment dans les zones courbes ou à discontinuités géométriques.

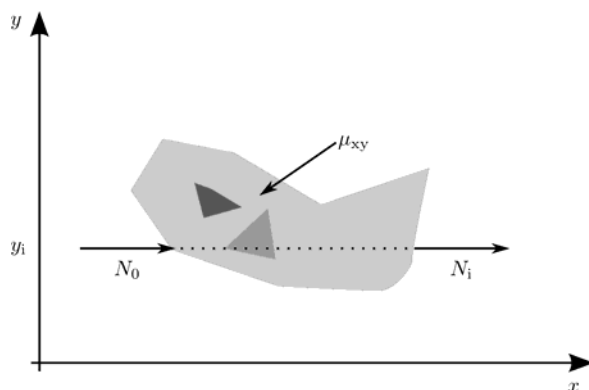


FIGURE 4.1: Principe physique de la tomographie par rayons X, à y_i, z_i selon la direction x

La tomographie par rayons X (RX), encore appelée tomodensitométrie ou scanographie, est une technique issue du milieu médical. Elle a valu à A.M. CORMAK et G.M. HOUNSFIELD le prix Nobel de Médecine en 1979 [Friedland 96]. Elle consiste à mesurer numériquement la densité de la matière dans des coupes d'une pièce et à reconstruire l'image tridimensionnelle par un ordinateur. On trouve alors souvent les acronymes *CT* (« Computed Tomography ») ou *CAT* (« Computed Assisted Tomography ») pour qualifier du caractère de traitement informatique des méthodes. Ces méthodes de mesure sont très prometteuses pour l'étude des matériaux, car elles permettent de réaliser des mesures à l'intérieur des pièces sans nécessiter leur destruction [Babout 02, Badel 08]. Dans un tomographe la pièce est en rotation, le tube RX et le détecteur étant fixes ; dans un scanner ce sont le tube RX et le détecteur qui sont en mouvement

et la pièce est fixe. Le scanner et le tomographe utilisent donc le même principe physique, comme le montre la figure 4.1. Les mesures sont basées sur l'absorption des rayons X par la pièce, décrite par la loi de BEER-LAMBERT (équation 4.1). On parlera simplement par la suite de tomographie pour faire appel aux mesures effectuées indifféremment par scanner ou bien par tomographe.

$$N_i(E) = N_0(E) \times \exp\left(-\int_{\Delta x} \mu_E(x, y_i, z_i) dx\right) \quad (4.1)$$

Avec N_0 et N_i le nombre de photons incidents et transmis respectivement pour un faisceau d'énergie E , et μ le coefficient d'absorption du matériau.

Comme le matériau est hétérogène, μ varie sur la surface de mesure (figure 4.1), variations qui sont à l'origine des contrastes des images obtenues. Un algorithme de reconstruction permet d'obtenir μ selon les mesures d'intensité réalisées à chaque position angulaire successive.

Dans le cadre de ces travaux, les mesures sont réalisées avec un scanner médical, et leur exploitation se limite à des cartographies surfaciques à une hauteur donnée. Des visualisations de coupe de la pièce sont obtenues à une position donnée dans la hauteur (coronal) ou dans la longueur (axiale). Le codage en niveaux de gris des images met en évidence selon les proportions de blanc et de noir : en blanc les zones de matière où les rayons X sont absorbés, en noir les zones sans matière et les fissures où les rayons X ne sont pas absorbés.

4.2.4 Conclusions sur les méthodes de mesure utilisées

Dans le cadre de cet essai de panneau en post-flambement, certaines méthodes CND sont plus ou moins bien adaptées à la taille du panneau. En effet, la tomographie et l'ultrason en immersion sont bien adaptés à la taille du panneau et permettent d'obtenir rapidement des résultats sur tout le volume du panneau. Pour des pièces de plus petite envergure, la thermographie donne par exemple de très bons résultats rapidement. Pour des pièces de plus grande envergure, la méthode de tomographie utilisée ici ne serait pas utilisable (hormis en contrôle destructif) et la thermographie et l'ultrason pourraient permettre d'obtenir des patches pour repérer les zones endommagées sur la pièce globale.

Pour le suivi d'essai l'utilisation de méthodes optiques de mesures de champs cinématiques a été préférée, aucune jauge extensométrique n'est utilisée pendant l'essai pour les raisons suivantes :

- le comportement local, notamment les phénomènes de rupture locaux, n'est pas connu a priori. Il n'est donc pas possible de sélectionner précisément avant l'essai, les zones où des phénomènes de rupture vont se produire. L'utilisation de jauges extensométriques permettrait de connaître les déformations à partir desquelles les différentes zones du panneau flambent, ce que permet d'obtenir aussi la méthode de mesure optique,
- la mesure de champs donne les déplacements hors plan qui sont mesurés sur chacune des deux surfaces du panneau. Ce sont ces déplacements hors plan qui permettent de recalibrer les résultats expérimentaux avec les résultats des modèles numériques et de la tomographie, plutôt que le champ de déformation qui est ici d'un intérêt moindre.

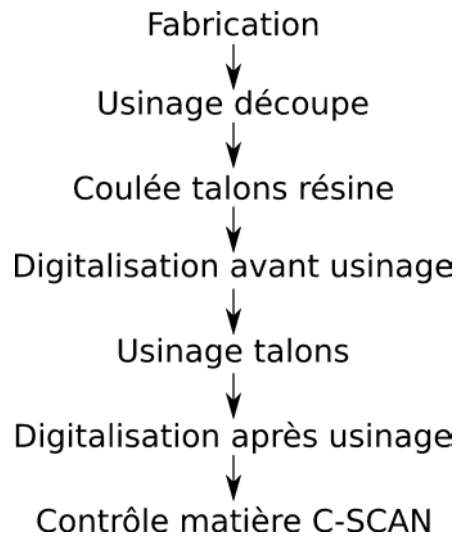


FIGURE 4.2: Étapes de préparation de l'essai expérimental de post-flambement

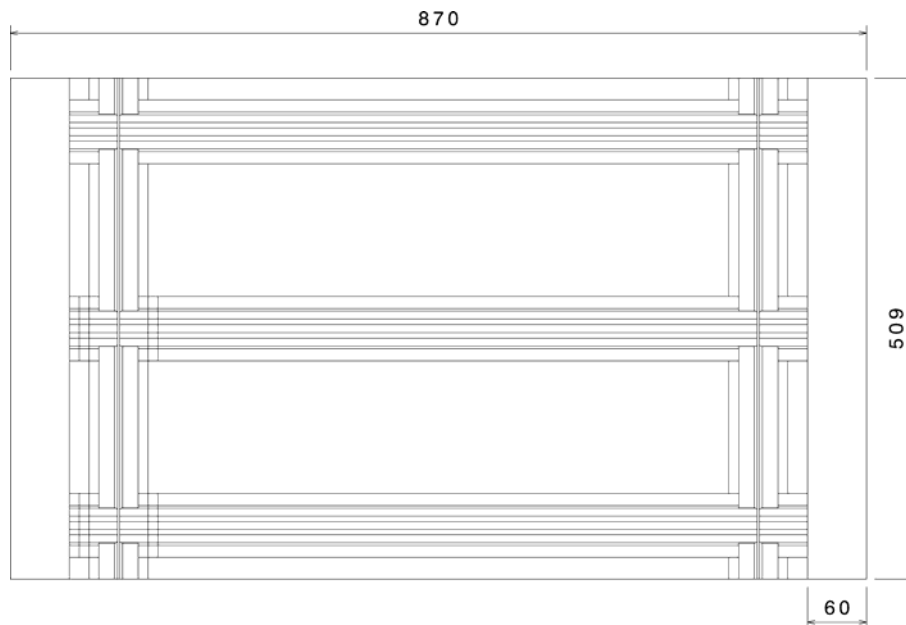


FIGURE 4.3: Dimensions finales de l'éprouvette d'essai

4.3 Définition de l'essai expérimental de post-flambement

4.3.1 Étapes de préparation de l'essai expérimental

Suite à un premier essai de faisabilité mené à terme, le retour d'expérience a permis de définir des procédures pour l'ensemble des phases de l'essai. Le diagramme de la figure 4.2 présente les étapes qui ont été suivies pour mettre en place ce second essai.

Le panneau initial a été fabriqué au CRCC¹ de Tarbes selon une technologie d'infusion spécifique qui n'est pas développée ici.

1. Centre de Ressources et de Compétences Composites

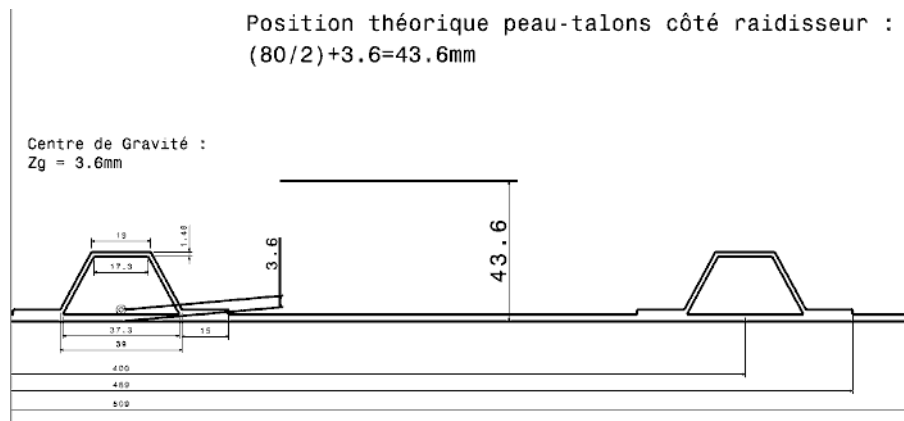


FIGURE 4.4: Positionnement du centre de gravité d'une section d'éprouvette

Le panneau a ensuite été usiné aux dimensions de 870×509 mm à l'aide d'une fraise numérique de diamètre 16 mm. Le panneau est alors aux dimensions souhaitées et prêt à prendre la forme d'une éprouvette d'essai. Une coulée de résine époxyde chargée en carbonate de calcium est réalisée à chacune des extrémités du panneau, que l'on appelle par la suite talons de résine. À cause de l'exothermie due au volume des talons, la polymérisation est réalisée en 12 h, suivie d'une cuisson de 12 h à 60° . Les dimensions finales sont données en figure 4.3. Des talons de résine coulés aux extrémités font 60 mm de hauteur et 80 mm d'épaisseur.

Comme on considère le placement de l'éprouvette critique à la bonne réalisation de l'essai, on effectue un réusinage des talons après avoir digitalisé l'éprouvette. On cherche à assurer principalement deux paramètres :

- Un parallélisme des surfaces des extrémités des deux talons. Lors du chargement, ce paramètre évite que la direction de l'effort transmis à l'éprouvette par la machine ne soit déviée.
- Une planéité de la surface contenant les flancs des deux talons. Cela permet à l'éprouvette d'être parfaitement verticale, à condition que la distance entre le flanc des talons et la peau soit égale. La distance entre la surface des talons et la peau est définie telle que le centre de gravité de l'éprouvette soit sur l'axe d'application de l'effort comme l'illustre la figure 4.4. La distance peau-flanc des talons recherchée est alors de 43,6 mm.

Comme ces deux surfaces sont réusinées à partir de la même surface de référence (voir figure 4.5), elles sont perpendiculaires.

La figure 4.6 montre les résultats des digitalisations après ré-usinage, post-traités sur ATOS. La surface de référence pour la mesure de distance est définie sur les points de la peau. La distance peau-flanc du talon inférieur est très proche de 43,6 mm, hormis dans un angle où il y a un écart de seulement +0,1 mm. Cette distance peau-flanc du talon supérieur varie de 43,36 mm à 43,72 mm dans la longueur du talon. On peut voir que l'on a 43,6 mm environ au centre du talon supérieur, et comme la machine possède la rotation libre selon l'axe X (la longueur de l'éprouvette), cet écart de $\pm 0,18$ mm devrait être négligeable une fois l'éprouvette montée dans l'outillage d'essai.

Les tolérances géométriques ont aussi été vérifiées pour les extrémités des talons dans la figure 4.6b. La planéité des extrémités des talons haut et bas est d'environ 0,14 mm et de 0,10 mm respectivement. Le parallélisme entre les deux extrémités est de 0,37 mm. La distance réelle entre les extrémités est d'environ 872 mm car une légère marge est apparue lors de la coulée des talons.

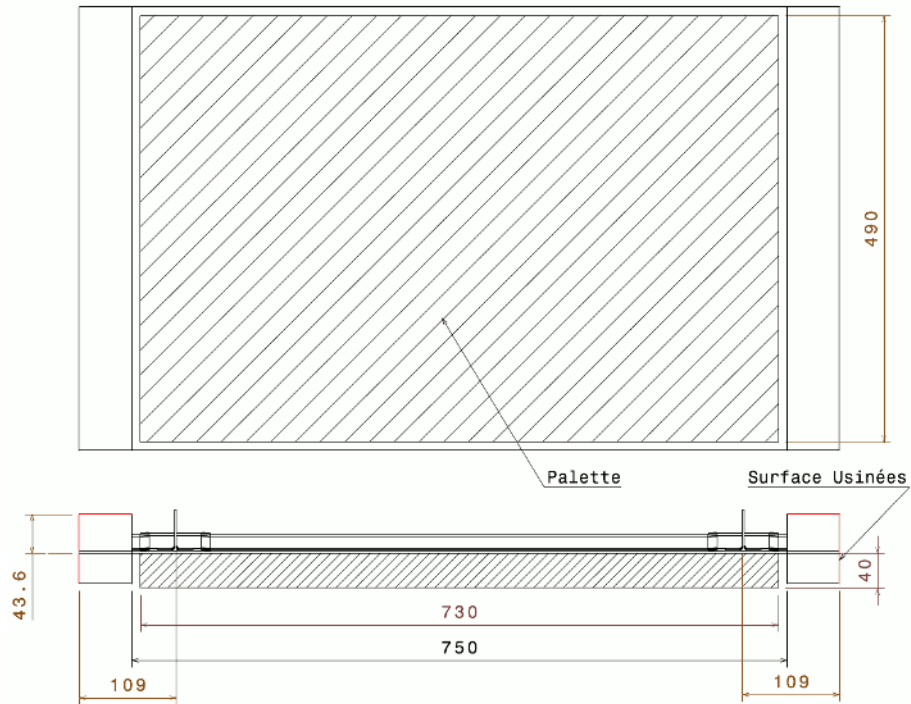


FIGURE 4.5: Montage pour le réusinage des talons de résine

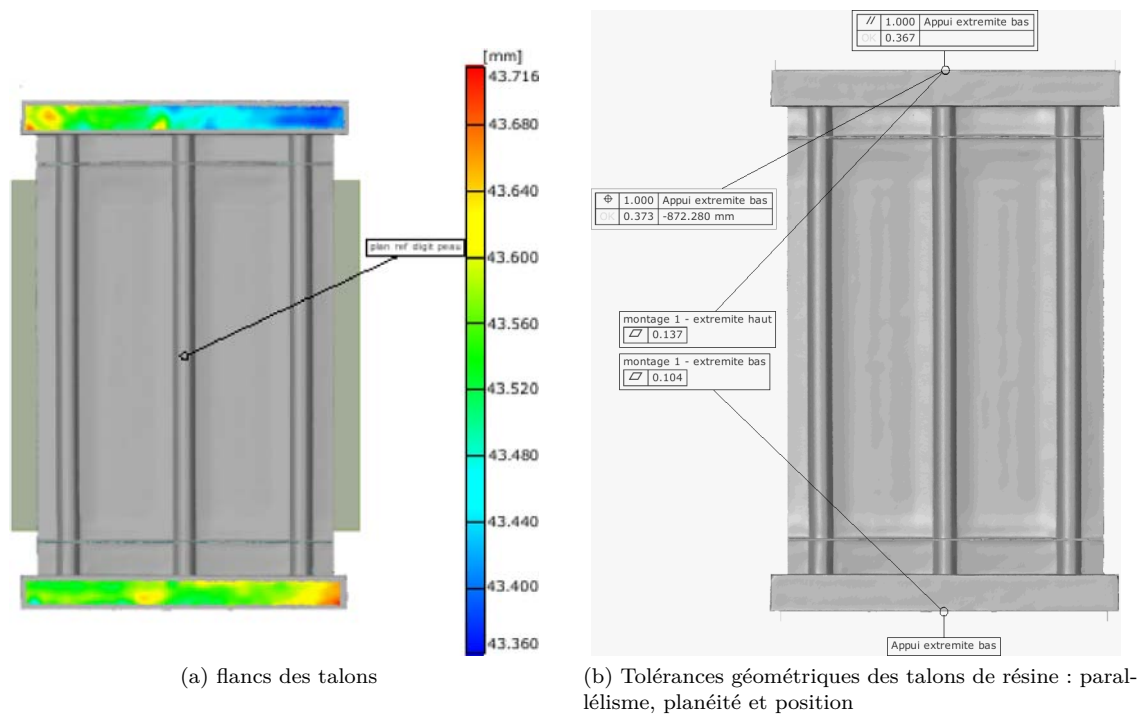


FIGURE 4.6: Résultats des digitalisations réalisées après ré-usinage des talons

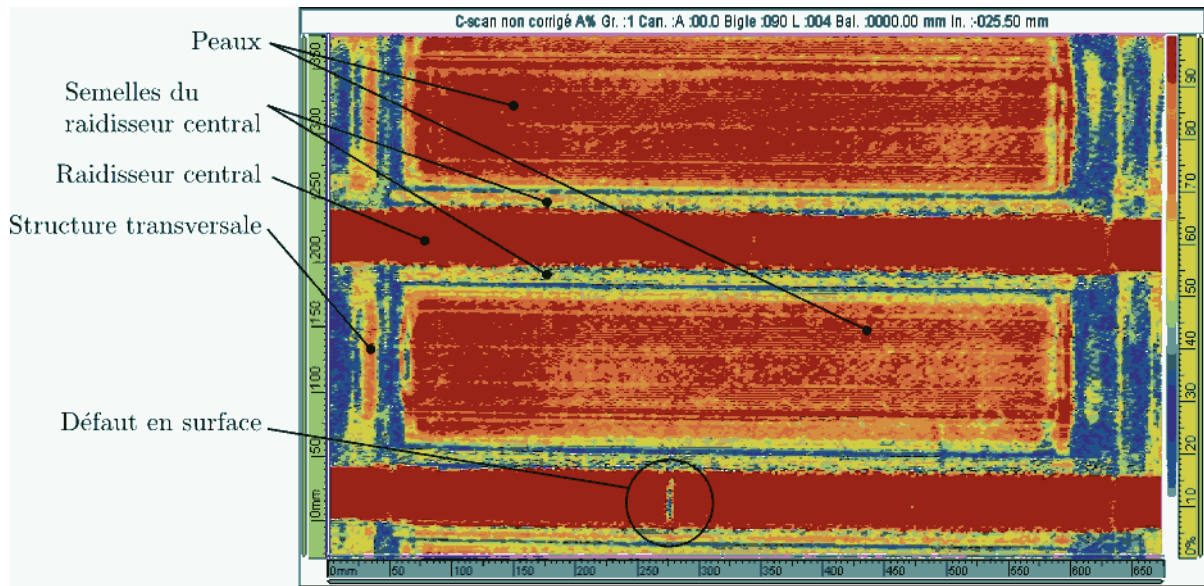


FIGURE 4.7: Cartographie C-SCAN de l'éprouvette avant essai

L'influence de ces paramètres sur les résultats de l'essai sera discutée avec l'influence du placement de l'éprouvette dans l'outillage.

Enfin, un contrôle ultrasonore est réalisé. La cartographie C-SCAN est donnée dans la figure 4.7, réalisée par réflexion en immersion totale. Les ondes ultrasonores de type longitudinal sont envoyées du côté de la peau du panneau. Un Omniscan est utilisé avec une sonde multi-éléments, et le logiciel UTwin permet de piloter les axes mécaniques de la cuve. On considère que la zone de peaux sert de référence pour analyser l'homogénéité de l'amplitude des signaux reçus, et donc pour définir le maximum d'amplitude. Comme les raidisseurs omégas sont creux, la mesure de l'amplitude des signaux sature à cause de l'air à l'intérieur qui réfléchit parfaitement les ondes. On peut voir dans les zones de peau que l'amplitude des signaux reçus varie environ de 100 % à 60 % —perte inférieure à 50 %—, ce qui permet de conclure sur l'homogénéité de la matière dans les peaux. Ces pertes d'amplitude prennent la forme de traits dans la longueur des peaux, ce qui provient des canaux utilisés par le procédé d'infusion. L'amplitude faible de l'ordre de 20 % autour des peaux —zone en bleu— correspond à des coins de résine entre le bord des semelles sans dégressivité de plis et les zones de peaux, qui provoquent une déviation des ondes réfléchies et donc une perte d'amplitude. L'interprétation de l'amplitude reçue des signaux envoyés dans les semelles de l'oméga central est difficile, car les pentes des semelles sont légèrement inclinées, ce qui dévie les signaux réfléchis. On peut tout de même voir que l'amplitude est relativement homogène, et qu'au bord de l'oméga central —contenant de l'air— l'amplitude diminue à cause de l'angle entre la semelle et l'âme des omégas. À droite de l'oméga central, une amplitude de l'ordre de 60 % indique le passage de la structure transversale. L'amplitude de 20 % dans les zones à droite et à gauche de l'image correspond à des coins de résine aux bords des nappes de tissus et des semelles des structures transversales, qui dévient les ondes réfléchies. Enfin, un défaut en surface interne d'un oméga a été détecté, dans la suite on verra que ce défaut n'a pas d'influence sur l'essai (pas d'écho de fond).

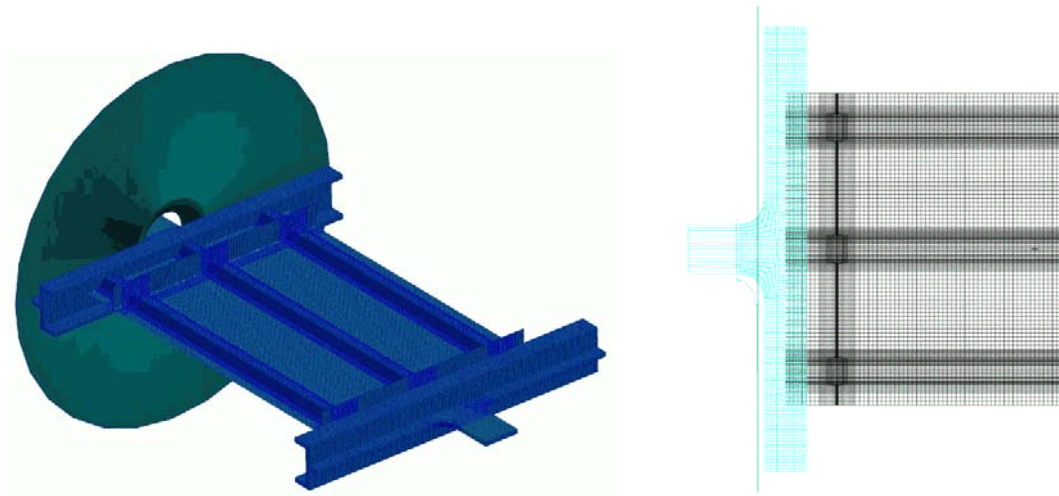


FIGURE 4.8: Modélisation de l'éprouvette montée dans une solution d'outillage

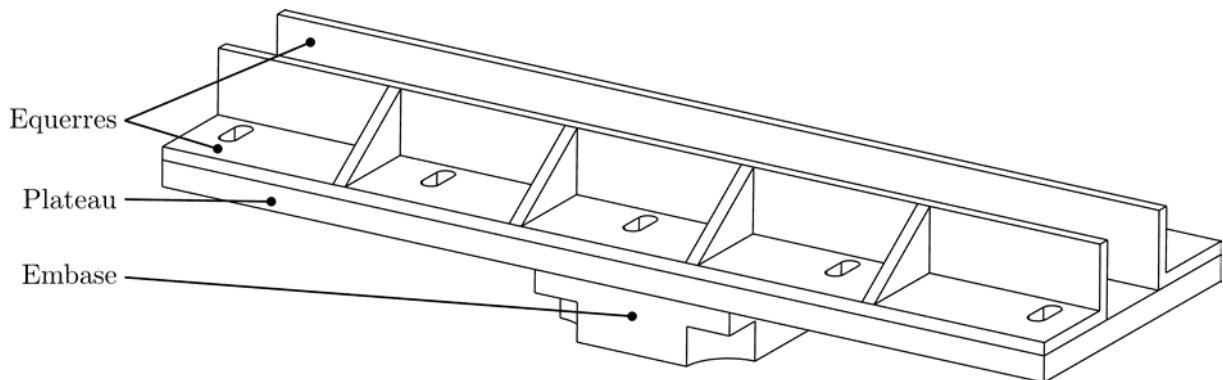


FIGURE 4.9: Outillage de l'essai de post-flambement

4.3.2 Conception de l'outillage

Les modèles numériques précédemment élaborés sont utilisés pour dimensionner l'outillage de l'essai expérimental et notamment étudier la raideur du montage. Plusieurs solutions d'outillage ont été envisagées et modélisées, l'une de ces solutions est présentée dans la figure 4.8.

L'outillage qui a été finalement conçu et fabriqué est illustré dans la figure 4.9. Cet outillage est symétrique et constitué de quatre parties en Acier. Une embase joue le rôle d'un lien entre les extrémités de la machine et l'outillage. Un plateau d'épaisseur 20 mm permet d'assurer le blocage des déplacements sur la longueur des talons de résine du panneau. Enfin, les équerres permettent l'adaptation de l'outillage à des talons de résine de largeur plus ou moins importante, grâce à cinq trous oblongs dans leur longueur. En effet, l'outillage a été conçu pour permettre le montage d'autres géométries d'éprouvettes, comprenant des talons de hauteur comprise entre 50 mm et 110 mm. Ainsi des panneaux courbes pourraient par exemple être testés.

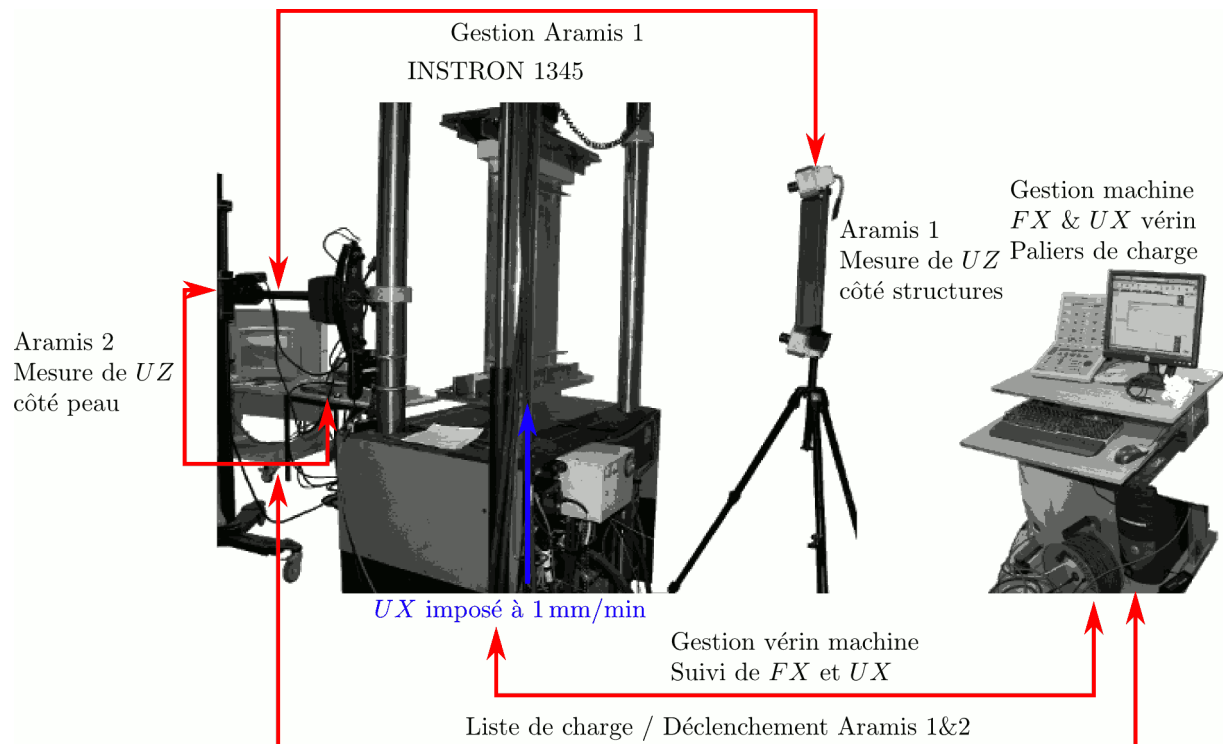


FIGURE 4.10: Dispositif expérimental de l'essai de post-flambement

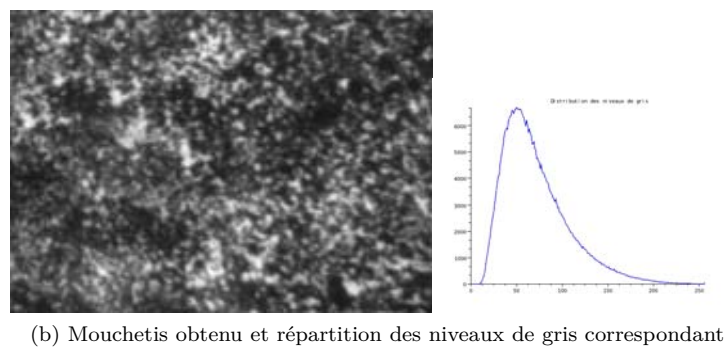
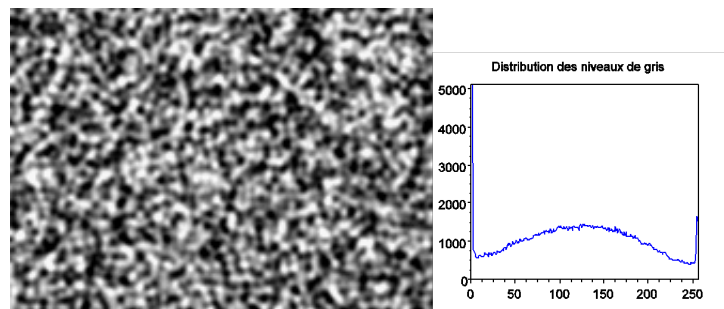


FIGURE 4.11: Définition du mouchetis de l'éprouvette et de l'outillage

4.3.3 Dispositif expérimental

Une machine de traction Instron 1345 est utilisée avec un capteur de charge de 500 kN précis à 0,5 % sur la plage de l'essai, comme le montre la figure 4.10 avec l'outillage monté. Le vérin inférieur de la machine applique un déplacement de compression UX à 1 mm/min. Le déplacement UX et l'effort FX correspondants sont gérés par le système BlueHill 2 d'Instron. Les signaux analogiques d'effort et de déplacement sont enregistrés par deux systèmes Aramis qui sont reliés en série pour mesurer les côtés peau et raidisseur de l'éprouvette. La prise de mesures est effectuée toutes les 3 secondes.

La réalisation du mouchetis a été réalisée à l'aide de peinture noire et blanche, appliquée à l'aide d'une éponge. Le mouchetis a été appliqué sur l'éprouvette et sur les équerres de l'outillage. La figure 4.11 donne le mouchetis et la répartition des niveaux de gris recherchés. Ils sont obtenus grâce à un outil développé au laboratoire [Fazzini 09] pour l'aide aux mesures de stéréo-corrélation d'images. La répartition obtenue des niveaux de gris est assez proche d'une répartition normale.

Le rayon moyen des taches fait 2,1 pixels avec une fenêtre de corrélation optimale évaluée à 19 pixels pour le système côté peaux, et 2,9 pixels avec une fenêtre de corrélation optimale de 28 pixels pour le système côté raidisseurs.

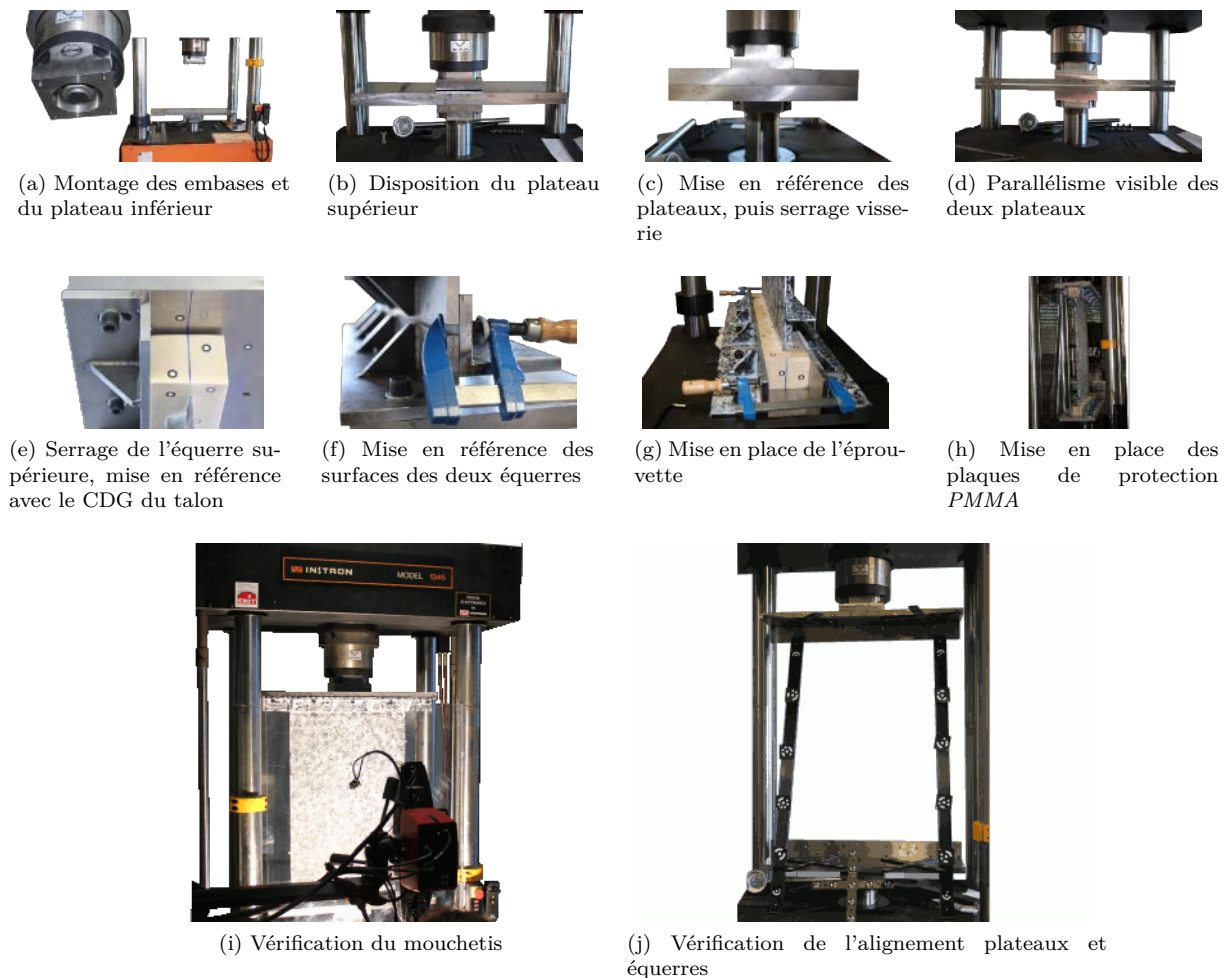


FIGURE 4.12: Étapes de la mise en place de l'outillage et de l'éprouvette

4.3.4 Mise en place de l'outillage et contrôle

Pour assurer une éprouvette correctement montée sur la machine, les figures 4.12a à 4.12j exposent les étapes nécessaires à la mise en place de l'outillage et de l'éprouvette.

Le parallélisme des surfaces des extrémités des talons et la planéité des flancs des talons sont vérifiés grâce au système de mesure Tritop, par l'intermédiaire de quelques points de référence non codés (gommettes blanches sur couleur noire) collés sur les quatre surfaces d'étude de l'outillage. La mesure est relativement rapide à réaliser. Les deux plateaux sont séparés d'un peu plus de la longueur de l'éprouvette. Des croix codées sont collées sur chaque extrémité, et les barres de mise à l'échelle sont posées entre les deux extrémités de l'outillage. Des points de références codés doivent aussi être utilisés et sont collés sur les barres de mise à l'échelle. Cela rend possible le calcul des points de référence collés sur les deux plateaux qui sont parallèles et qui ne permettent pas la prise de vue simultanée de ces points distants. Les résultats obtenus sont donnés dans la figure 4.13. Les points du plateau et de l'équerre inférieurs servent à la création de deux plans aux moindres carrés. Les distances entre les points du plateau/équerre supérieurs et les plans de référence sont alors mesurées. L'écart d'alignement des équerres est de 0,336 mm et l'écart d'alignement des plateaux est de 0,300 mm. Comme plusieurs mises en place de l'outillage ont été réalisées jusqu'à obtenir des valeurs les plus faibles possible, les non-conformités qui ont été introduites dans un modèle numérique de référence ont été majorées.

4.3.5 Non-conformités de l'essai

Un certain nombre de non-conformités ont été identifiées dans le tableau 4.1, concernant le tolérancement de fabrication de l'éprouvette et le tolérancement géométrique de position de l'outillage. Les non-conformités 11, 12, 13 et 14 sont liées à l'éprouvette, et leur influence sur l'essai est calculée de la même manière que les non-conformités 7, 8, 9 et 10, liées à l'outillage. Les non-conformités de l'éprouvette sont moins critiques que les non-conformités de l'outillage, on s'arrêtera donc à l'étude de l'influence des dix premières non-conformités. Le modèle numérique issu du chapitre précédent et prenant en compte la non-conformité 1 suite à une modification du drapage lors de la mise en œuvre est pris comme référence. En effet, les omégas de l'éprouvette d'essai sont drapés à [0/45/0/45].

Avec cette modification de drapage, la modélisation des intersections avec des nœuds coïncidents conduisait ainsi les modèles à s'effondrer à un déplacement de compression trop important, ce qui n'est pas représentatif. Les intersections sont alors modélisées avec des surfaces de glissement. Le modèle de référence donne $F_{\max} = 127,026$ kN.

Les non-conformités de l'outillage sont représentées dans la figure 4.14. Celles qui induisent une translation du talon de résine sont calculées en introduisant une précharge de déplacement au modèle de référence. Celles qui induisent une rotation sont calculées en introduisant une précharge de rotation. La non-conformité de décalage des omégas (N°2) a été calculée en surévaluant un décalage de 2 mm de tous les omégas dans la longueur. Dans la réalité, les résultats de digitalisation avec ATOS ont montré que ces écarts pour cette éprouvette sont inférieurs à 1 mm (figure 4.14a), mais ils ont été majorés vis-à-vis du procédé et du détournage. La distance inter-*PCI* est aussi surévaluée (non-conformité N°3 en figure 4.14b), ce qui mène la charge à rupture à augmenter légèrement.

Les résultats des modèles avec non-conformités sont donnés dans la figure 4.15. Hormis pour le modèle de référence, et pour les modèles avec non-conformité N°6 et N°7, l'éprouvette n'est pas effondrée à 2,5 mm

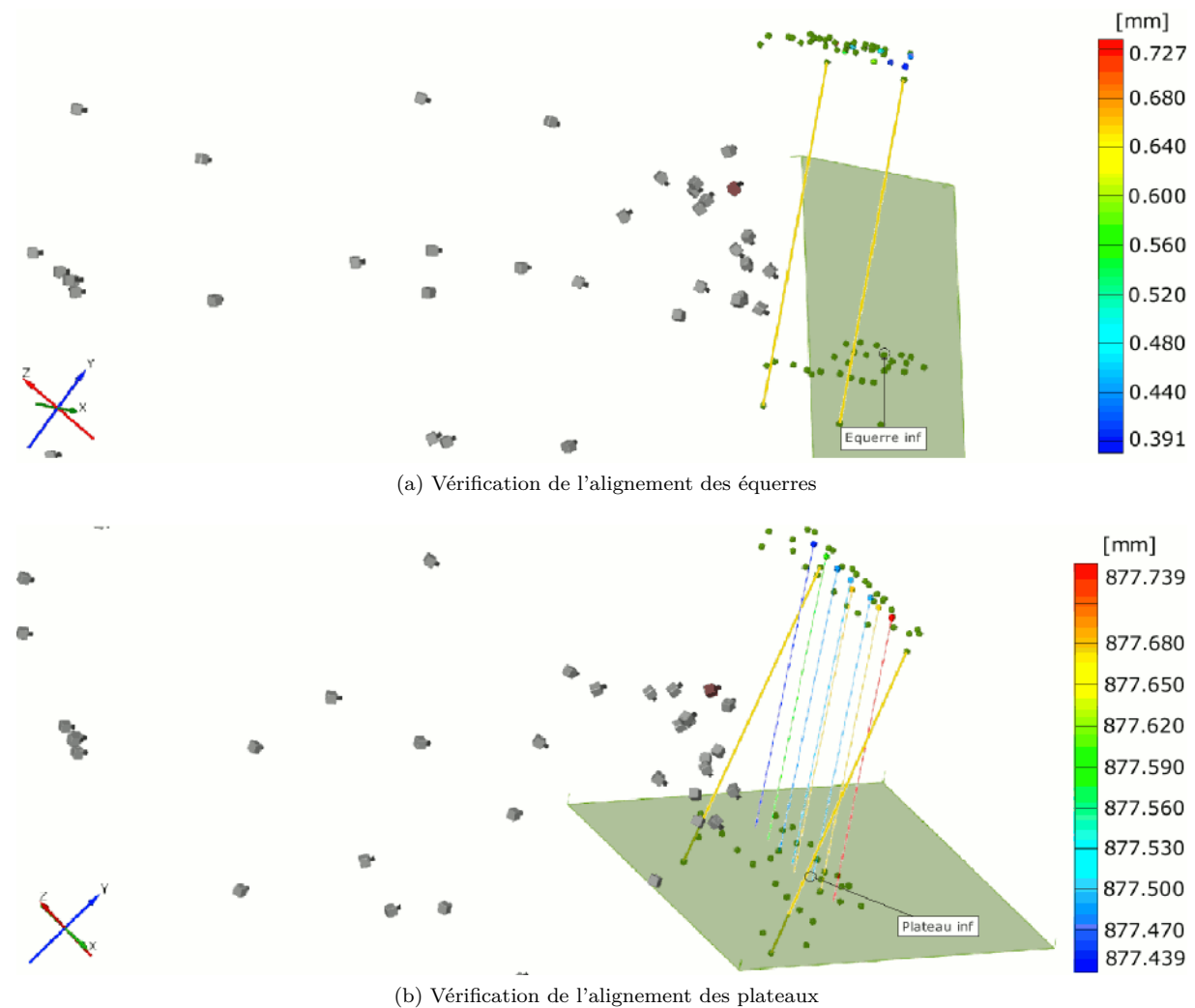


FIGURE 4.13: Contrôle de la mise en place de l'éprouvette

et le comportement à la rupture est différent.

Des non-conformités critiques ont été prises en compte —écarts de tolérancement surévalués— et la diminution de la charge à rupture n'atteint pas 5% par rapport au modèle de référence. La charge à rupture du modèle de référence est donc utilisée pour définir le prévisionnel de chargement dans la section suivante. Un intervalle de charge à rupture attendue est défini de 121 kN à 128 kN. Malgré tout, la non-conformité de rotation autour de l'axe X du plateau inférieur (N°6) devrait être conservée puisqu'elle correspond à une configuration réelle du dispositif expérimental. L'écart sur la charge à rupture est nul et les comportements à la rupture sont très proches. Cependant, l'analyse des zones de rupture de l'éprouvette réelle montrera que la rotation est bloquée une fois que le dispositif expérimental est mis en compression. Le modèle de référence est donc conservé. Cela sera développé plus en détail dans la section 4.6.

TABLEAU 4.1: Liste des non-conformités de l'essai

N°	Non-conformité	Valeur	Évaluation	F_{\max} [kN]	%
1	Drapage oméga [0, 45, 0, 45]	-	Modification drapage	127,026	Réf.
2	Décalage alignement omégas	2mm	Modification modèle : 0.13° d'angle	123,749	-3,58
3	Distance inter- <i>PCI</i>	646,4mm	Offset nodes de 3,6mm	127,338	+0,25
4	Décalage effort machine / CDG	-	Bloc rigide	-	-
5	Jeux possibles de l'outillage	-	Vérification du montage	-	-
6	Rotation X du plateau inférieur	R1 libre	Modification modèle	127,025	0,00
7	Écart plateaux selon largeur talon	dx=0,5mm	Précharge en rotation R2	121,262	-4,54
8	Écart plateaux selon longueur talon		Précharge en rotation R3	124,048	-2,54
9	Écart équerres selon largeur talon	dz=0,65mm	Précharge en déplacement T3	126,929	-0,08
10	Écart équerres selon longueur talon		R1 libre dans l'essai	-	-
11	Écart appuis extrémités haut/bas selon largeur talon	dx=0,4mm	Idem 7, moins critique	-	-
12	Écart appuis extrémités haut/bas selon longueur talon		Idem 8, moins critique	-	-
13	Écart flancs talon selon largeur talon		Idem 9, moins critique	-	-
14	Écart flancs talon selon longueur talon	dz=0,4mm	Idem 10	-	-
15	Défaut dans l'oméga sur la peau	-	C-SCAN et thermographie	-	-

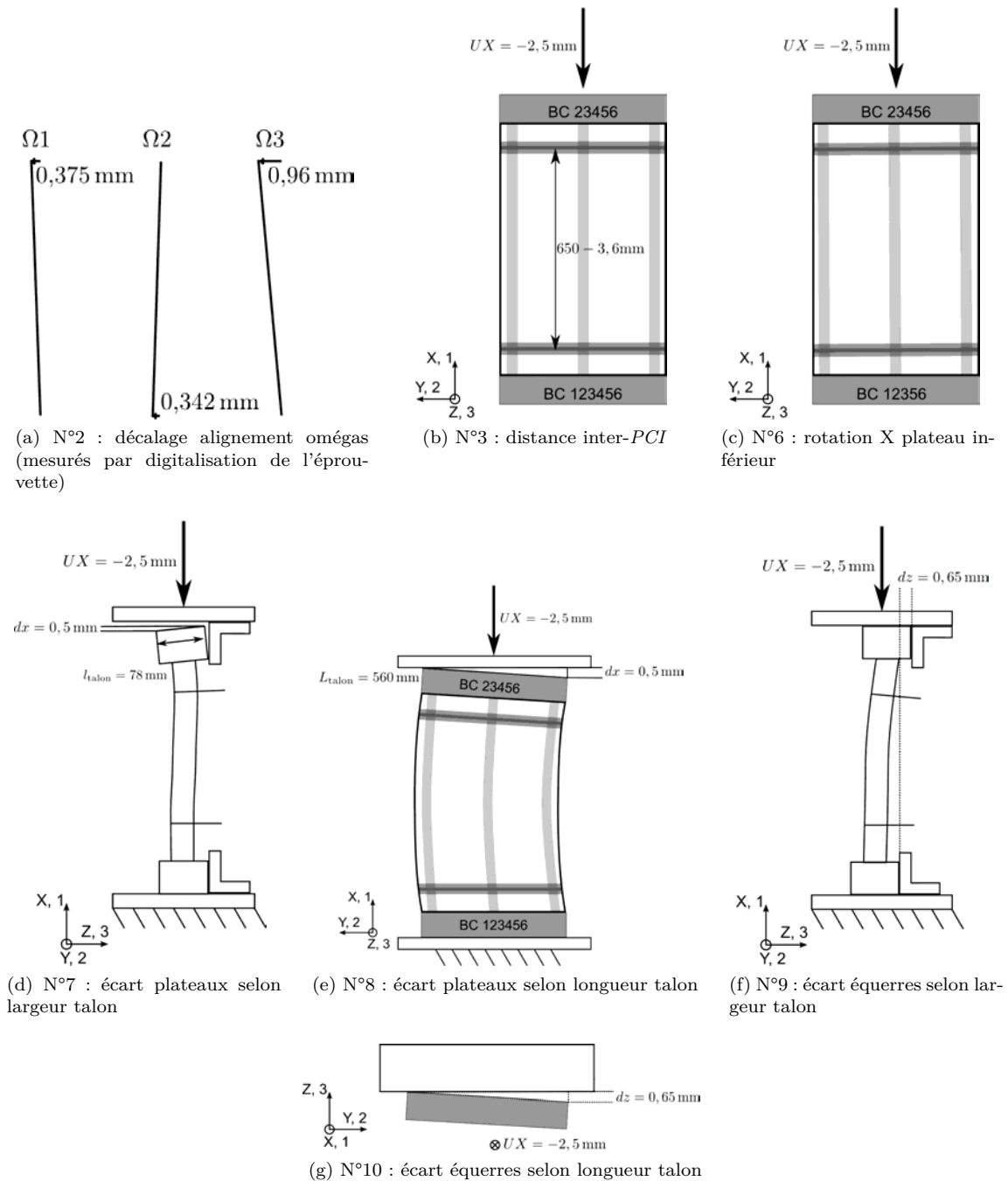


FIGURE 4.14: Représentation des non-conformités de l'outillage

4.3.6 Prévisionnel de chargement

La prise en compte des non-conformités a permis de définir un intervalle de 121 kN à 128 kN pour la charge à rupture, ce qui correspond donc à une variation possible de 5,5 % par rapport à la valeur de référence de 128 kN.

Tout d'abord, il est nécessaire de définir les termes qui sont utilisés en suivant. On utilise *CE* pour faire référence à la Charge Extrême, qui est définie comme la charge à rupture de l'éprouvette. C'est à cette

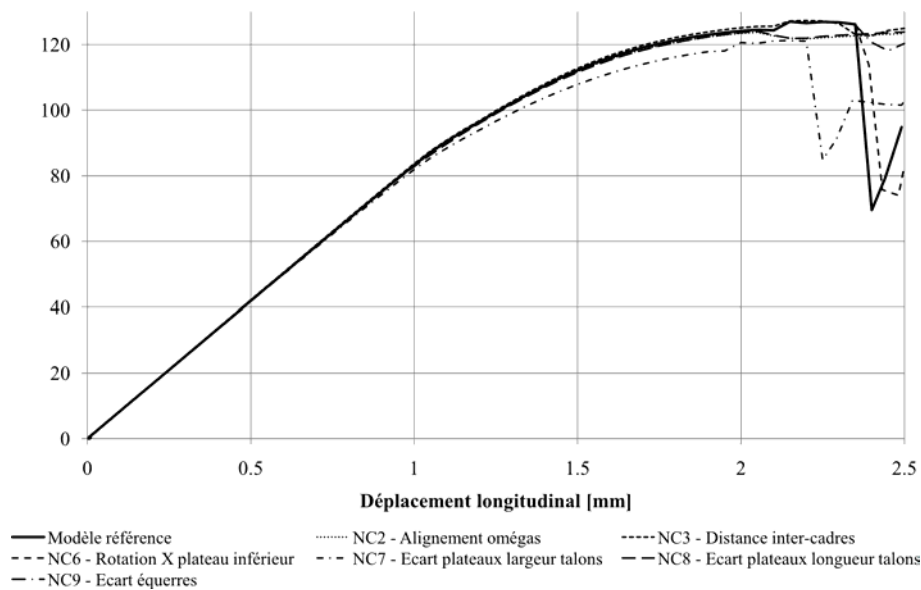


FIGURE 4.15: Modèle de référence, et modèles avec non-conformités du placement de l'éprouvette

charge que le panneau s'effondre. On dénomme CL la Charge Limite, qui vérifie $CE/CL = 1,5$. D'après le modèle numérique de référence $CE = 128$ kN (figure 4.15), alors on trouve $CL = 85,3$ kN, ce qui correspond environ à la charge critique de flambement.

Un prévisionnel de chargement est défini selon les recommandations données par [FAR23 87] :

- « *The structure must be able to support limit loads without detrimental, permanent deformation. At any load up to limit loads, the deformation may not interfere with safe operation* ». Pendant la phase linéaire jusqu'à CL (flambement), la structure doit rester saine. Et comme les structures composites à peaux minces réalisées en fibre de carbone tolèrent un flambement répété sans aucune modification de leur comportement de flambement [Zimmermann 06b, Degenhardt 06], aucune déformation résiduelle et préjudiciable du panneau n'apparaît après CL , jusqu'à l'effondrement du panneau à CE . Cette condition est donc vérifiée jusqu'à l'effondrement de l'éprouvette à 128 kN.
- « *The structure must be able to support ultimate loads without failure for at least three seconds, except local failures or structural instabilities between limit and ultimate load are acceptable only if the structure can sustain the required ultimate load for at least three seconds [...]* ». Des paliers de 3 secondes avec maintien de charge sont paramétrés avec une vitesse de déplacement de compression constante. Ces paliers permettent de s'assurer que les instabilités liées au flambement sont acceptables d'un point de vue de la tenue du panneau à une charge donnée.

Les systèmes de mesure optique sont paramétrés pour prendre 1 image toutes les 3 secondes. Ainsi une image est prise pendant l'intervalle de maintien de charge. Le prévisionnel de chargement est défini dans le tableau 4.2.

Dans le prévisionnel, on considère que l'essai est valide pour une charge à rupture contenue dans l'intervalle de 121 kN à 128 kN, ce qui est représenté par cet indicateur résultat : 😊. Le cumul des écarts de charge par rapport au modèle de référence permet de définir un domaine d'essai non maîtrisé :

- Un écart de $-2,4\%$ sur l'alignement global des structures
- Un écart de -4% sur l'alignement des plateaux
- Un écart de -3% sur la planéité des surfaces talons

TABLEAU 4.2: Prévisionnel de chargement de l'essai de post-flambement

Phase de charge	N° palier	Rapport CL	Charge [kN]	Indicateur résultat
TASSEMENT 0,6CL	-	0	0,0	-
	1	0,6	51,2	-
	-	0	0,0	-
ESSAI	1	0,60	51,2	☹️
	2	1,00	85,3	☹️
	3	1,10	93,9	☹️
	4	1,20	102,4	☹️
	5	1,25	106,7	😐
	6	1,30	110,9	😐
	7	1,34	114,3	😊
	8	1,36	116,1	😊
	9	1,38	117,8	😊
	10	1,40	119,5	😊
	11	1,42	121,2	😊
	12	1,45	123,7	😊
	13	1,50	128,0	😊
RUPTURE FORCÉE			139,0	😐
			150,0	☹️
RETOUR ZÉRO			0,0	-

On trouve alors une charge à rupture $F_{\max} = 0,976 \times 0,96 \times 0,97 \times 128 \approx 116$ kN, qui correspond à un chute globale de 9%. L'indicateur résultat est donc mitigé : 😐, pour F_{\max} compris entre 116,1 kN et 121,2 kN.

De plus, on considère que les propriétés matériaux pourraient faire varier la charge à rupture calculée de 9%. L'indicateur résultat est donc encore mitigé : 😐, jusqu'à une charge 9% inférieure à la charge $F_{\max} = 116$ kN, jusqu'à $F_{\max} = 106,7$ kN. En dessous, l'essai est considéré non valide, ce qui est indiqué par cet indicateur résultat : ☹️.

Par ailleurs, des propriétés mécaniques 9% supérieures, à partir d'un essai parfait sans incertitude globale, donneraient une charge à rupture $F_{\max} = 139$ kN. Jusqu'à $F_{\max} = 139$ kN, l'indicateur résultat est donc mitigé : 😐. Dans le cas où l'éprouvette ne s'effondrerait pas à 128 kN, la rupture est forcée en augmentant le déplacement jusqu'à un effort de 150 kN. Après 150 kN, l'essai est considéré non valide, comme indiqué par l'indicateur résultat non valide : ☹️.

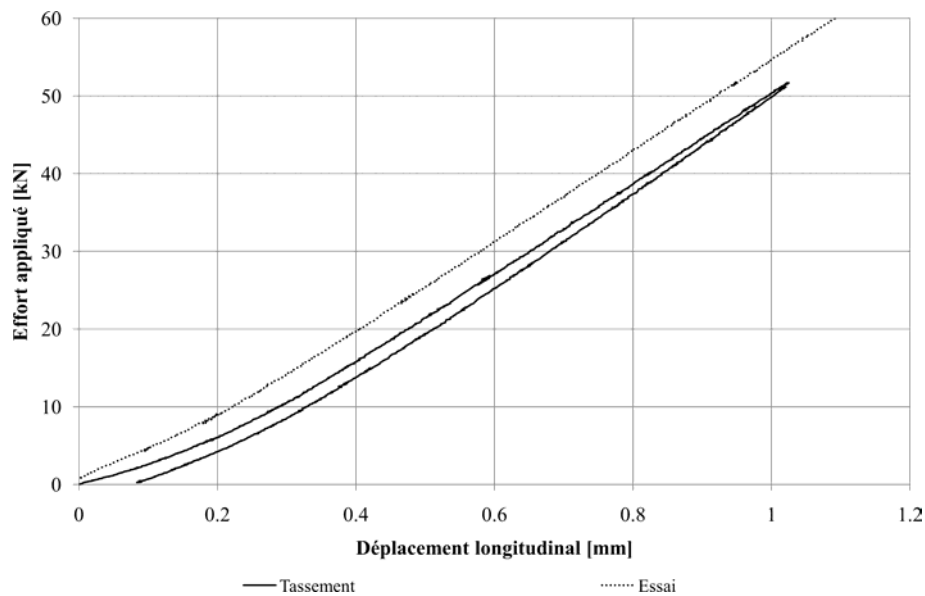


FIGURE 4.16: Courbes du tassement appliqué en début d'essai à 0,6CL

4.4 Essai de post-flambement

Un tassement à 0,6 CL est réalisé avant l'essai pour permettre une mise en place optimale de l'outillage et de l'éprouvette dans la machine (figure 4.16). Cela se traduit par une pente plus importante à la descente de charge qu'à la montée. Le facteur 0,6 de la charge a été sélectionné pour aller assez haut en charge tout en restant dans une phase linéaire. La charge correspondante est de 51,2 kN, comme indiqué dans le prévisionnel de chargement (tableau 4.2) où un palier de 3 secondes a été défini à 0,6 CL.

Le capteur de déplacement de la machine mesure le déplacement entre les deux axes de la machine, c'est-à-dire entre les deux plateaux de l'outillage. Le déplacement relatif réel est mesuré par le système optique de mesure de champs cinématiques par stéréo-corrélation d'images numériques Aramis 3D, côté peau, par des couples de points facettes définis sur le mouchetis de la peau au ras du talon de résine : point a-b, c-d, e-f de la figure 4.17.

La figure 4.18 montre les courbes charge-déplacement expérimentales en comparaison de la courbe numérique. La courbe de la mesure centrale a-b donne le meilleur résultat, avec des points quasiment superposés à la courbe numérique. À peine décentrées, les mesures entre les points c-d et e-f donnent une rigidité globale plus faible et une plus grande dispersion du déplacement.

La mesure optique permet donc d'obtenir le comportement jusqu'à la chute de charge observée numériquement et expérimentalement. Elle nécessite la mesure du déplacement relatif de l'oméga central entre deux points facettes au ras de la structure et du talon de résine. Le phénomène de rupture se produit brutalement provoquant une variation brutale du déplacement relatif. La courbe moyenne expérimentale va être expliquée à l'aide de la mesure des déplacements hors plan (section 4.5).

La figure 4.19 donne les résultats obtenus par les modèles numériques et par stéréo-corrélation d'images. Deux ruptures se sont produites pendant l'essai, identifiées par deux chutes de charge. A la première chute de charge, aucun oméga n'est séparé de la peau. Les courbes numériques et expérimentales sont quasiment superposées jusqu'à la première chute de charge. En fin d'essai, deux omégas se sont séparés

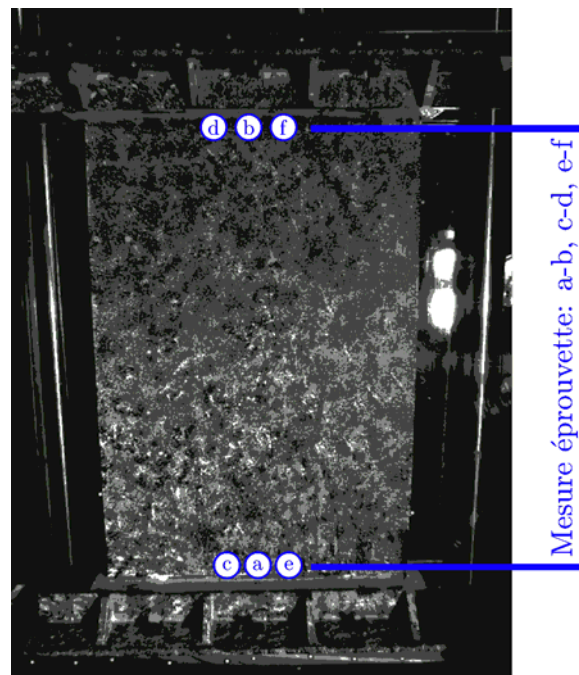


FIGURE 4.17: Localisation des points de référence utilisés en post-traitement de la stéréo-corrélation d'images sur Aramis

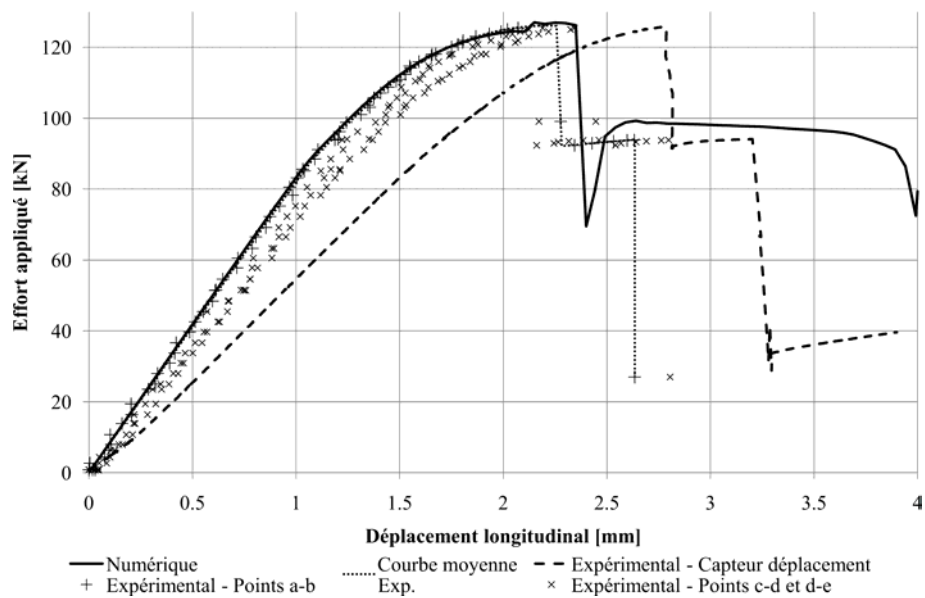


FIGURE 4.18: Courbes charge-déplacement : numérique, mesure sur machine et mesures optiques avec points de référence au ras de l'éprouvette et du talon de résine, au raidisseur central

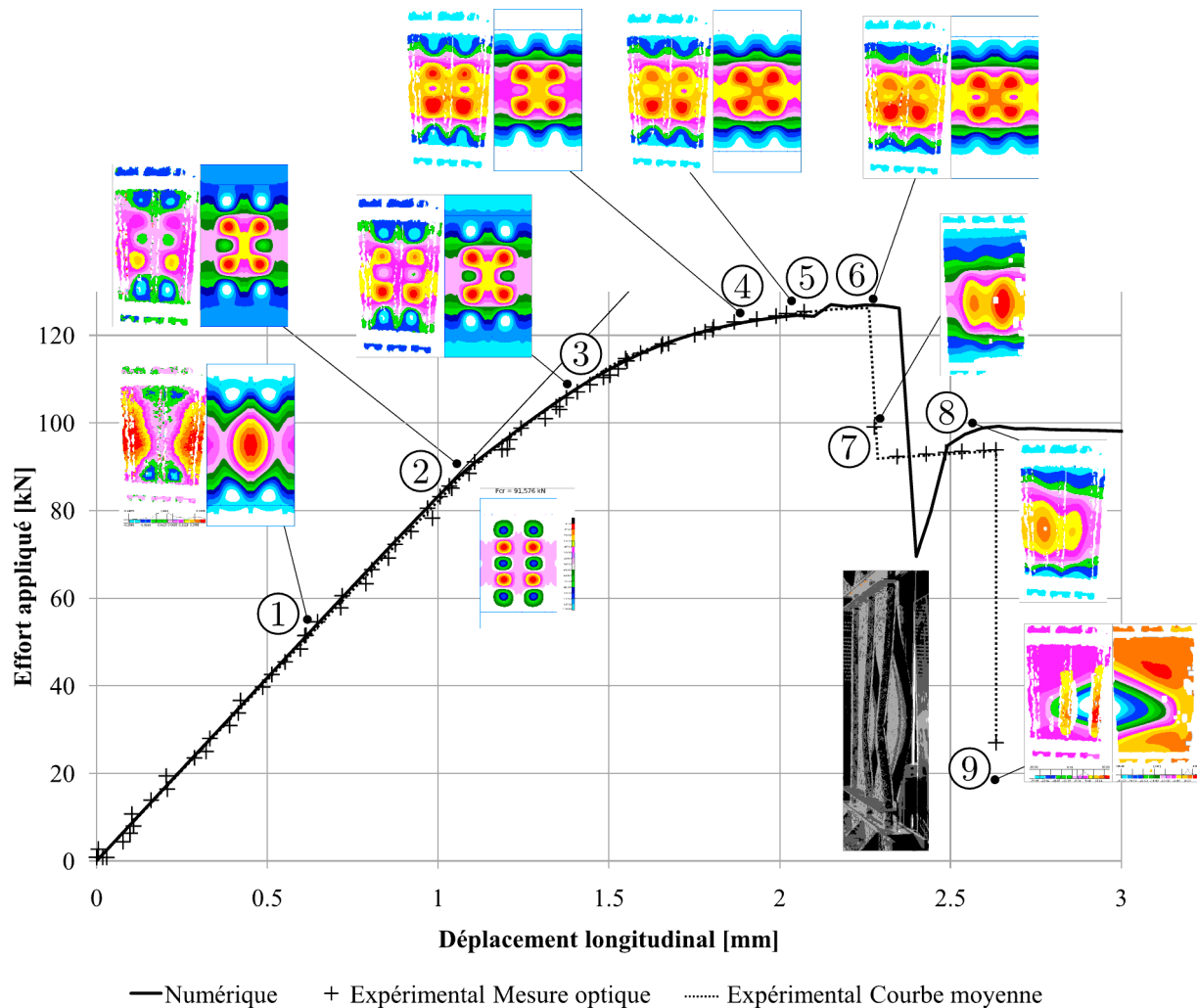


FIGURE 4.19: Courbes charge-déplacement numérique et expérimentale réelle (mesure optique), avec déplacements hors plan correspondants

de la peau. Neuf points ont été identifiés pour représenter les étapes qui ont mené à la décohésion des structures intégrées. Les coordonnées des neuf points sont données dans le tableau 4.3. La même échelle de couleur montre les déplacements hors plan UZ expérimentaux et numériques.

La figure 4.20 indique la nomenclature des omégas qui sera utilisée par la suite : les omégas 1, 2 et 3 seront appelés Ω_1 , Ω_2 et Ω_3 respectivement.

La charge critique de flambement F_{CR} est la charge à partir de laquelle le comportement devient non linéaire à cause du flambement local de la peau. Elle doit correspondre au premier mode de flambement linéaire du modèle de référence, de $F_{CR} = 91,576$ kN. Le tableau 4.4 indique les charges de flambement et de rupture, obtenues numériquement (analyse non linéaire) et expérimentalement (capteur de déplacement et mesure optique). La forme du flambement avec cinq vagues symétriques est équivalente à ce qui est observé expérimentalement et numériquement au début de la phase non linéaire aux environs de 90 kN, ce qui est cohérent. Le facteur de post-flambement est donc d'environ $F_{MAX}/F_{CR} \approx 1,4$, ce qui est relativement faible en comparaison de valeurs variant de 2,9 à 6,0 pour des panneaux composites autoraidés avec raidisseurs en T [Zimmermann 06a]. Cela peut s'expliquer tout d'abord par les conditions d'appuis

TABLEAU 4.3: Données des points de la figure 4.19

N°	Numérique Point	UZ_{num} [mm]	FI	Expérimental ^a Point	UZ_{exp} [mm]
1	$\begin{cases} F_{num} = 54,4 \text{ kN} \\ UX_{num} = 0,65 \text{ mm} \end{cases}$	0 → +0,4	0,034	$\begin{cases} F_{exp} = 54,6 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 0,65 \text{ mm} \end{cases}$	-0,2 → +0,6
2	$\begin{cases} F_{num} = 87,136 \text{ kN} \\ UX_{num} = 1,05 \text{ mm} \end{cases}$	-0,2 → +1,3	0,069	$\begin{cases} F_{exp} = 85,1 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 1,04 \text{ mm} \end{cases}$	-0,4 → +1,2
3	$\begin{cases} F_{num} = 107,529 \text{ kN} \\ UX_{num} = 1,40 \text{ mm} \end{cases}$	-0,7 → +4,7	0,13	$\begin{cases} F_{exp} = 108,7 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 1,44 \text{ mm} \end{cases}$	-0,7 → +4,5
4	$\begin{cases} F_{num} = 122,242 \text{ kN} \\ UX_{num} = 1,85 \text{ mm} \end{cases}$	0 → +10,1	0,33	$\begin{cases} F_{exp} = 123,0 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 1,87 \text{ mm} \end{cases}$	+0,5 → +9,8
5	$\begin{cases} F_{num} = 124,538 \text{ kN} \\ UX_{num} = 2,05 \text{ mm} \end{cases}$	0 → +12,7	0,44	$\begin{cases} F_{exp} = 125,4 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 2,07 \text{ mm} \end{cases}$	+1 → +12,2
6	$\begin{cases} F_{num} = 124,314 \text{ kN} \\ UX_{num} = 2,10 \text{ mm} \end{cases}$	$FI = 0,48$ $\begin{cases} F_{num} = 127,026 \text{ kN} \\ UX_{num} = 2,15 \text{ mm} \end{cases}$	$FI = 0,49$	Pas de points expérimentaux de mesure optique	
7 raid. 7 peau	$\begin{cases} F_{num} = 126,525 \text{ kN} \\ UX_{num} = 2,20 \text{ mm} \end{cases}$	$FI = 0,50$ $\begin{cases} F_{num} = 126,913 \text{ kN} \\ UX_{num} = 2,25 \text{ mm} \end{cases}$	$FI = 0,54$	Charge max. machine = 125,8 kN	
	$\begin{cases} F_{num} = 126,782 \text{ kN} \\ UX_{num} = 2,30 \text{ mm} \end{cases}$	0 → +15,1	0,58	$\begin{cases} F_{exp} = 99,1 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 2,28 \text{ mm} \end{cases}$	+1,5 → +14,6 +1 → +18,4
8	$\begin{cases} F_{num} = 69,480 \text{ kN} \\ UX_{num} = 2,40 \text{ mm} \end{cases}$	-2,7 → +22,8	1	$\begin{cases} F_{exp} = 92,9 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 2,42 \text{ mm} \end{cases}$	+2 → +20
9 raid. 9 peau	Numérique ne considère pas le délaminage			$\begin{cases} F_{exp} = 27,0 \text{ kN} \\ UX_{exp-reel} = 2,17 \text{ mm} \end{cases}$	-19 → +20 -40 → +4

a. Précharge de 0,8 kN non prise en compte

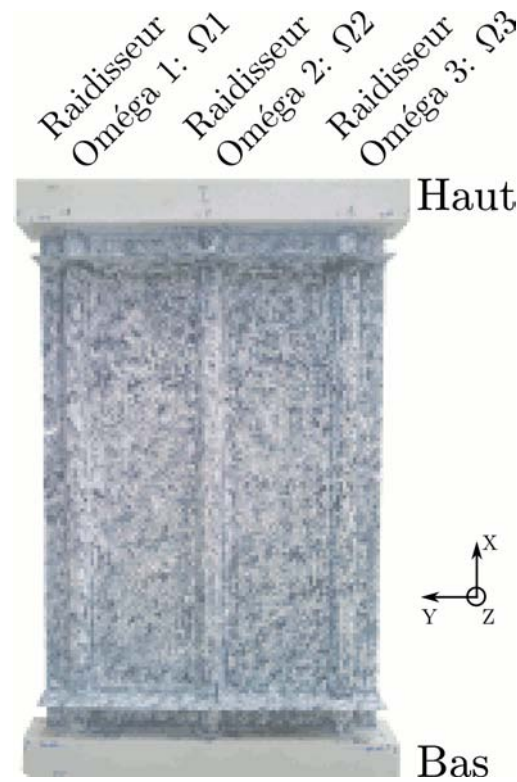


FIGURE 4.20: Nomenclature et repérage de l'éprouvette, côté raidisseurs

TABLEAU 4.4: Charges numériques et expérimentales de flambement et de rupture

Résultat	Numérique	Expérimental machine	Écart [%]	Expérimental Aramis	Écart [%]
Charge de flambement F_{Cr} [kN]	~90 ^a	~90	très faible	~90	très faible
Charge de rupture F_{max} [kN]	127,0261	126,6296	-0,312	126,1906 ^b	-0,658

^{a.} $F_{Cr} = 91,576$ kN avec l'analyse de flambement linéaire

^{b.} Aucune mesure dans un intervalle de 0,2 mm avant la rupture

qui ne sont pas définies sur les bords de l'éprouvette, qui pourraient faire augmenter la charge à laquelle l'éprouvette s'effondre en flambement global. Aussi, l'empilement des peaux pourrait être optimisé pour que leur flambement —ou autre type de grand déplacement— soit autorisé à une charge plus faible, le processus de flambement étant équivalent : les raidisseurs reprennent la charge jusqu'à l'effondrement de l'éprouvette.

Le tableau 4.4 donne aussi l'écart entre la charge à rupture expérimentale et celle du modèle de référence. Cet écart de l'ordre de 0,3 % est donc compris dans la précision de la mesure du capteur d'effort (0,5 %).

Des courbes de chargement d'essais de compression similaires montrent clairement une modification du comportement pendant la montée en charge [Zimmermann 06a], que l'on n'observe pas pour l'essai réalisé.

TABLEAU 4.5: Description des phénomènes de l'essai, menant à la décohésion des structures intégrées

Phénomène	Observations
Phase linéaire	Chargement linéaire similaire
Charge critique de flambement local des peaux	Forme du flambement à $F_{cr} = 90$ kN similaire
Phase non linéaire	Évolution de la forme du flambement (local→global)
Charge maximale	<ol style="list-style-type: none"> 1. Forme du flambement : disparition vague centrale provoque un effondrement en flambement global 2. Rupture des intersections de $\Omega 1$ 3. Flambement global de $\Omega 1$ et $\Omega 2$
Palier de charge	<ol style="list-style-type: none"> 1. Environ 2/3 de la charge maximale 2. Rupture par crippling de $\Omega 2$ et $\Omega 3$
Décohésion de $\Omega 2$ et $\Omega 3$	Flambement de la peau du côté opposé aux raidisseurs, et propagation de la décohésion initiée aux ruptures par crippling de $\Omega 2$ et $\Omega 3$

Hormis une différence probable de comportement des panneaux composites autoraidis avec structures intégrées en co-bonding et co-curing, et en pré-imprégnés ou infusés, il semble que ce palier soit dû aux conditions d'appuis des bordures transversales du panneau qui ne sont pas introduites dans l'essai réalisé. Un travail sur la modélisation de ces conditions d'appuis avait d'ailleurs permis d'améliorer la corrélation des résultats numériques et expérimentaux (appuis modélisés par des ressorts et plusieurs rangées de nœuds) [Zimmermann 06a]. Dans le cas de cet essai de post-flambement, un flambement global apparaît progressivement après la charge critique de flambement, ce qui sera expliqué dans la section 4.5.3.

4.5 Description de la courbe de chargement

Les phénomènes menant à la décohésion des structures intégrées sont résumés dans le tableau 4.5. Cette description est proposée selon une analyse cohérente des mesures expérimentales. Dans cette partie, la courbe de chargement (figure 4.19) est décrite à partir des images de la mesure optique de champs cinématiques. Les résultats obtenus par la tomographie et par le modèle numérique de référence seront présentés ensuite dans la section 4.6. Chaque phénomène va être expliqué en prenant comme référence les neuf points caractéristiques de la figure 4.19 et du tableau 4.3. Les résultats expérimentaux par stéréocorrélation d'images numériques sont donnés côté peau et côté raidisseurs, et les résultats numériques côté raidisseurs.

Certains raidisseurs oméga montrent une rupture par crippling dans leur partie inférieure. Le crippling est une instabilité des coins des structures fermées. Après un flambement local, les coins plus rigides continuent de supporter la charge qui est donc supérieure aux charges critiques de flambement local. La tomographie donnera une cartographie de ces zones.

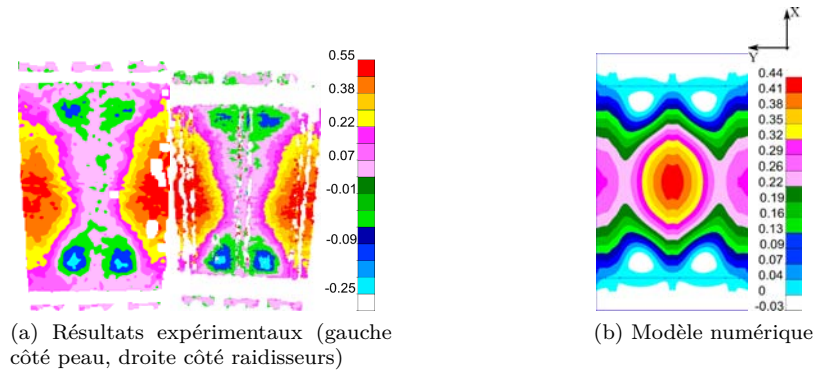


FIGURE 4.21: Point 1 - Montée en charge en phase linéaire

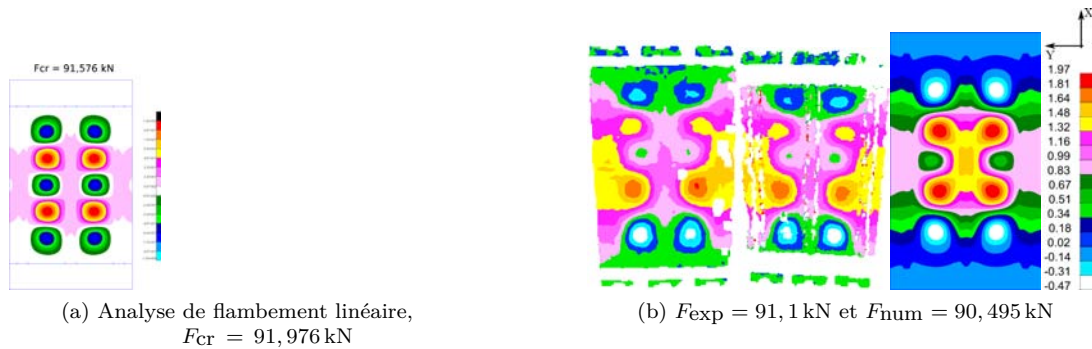


FIGURE 4.22: Point 2 - Charge critique de flambement non linéaire des peaux

4.5.1 Phase linéaire

La figure 4.21 montre une différence importante dans la forme du champ de déplacements hors plan : le modèle numérique donne UZ positif pour les trois omégas (figure 4.21b), plus important pour $\Omega 2$. Le champ de déplacements expérimental (figure 4.21a) donne un UZ presque nul pour $\Omega 2$ et négatif pour $\Omega 1$ et $\Omega 3$ sur les bordures de l'éprouvette. Ce comportement n'a été identifié par aucune approche numérique. De plus, quatre vagues négatives se présentent de manière symétrique expérimentalement et numériquement, proches des extrémités, et grandissent jusqu'à $F_{cr} \approx 90 \text{ kN}$. La courbe charge-déplacement reste linéaire.

4.5.2 Charge critique de flambement local des peaux

La charge critique de flambement linéaire du premier mode est de $F_{cr} = 91,576 \text{ kN}$ (figure 4.22a) pour que les 5 vagues de flambement symétriques apparaissent sur chaque peau. La figure 4.22b donne les déplacements hors plan à une charge inférieure à F_{cr} . La charge critique de flambement est caractérisée par un passage en comportement non linéaire. Sur la courbe charge-déplacement cette transition s'opère aux alentours de 90 kN (figure 4.19). La figure 4.22b montre que les résultats numériques et expérimentaux

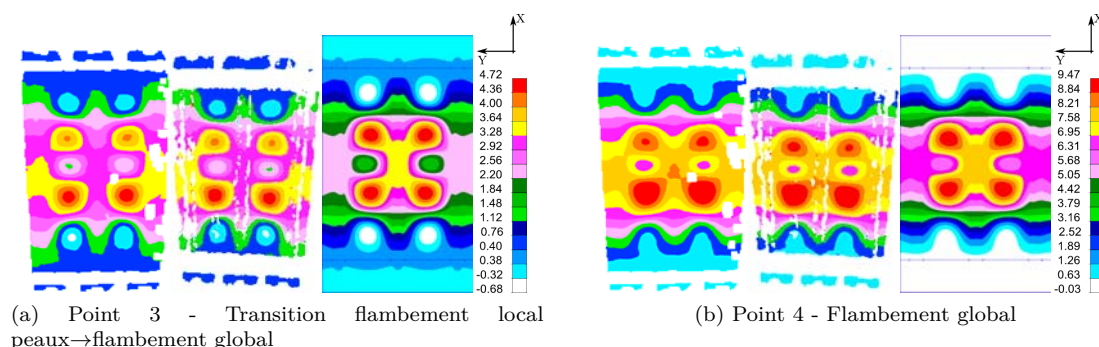


FIGURE 4.23: Phase non linéaire avant rupture - Points 3 et 4

sont très proches. Cela confirme que l'étude de convergence a permis au premier mode de flambement de bien apparaître pendant l'incrémentation du déplacement, et ce, sans introduire de déplacements unitaires —relatifs aux vecteurs propres du flambement linéaire— en précharge de l'éprouvette.

C'est un flambement des peaux qui apparaît à $F_{Cr} \approx 90$ kN, le flambement global n'intervient que plus tard. Cela correspond à la description idéalisée des étapes du post-flambement [Degenhardt 08] où la première charge critique de flambement est le flambement des peaux.

À partir de cette charge critique de flambement, les modèles linéaires ne peuvent plus être utilisés, car le flambement local des peaux provoque une redistribution des efforts dans les raidisseurs, et le comportement devient non linéaire.

4.5.3 Phase non linéaire - Flambement local → global

Le passage du flambement local au global correspond à l'apparition d'un déplacement hors plan de la zone courante de l'éprouvette. Les figures 4.23a et 4.23b montrent les résultats sur deux points de la partie non linéaire de la courbe (points 3 et 4). L'amplitude des vagues de flambement a doublé (environ 4,5 mm à 10 mm) car un flambement global apparaît. Ce comportement est représenté en figure 4.24b où UZ est tracé pour une section d'une peau dans la longueur (représentée en figure 4.24a), aux points 2, 3 et 4 de la courbe de la figure 4.19. Au point 2 le flambement local des peaux apparaît et les vagues de flambement (demi-ondes) ne concernent que les peaux. Au point 3 le flambement local des peaux a évolué et le flambement global apparaît et vient se superposer, ce qui se traduit par un déplacement global de la zone courante de l'éprouvette. Au point 4, le flambement global a encore évolué, mais l'amplitude des vagues de flambement des peaux est proche du point 3.

4.5.4 Charge maximale

La figure 4.25a indique le point 5 avec la dernière image de mesure optique côté peau réalisée avant la rupture. La rupture étant un phénomène soudain, la figure 4.19 ne donne pas de points expérimentaux sur un intervalle de 0,2 mm, car le déplacement relatif longitudinal UX augmente de 0,2 mm pendant un intervalle de temps inférieur à 3 s, temps réglé entre deux enregistrements d'images.

Pendant cet intervalle de 0,2 mm, quatre incréments numériques sont disponibles au point 6 (figure 4.19).

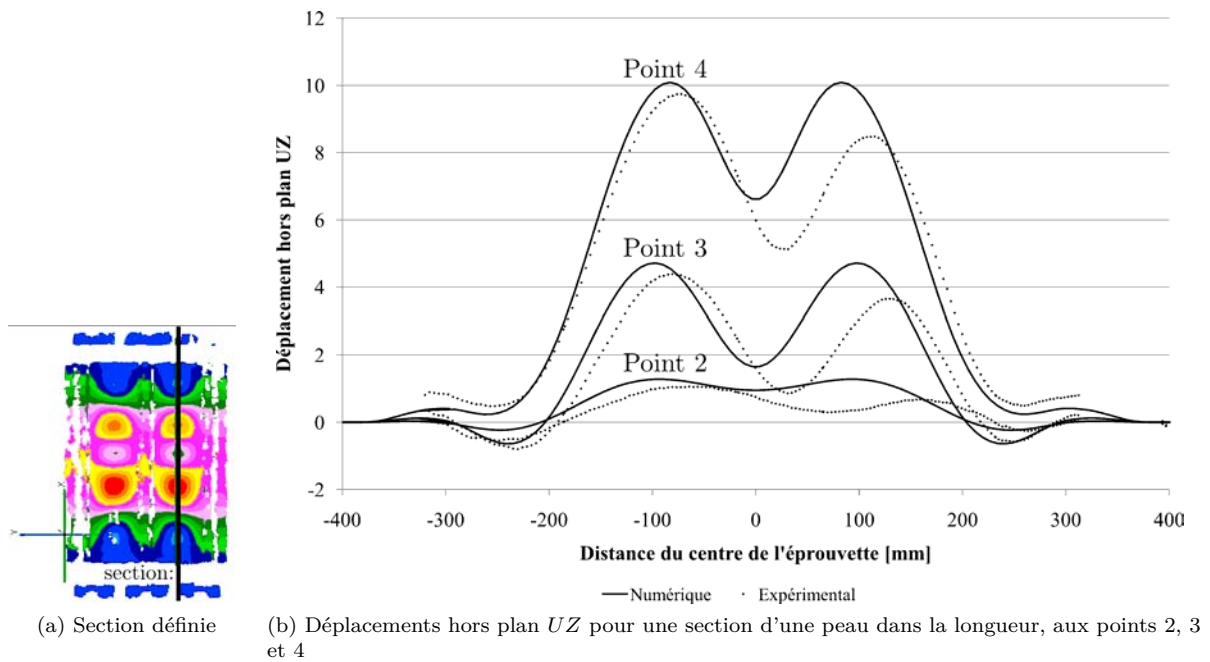


FIGURE 4.24: Amplitude des déplacements hors plan UZ dans la longueur d'une peau

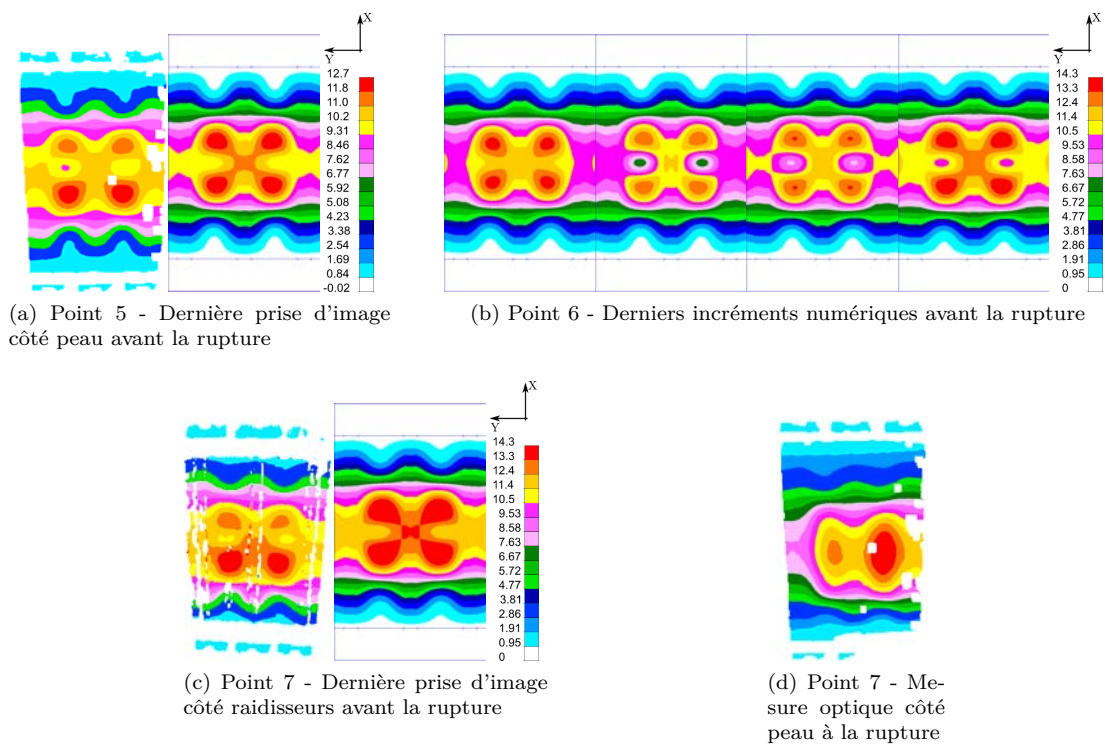


FIGURE 4.25: Phase de charge maximale - Pré-Rupture

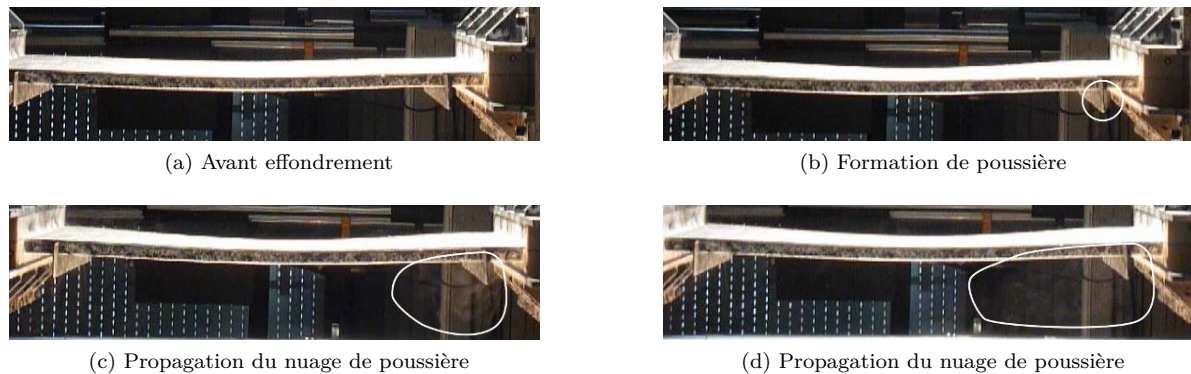


FIGURE 4.26: Rupture $\Omega 1$, Poussière apparaissant aux extrémités inférieures de l'éprouvette, lors de son effondrement

Une vague centrale se reforme avant la chute de charge (figure 4.25b). La reformation de cette vague centrale est accompagnée d'une faible augmentation de charge (environ 0,5 kN).

Au point 7, même si les deux systèmes de stéréo-corrélation d'images numériques sont calés théoriquement en prise de vue simultanée, un système est légèrement en retard. De ce fait, une prise de vue côté raidisseur oméga avant rupture et une prise de vue côté peau juste après rupture sont obtenues. Au point 7, l'image prise par le système de mesure optique côté raidisseurs indique que la rupture se produit expérimentalement à ce point, représentée dans la figure 4.25c. La vague centrale négative est en train de disparaître. La figure 4.25d donne la mesure côté peau du point 7. La rupture s'est produite, le déplacement longitudinal relatif est de $UX = 2,28$ mm. Le résultat du modèle numérique correspondant (à $UX = 2,30$ mm) n'indique par contre pas la rupture. La rupture numérique ne se produit qu'à $UX = 2,40$ mm.

Quant aux phénomènes de rupture, les observations visuelles et les photos permettent de voir que $\Omega 1$ flambe subitement avec la peau. Une séquence photographique met en évidence de la poussière provenant des intersections inférieures de $\Omega 1$ (voir figure 4.26), juste au moment où la première rupture se fait entendre, suivi d'un deuxième bruit : c'est la première chute de charge.

Une observation visuelle fait apparaître une fissure de surface au niveau de l'intersection inférieure de $\Omega 1$, qui a vraisemblablement formé la poussière qui a été observée. Alors, un zoom sur les images prises du côté raidisseurs avant et après la rupture dans la figure 4.27, fait apparaître la rupture successive des intersections avec le *PCI* haut et bas de $\Omega 1$. La superposition successive de ces deux paires d'images met en évidence la rupture des deux intersections à la première chute de charge, qui correspond aux deux bruits de rupture entendus. L'observation visuelle fait apparaître des fissures qui vont être vérifiées par la tomographie dans la section 4.6.

Les déplacements UZ et UY sont aussi tracés aux sections définies sur la tête des raidisseurs omégas (figure 4.28), aux niveaux pré- et post- effondrement.

UZ est le plus important pour $\Omega 2$ avant la rupture (figure 4.29a) à cause du flambement global qui provoque un déplacement hors plan plus important au centre de l'éprouvette. La comparaison des courbes de $\Omega 1$ et $\Omega 3$ indique que le flambement de $\Omega 1$ est le plus important des deux, différence qui mène $\Omega 1$ à s'effondrer plus facilement que $\Omega 3$. Ainsi, l'éprouvette s'effondre avec le flambement de $\Omega 1$ dans la figure 4.29b, qui provoque la rupture des intersections haut et bas de celui-ci et entraîne $\Omega 2$ dans

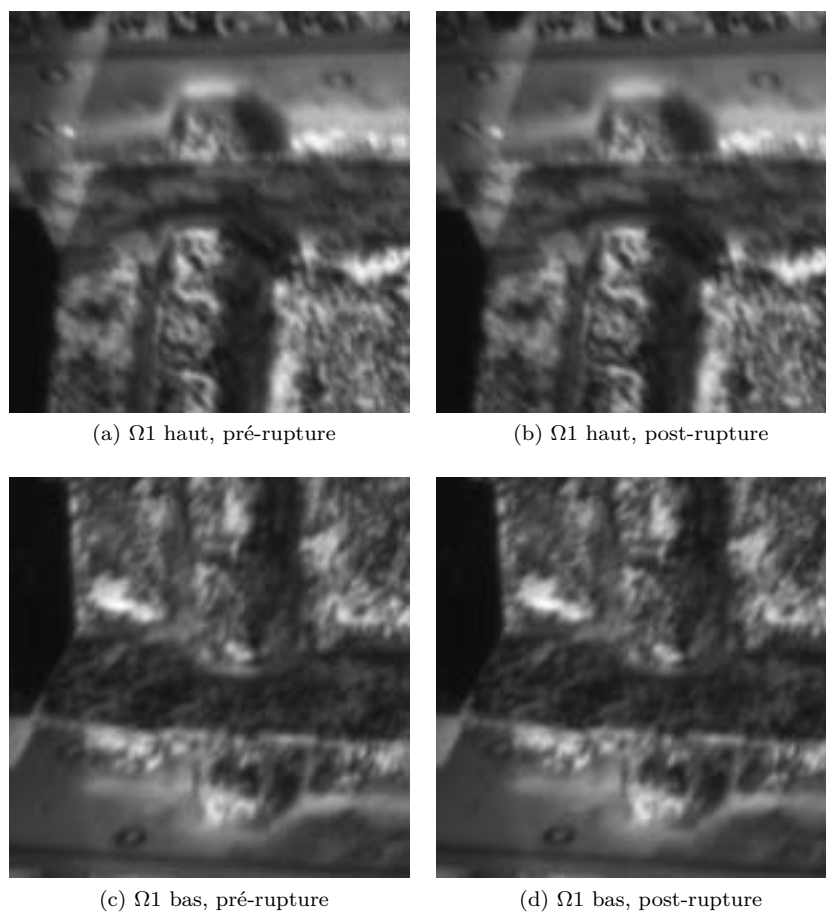
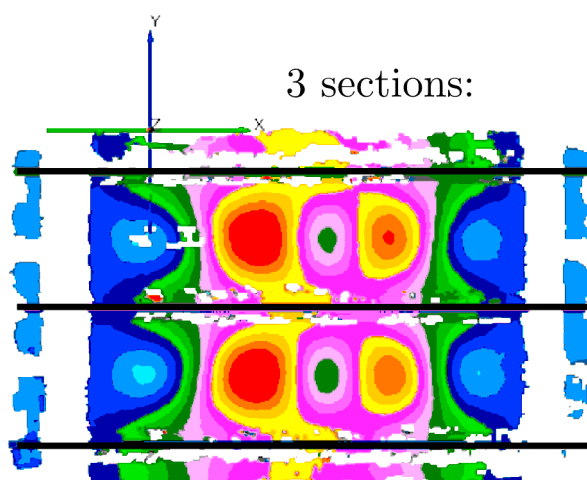
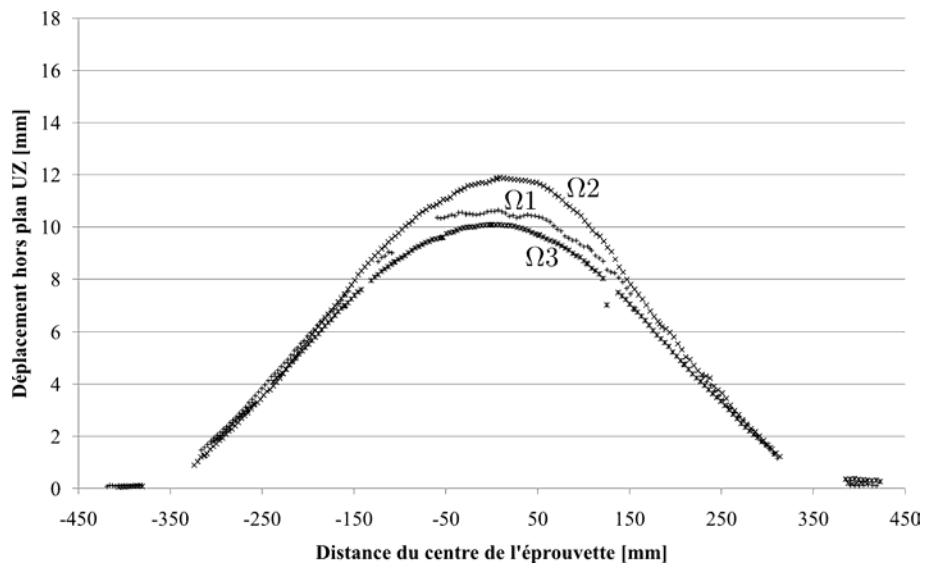
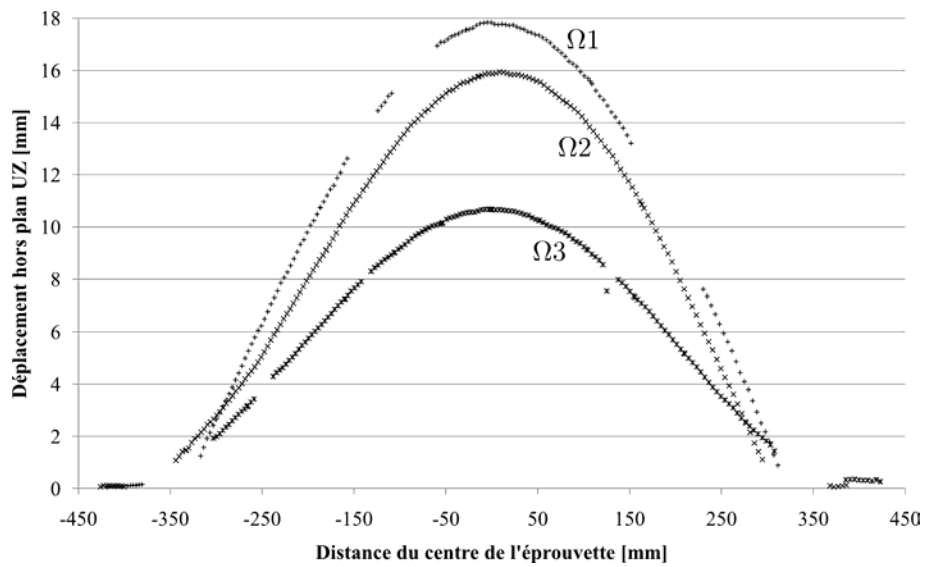
FIGURE 4.27: Rupture des intersections de $\Omega 1$ avec les *PCI*

FIGURE 4.28: Définitions des sections sur les têtes des omégas



(a) Pré-effondrement



(b) Post-effondrement

FIGURE 4.29: Mesure des déplacements UZ sur les têtes des omégas

l'effondrement de l'éprouvette. Les déplacements hors plan des raidisseurs $\Omega 1$ et $\Omega 2$ augmentent à l'état post-effondrement d'environ 7 mm et 4 mm respectivement (figure 4.29b), alors que le déplacement hors plan de $\Omega 3$ n'augmente que d'environ 0,5 mm.

Les déplacements transversaux UY confirment ces observations (figure 4.30). En effet, pendant le flambement et le post-flambement de l'éprouvette, les raidisseurs transversaux $\Omega 1$ et $\Omega 3$ montrent un déplacement vers l'extérieur de l'éprouvette, alors que celui du raidisseur central $\Omega 2$ reste proche de zéro (figure 4.30a). Une fois que l'éprouvette s'effondre, malgré un léger mode rigide, le déplacement transversal de $\Omega 1$ devient nul alors que $\Omega 2$ se met à flamber du même côté que $\Omega 3$. Cela signifie qu'à la première chute de charge, $\Omega 1$ s'effondre avec l'éprouvette, alors que $\Omega 2$ et $\Omega 3$ reprennent une charge égale aux $2/3$ de la différence entre la charge à rupture et la charge résiduelle après rupture des 3 omégas.

La tomographie va être utilisée sur l'éprouvette post-mortem (section 4.6), elle permet d'observer l'ensemble des dommages qui sont apparus pendant tout l'essai. Il faut donc être vigilant à dissocier les dommages liés à plusieurs phénomènes qui ne se sont pas produits en même temps. D'autre part, les résultats des modèles numériques vont être analysés pour décrire les phénomènes de rupture locaux.

4.5.5 Palier de charge

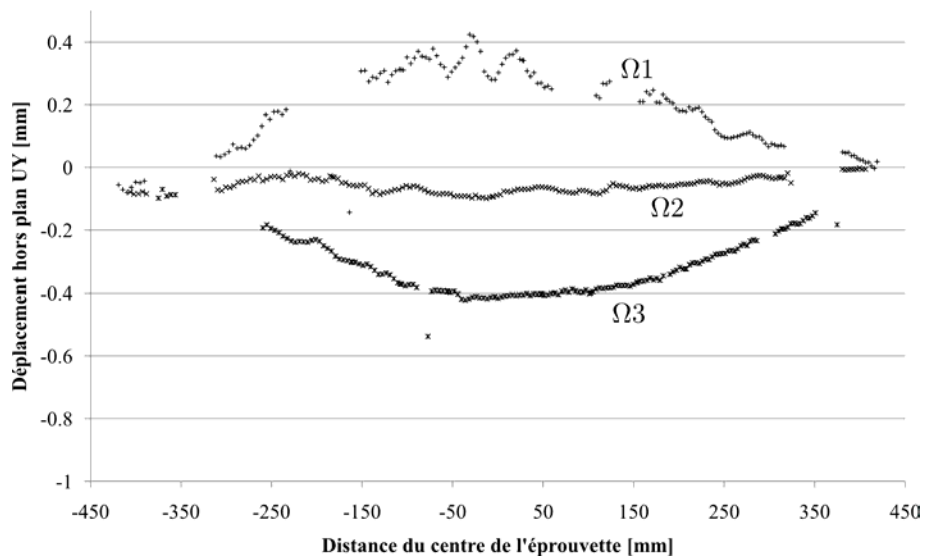
Pendant le palier de charge (point 8) l'éprouvette est flambée globalement du côté des raidisseurs, et les déplacements hors plan sont orientés du côté de $\Omega 1$ et $\Omega 2$ (figure 4.31), comme l'a montré la partie précédente. Il reste environ $2/3$ de la différence entre la charge à rupture et la charge résiduelle en fin d'essai (voir figure 4.19), car la charge n'est reprise que par $\Omega 2$ et $\Omega 3$, qui sont flambés mais pas encore rompus. Le modèle numérique n'est plus cohérent quant à la forme des déplacements hors plan car la rupture est prédite de manière globale, ce qui sera expliqué dans la section 4.6.

La première chute de charge n'a pas déclenché l'arrêt de la machine comme cela avait été programmé, l'éprouvette a donc repris le chargement pendant un court instant avant qu'une seconde chute de charge n'apparaisse avec la décohésion de $\Omega 2$ et $\Omega 3$.

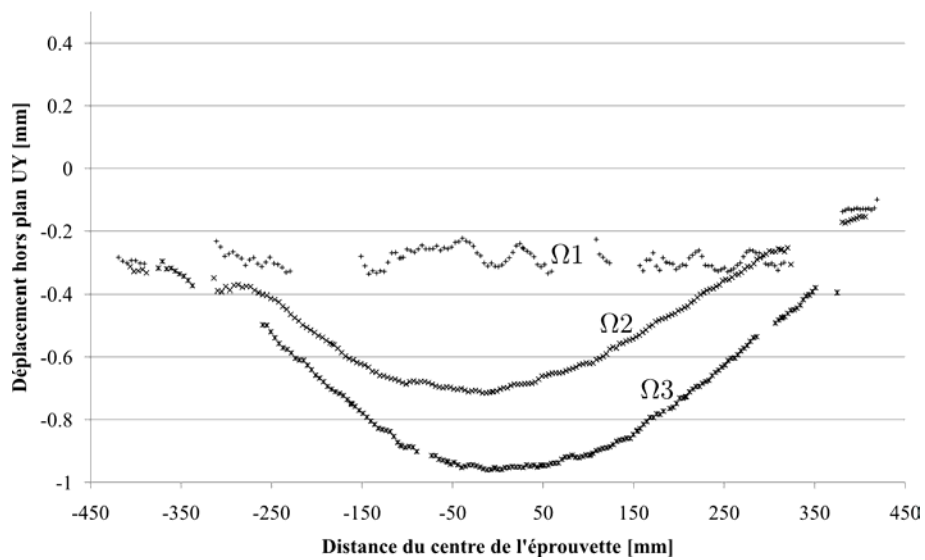
4.5.6 Décohésion de $\Omega 2$ et $\Omega 3$

La figure 4.32 montre les déplacements hors plan du point 9 et la photo de l'éprouvette effondrée. La peau a flambé dans la direction opposée aux raidisseurs, comme le montre la photographie. Les ruptures par crippling de $\Omega 2$ et $\Omega 3$ qui vont ensuite être inspectées par la tomographie (section 4.6), ont initié la décohésion des structures intégrées.

La propagation de la décohésion s'est initiée à partir des zones semelle-peau alors fragilisées par les ruptures par crippling des $\Omega 2$ et $\Omega 3$. Le délaminage observé après initiation en crippling se produit dans les plis supérieurs de la peau (figure 4.33), et change d'interface pendant la propagation. Ce phénomène n'est pas en accord avec les études les plus récentes portant sur des panneaux en préimprégnés avec structures intégrées en co-curing, où le délaminage se produit le plus souvent à l'interface entre la structure intégrée et la peau. Toutefois, ZIMMERMANN avait indiqué que dans le cas d'un assemblage excellent, la rupture peut se produire dans les semelles et dans la peau [Zimmermann 06a]. Cela avait aussi été observé plusieurs années auparavant sur un panneau préimprégné en co-curing où le délaminage s'était produit dans la peau [Stevens 95]. L'éprouvette va être inspectée par ultrasons en réflexion pour conclure sur la profondeur de l'interface de plis où la décohésion s'est produite (section 4.6).



(a) Pré-effondrement



(b) Post-effondrement

FIGURE 4.30: Mesure des déplacements UY sur les têtes des omégas

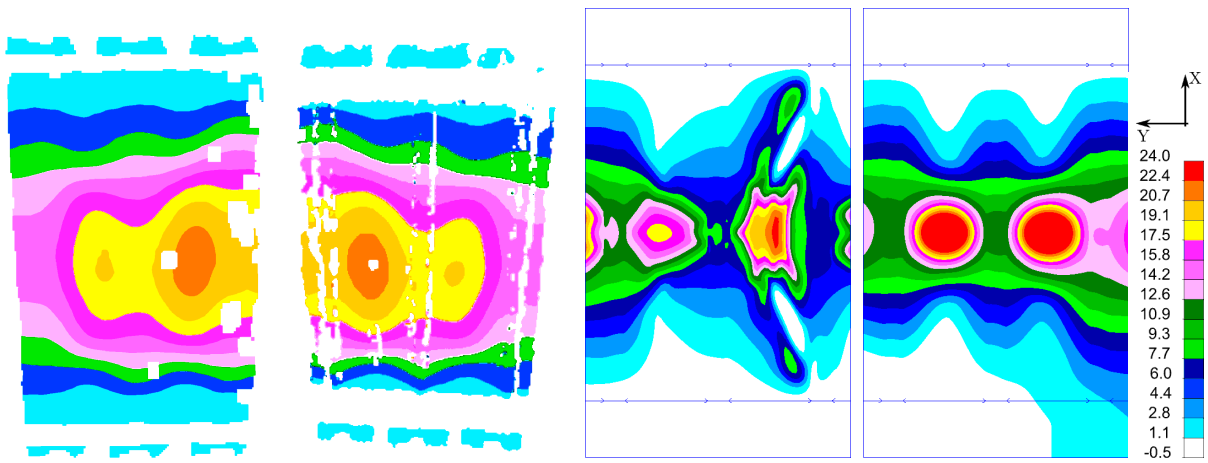
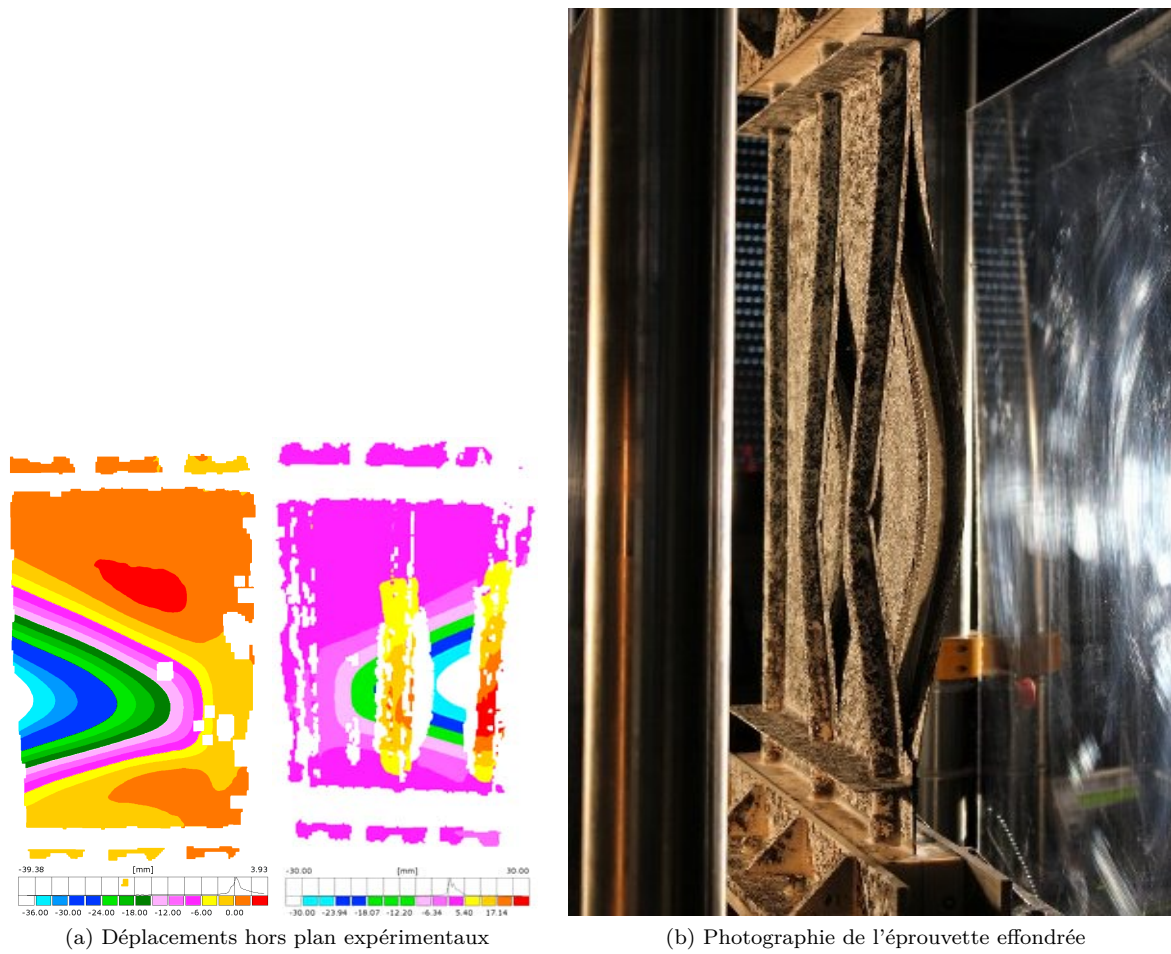


FIGURE 4.31: Point 8 - Palier de charge



(a) Déplacements hors plan expérimentaux

(b) Photographie de l'éprouvette effondrée

FIGURE 4.32: Point 9 - Seconde chute de charge, décohesion des structures intégrées

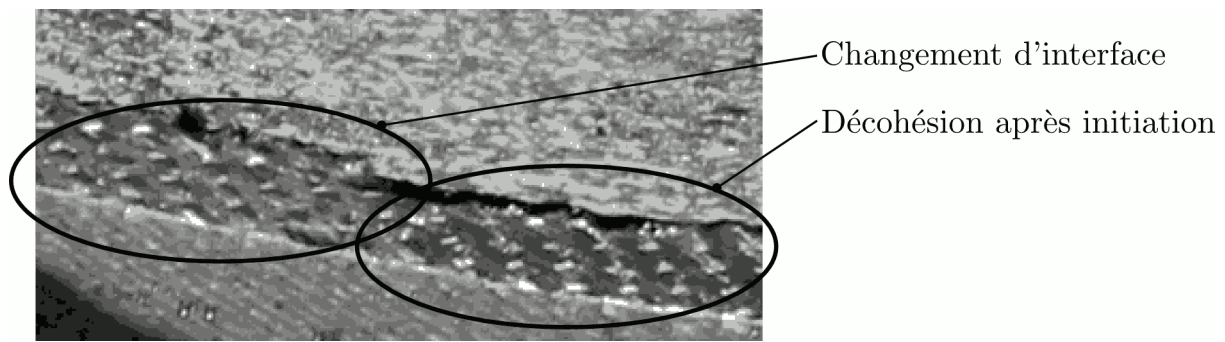


FIGURE 4.33: Vue détaillée de la surface sous $\Omega 3$ pendant la propagation de la décohésion

4.6 Analyse de la rupture

4.6.1 Contrôle post-mortem

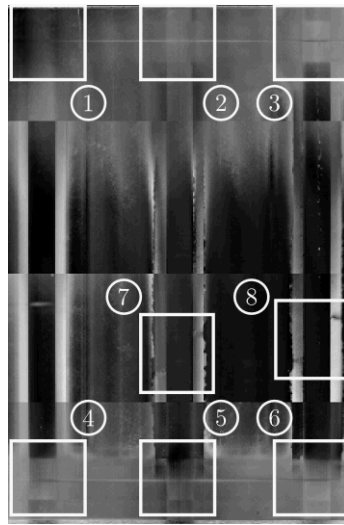
La figure 4.34 donne les résultats obtenus par la tomographie et les zones de rupture identifiées qui permettent d'interpréter les résultats expérimentaux et numériques. Aucune rupture n'a été identifiée dans toutes les zones de peau. Ces résultats de tomographie sont des mesures coronales, qui sont des coupes selon l'axe Z de l'éprouvette donnant la répartition de la densité de la matière dans l'épaisseur de l'éprouvette.

Les zones 1 à 6 se situent aux intersections. Pour $\Omega 1$, les zones 1 et 4 montrent qu'une fissure —couleur noire correspondant à une perte de densité dans la matière en blanc— n'est pas présente dans toute l'épaisseur du stratifié de l'oméga. Pour $\Omega 2$ et $\Omega 3$, aucune rupture n'a été détectée à l'intersection supérieure de l'éprouvette (zones 2 et 3). Par contre, à l'intersection inférieure, la perte de densité est franche dans toute l'épaisseur du stratifié de l'oméga (zones 5 et 6). Le délaminage de $\Omega 2$ et $\Omega 3$ jusqu'à leurs intersections inférieures est à l'origine de ces ruptures.

Les zones 7 et 8 sont les ruptures en crippling de $\Omega 2$ et $\Omega 3$, représentées par une diminution de la densité du matériau qui part des coins de chacun des omégas. La rupture se produit effectivement par crippling comme l'a observé BERTOLINI dans un essai de post-flambement similaire [Bertolini 08]. Les modes de rupture mixtes en rupture fibre/matrice et décollement, observés dans les essais du programme COCOMAT [Zimmermann 06a], montrent bien que la rupture par crippling dans les raidisseurs peut être à l'origine de l'initiation du délaminage.

Les résultats d'un contrôle ultrasonore par réflexion jet d'eau sont donnés dans la cartographie d'épaisseur en figure 4.35a. La cartographie d'épaisseur est calibrée avec une vitesse de $V_{33} = 2930 \text{ m/s}$ dans la direction hors plan du stratifié, vitesse évaluée précédemment. La mesure est réalisée côté peau pour identifier la zone de propagation de la décohésion par rapport à l'épaisseur des peaux. En parallèle, la figure 4.35b donne une cartographie d'épaisseur de l'éprouvette digitalisée sur ses deux faces.

Les deux cartographies sont cohérentes, l'épaisseur de la peau est comprise entre 2 mm et 2,3 mm. La cartographie ultrasonore montre que dans les zones semelle-peau l'épaisseur jusqu'à la zone délaminée est comprise entre 1,4 mm et l'épaisseur totale de la peau, soit l'épaisseur de deux plis. La plus grande partie de la décohésion s'est produite à l'interface entre les structures intégrées et la peau (zone verte). Cependant, des zones de couleur jaune-orangé apparaissent distinctement qui indiquent des changements d'interface locaux de la propagation du délaminage dans la peau. Cela confirme que la décohésion des



(a) Cartographie des zones de rupture

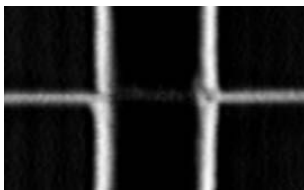
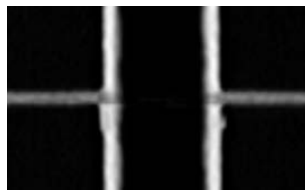
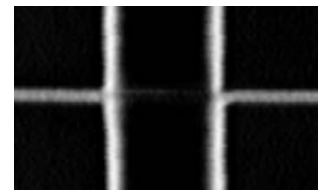
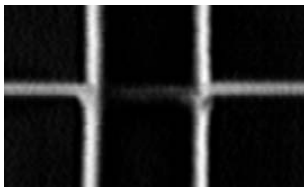
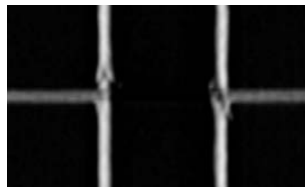
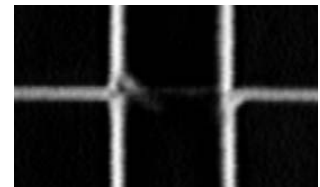
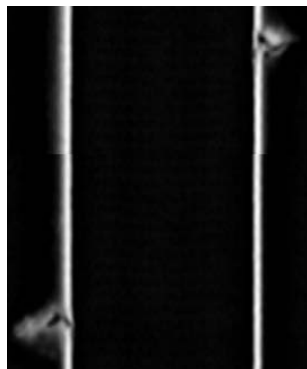
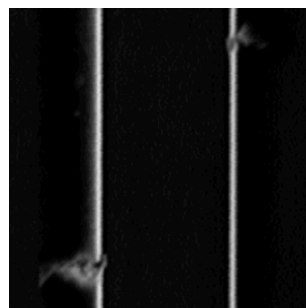
(b) 1 : $\Omega 1$ intersection sup.(c) 2 : $\Omega 2$ intersection sup.(d) 3 : $\Omega 3$ intersection sup.(e) 4 : $\Omega 1$ intersection inf.(f) 5 : $\Omega 2$ intersection inf.(g) 6 : $\Omega 3$ intersection inf.(h) 7 : $\Omega 2$ crippling(i) 8 : $\Omega 3$ crippling

FIGURE 4.34: Cartographie des zones de rupture identifiées par la tomographie par rayons X sur l'éprouvette d'essai post-mortem

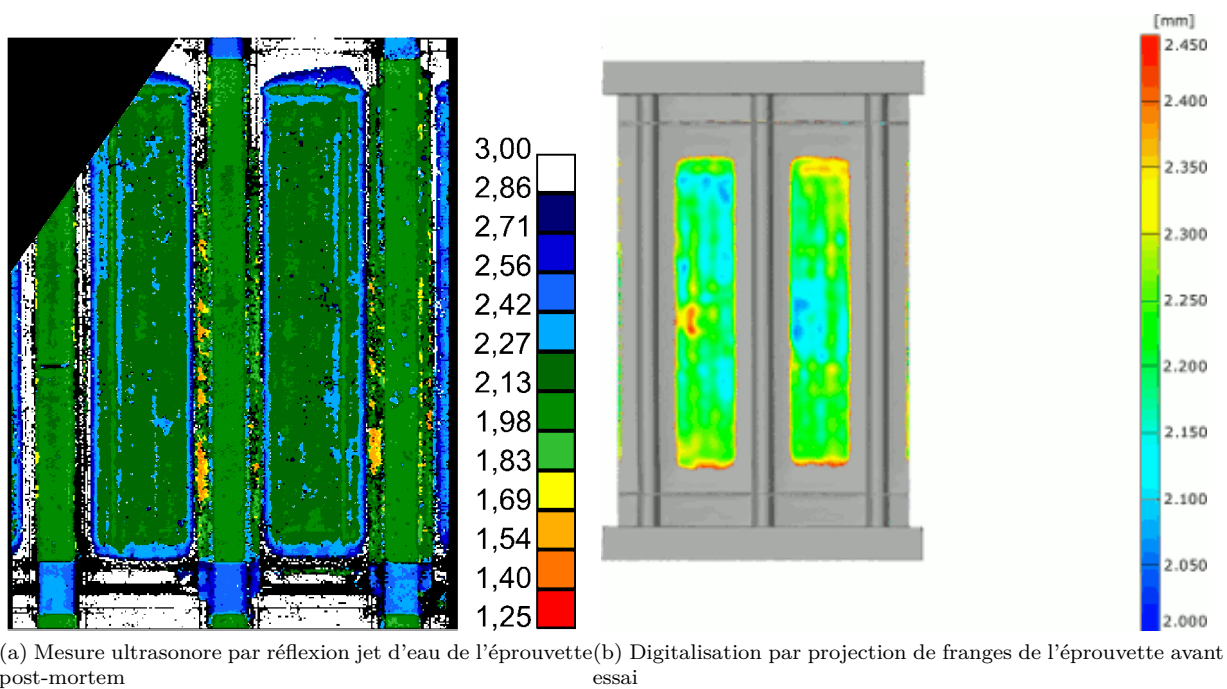
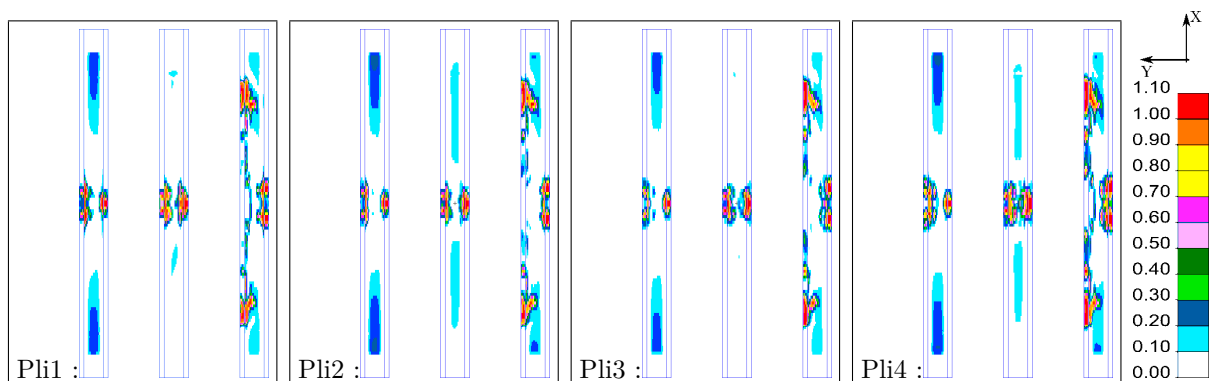


FIGURE 4.35: Cartographies d'épaisseur

structures intégrées s'est propagée dans la zone du pli supérieur de la peau, comme cela a été observé dans l'essai.

4.6.2 Rupture par modèles numériques

Les indices de rupture de Tsai-Wu sont donnés pour les omégas dans la figure 4.36. À la première chute de charge, le modèle de référence indique une rupture généralisée et brutale dans toutes les sous-structures —mis à part dans les *PCI* pour des valeurs de *FI* limites— sans pour autant qu'un mécanisme de rupture particulier soit identifié : le modèle indique que tous les plis de la peau sont rompus, et donne

FIGURE 4.36: Indices de rupture de Tsai-Wu à la rupture, résultats numériques des plis des raidisseurs, modèle de référence, $0 \leq FI \leq 1$

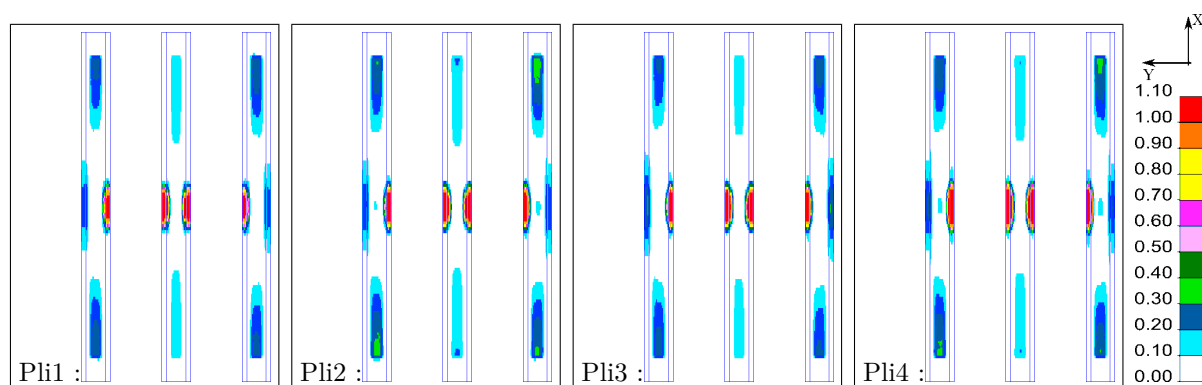


FIGURE 4.37: Indices de rupture de Tsai-Wu à la rupture, résultats numériques des plis des raidisseurs, modèle avec non-conformité N°6, $0 \leq FI \leq 1$

des localisations de rupture dans les raidisseurs. Les observations visuelles et la tomographie montrent que des ruptures par crippling des raidisseurs se sont bien produites, mais aucune rupture n'est détectée dans les peaux. L'analyse s'intéresse alors uniquement à la rupture des raidisseurs.

La figure 4.36 montre que les zones de rupture ne sont pas symétriques. Avant la définition d'un drapage à $[0/45/0/45]$ des omégas du modèle de référence, le drapage était $[0/45]_s$ symétrique et les zones de rupture aussi. Il s'avère donc que la symétrie des drapages des raidisseurs influence la localisation des zones de rupture de ce type de modèle. Cela peut s'expliquer à partir des résultats du modèle avec la non-conformité N°6, où la rotation selon l'axe X est libre (figure 4.37).

Le modèle avec non-conformité N°6 —rotation selon X libre— n'avait pas été conservé pour mettre au point l'essai de post-flambement. Contrairement au modèle de référence (figure 4.38a), les déplacements hors plan et les FI sont répartis de manière symétrique à la rupture (figure 4.38b). La rupture est prédite dans les peaux et dans les semelles des raidisseurs. Malgré tout, à quelques incréments après la rupture, l'éprouvette vrille à cause de la rotation de l'axe X laissée libre, et toute la structure est ruinée. Cela n'est pas le cas pour l'éprouvette de référence, où la rotation X bloquée rend les déplacements hors plan et la répartition des FI dissymétriques (figure 4.38a et 4.36).

Comme un vérin de la machine est libre en rotation, la rotation de l'axe X est une condition réelle. Pourtant cette rotation n'est pas observée expérimentalement. En effet, le modèle de référence donne des localisations de rupture dans les raidisseurs qui correspondent aux résultats expérimentaux obtenus (figure 4.39) : les zones de rupture sont des zones semelle-peau —correspondant à des ruptures par crippling— qui sont décentrées par rapport aux résultats du modèle avec non-conformité N°6 (figure 4.37). Comme le montage est en compression, la rotation selon l'axe X se bloque avec l'augmentation de la charge appliquée.

4.6.3 Rupture des intersections entre les structures intégrées

La rupture des extrémités à $FI \geq 1$ n'est prédite par le modèle de référence qu'à un déplacement longitudinal avancé (de l'ordre de 4 mm) ce qui n'est pas cohérent par rapport aux ruptures des intersections

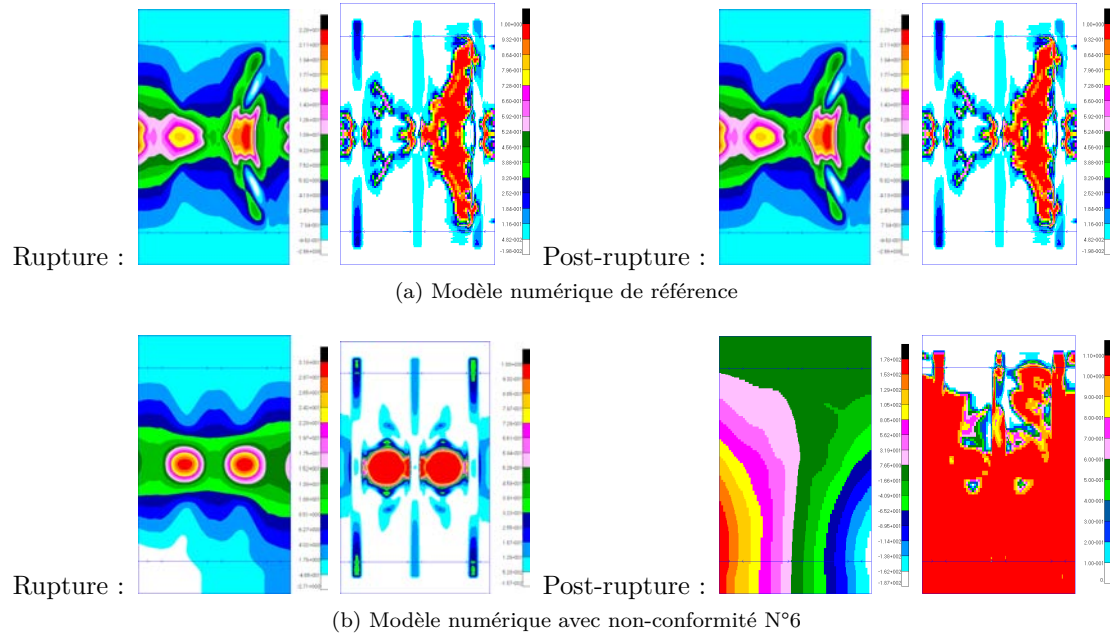


FIGURE 4.38: Résultats numériques : déplacements hors plan et répartition des indices de rupture, avant et après rupture

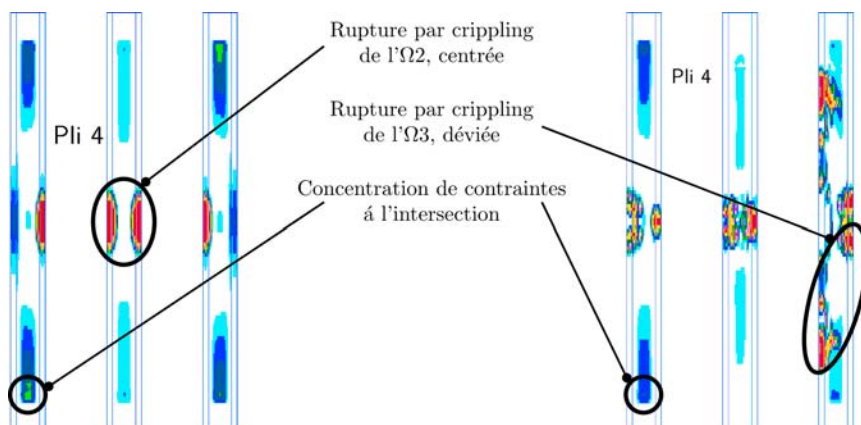


FIGURE 4.39: Explications des résultats numériques sur la localisation des zones de rupture

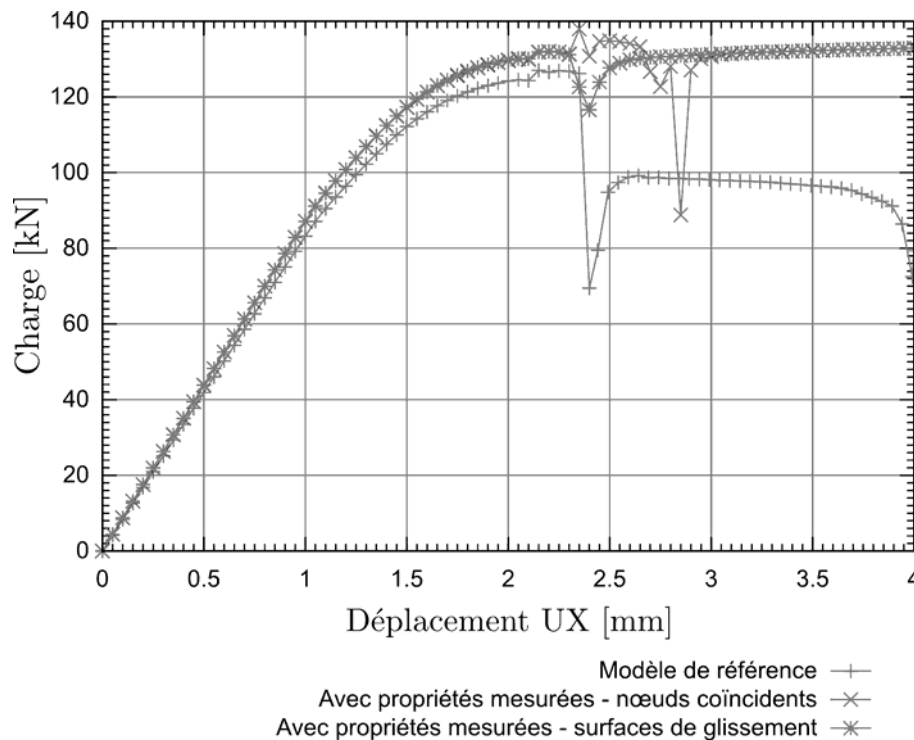


FIGURE 4.40: Utilisation du modèle de référence avec les propriétés mécaniques mesurées

observées de $\Omega 1$ avec le *PCI* supérieur. La tomographie a montré que ces ruptures concernent le(s) pli(s) supérieur(s) de la tête de $\Omega 1$. De plus, la description de la courbe de chargement à la charge maximale à partir des images de mesure optique a fait apparaître l'effondrement de $\Omega 1$, qui est facilité par la rupture de la tête à l'intersection avec le *PCI*. Le mode de rupture de(s) pli(s) de l'oméga à l'intersection est donc la compression, aidée par le contact avec le *PCI*.

Dans le chapitre précédent, l'intersection des structures intégrées a été modélisée en nœuds communs, en nœuds coïncidents et avec des surfaces de glissement. Avec un drapage des omégas de $[0/45]_s$, le comportement numérique le plus réaliste était avec des nœuds coïncidents. Pourtant, le modèle de référence avec un drapage des omégas à $[0/45/0/45]$ était plus réaliste avec des surfaces de glissement (déplacement à rupture plus faible). Les résultats expérimentaux ont montré qu'il y a une interaction de contact dans cette zone. L'approche de modélisation en surfaces de glissement est donc justifiée, mais ne permet pas de détecter la rupture dans ces zones d'intersection.

4.6.4 Influence des propriétés mécaniques

Le modèle de référence est utilisé avec les propriétés mesurées dans le second chapitre (tableau 2.7), qui sont rappelées dans le tableau 4.6. Les courbes de chargement sont données dans la figure 4.40, avec les intersections des structures intégrées modélisées avec des nœuds coïncidents et avec des surfaces de glissement. Dans les deux cas, il n'y a pas de palier de charge plus faible après la chute de charge comme avec le modèle de référence utilisant les propriétés Hexcel, et à 4 mm le panneau n'est toujours pas effondré. La rupture se produit aux extrémités de la tête des raidisseurs comme cela est observé expérimentalement, mais la charge appliquée ne chute pas à la rupture. Les trois raidisseurs continuent

TABLEAU 4.6: Propriétés mécaniques mesurées

Propriété mesurée [MPa]	
$E_L = E_T$	62000
G_{LT}	4900
ν_{LT}	0.05
$X_T = Y_T$	750
$X_C = Y_C$	610
S_{12}	100
épaisseur [mm]	0,37

donc de reprendre le chargement au-delà de 4 mm. Ils ne prédisent pas non plus de rupture dans la zone de semelle-peau. Après la rupture, ces modèles ne sont donc plus représentatifs, mais montrent que le premier phénomène de rupture peut être prédit numériquement. Des travaux supplémentaires seraient nécessaires pour modéliser les intersections de manière à ce que le comportement global du panneau soit plus réaliste. Dans les présents travaux, l'utilisation des propriétés mécaniques Hexcel est justifiée.

4.7 Conclusions sur l'essai expérimental

La charge critique de flambement de l'ordre de 90 kN donnée par les méthodes numériques linéaire et non linéaire, est vérifiée expérimentalement. Le déplacement réel de compression est obtenu en utilisant deux points facettes (fenêtres de corrélation) de la mesure optique de champs cinématiques par stéréocorrélation d'images numériques situés sous la peau du raidisseur central, au ras de l'éprouvette et des talons de résine. À la première chute de charge, la charge et le déplacement relatif à rupture sont conformes au modèle numérique.

La décohésion des semelles des structures intégrées a été mise en évidence dans la zone d'interface peau-raidisseur. La décohésion des structures intégrées est décrite de la manière suivante :

- La première chute de charge correspond à l'effondrement de $\Omega 1$, provoqué par la rupture de ses intersections avec les *PCI*.
- L'éprouvette reprend ensuite 2/3 de la charge, par $\Omega 2$ et $\Omega 3$.
- La seconde chute de charge correspond à la rupture par crippling de $\Omega 2$ et $\Omega 3$, ce qui initie leur décohésion de la peau.
- La propagation de la décohésion est ensuite brutale. Elle ne se produit pas exclusivement dans la zone d'interface avec la peau.

L'intersection entre structures intégrées a joué un rôle important sur le premier phénomène de rupture, puisque ce sont les ruptures des intersections de $\Omega 1$ et des *PCI* qui l'ont conduit à s'effondrer. Les modèles numériques ne prédisent pas de zones de rupture localisées, mais ils suffisent à donner la charge et le déplacement à la rupture.

L'utilisation de la photogrammétrie et de la projection de franges afin de digitaliser numériquement l'éprouvette ou sa mise en place géométrique a permis de mettre en évidence certaines non-conformités. Les conditions aux limites réelles ont été prises en compte en identifiant et en évaluant l'influence de ces

non-conformités. Les deux non-conformités critiques sont le parallélisme des surfaces des extrémités des talons, et la planéité des surfaces des flancs des talons. Un modèle numérique de référence a permis de définir un prévisionnel de chargement et un intervalle de charge dans lequel l'essai est considéré valide.

Le suivi d'essai par méthode optique de mesures de champs cinématiques par stéréo-corrélation d'images numériques a été mis en œuvre avec succès des deux côtés de l'éprouvette d'essai. La mesure en tout point de la pièce du déplacement tridimensionnel permet d'analyser précisément le comportement local et global de la structure afin de corrélérer avec le modèle numérique.

Une caméra rapide serait nécessaire pour observer les phénomènes qui apparaissent de façon brutale. Cependant, les phénomènes locaux ne pourraient être observés correctement par une caméra rapide uniquement si la résolution du capteur CCD de la caméra permet la prise d'images de toute l'éprouvette. Dans le cas contraire, la zone de mesure doit être définie a priori et l'enchaînement des phénomènes de rupture reste difficile à déterminer. En l'occurrence, les ruptures par crippling pouvant survenir en plusieurs zones des omégas sont identifiées de manière globale par les modèles numériques.

Les meilleurs résultats d'observation des phénomènes de rupture sont donnés par la tomographie par rayons X. En particulier, les zones de rupture de l'éprouvette sont les intersections, les semelles et le bas des flancs des omégas. Aucune fissure n'est apparue dans les peaux. Une limitation importante des mesures ultrasonores est la géométrie locale complexe de l'éprouvette, qui rend la mesure difficile, voire le plus souvent impossible.

Les dimensions de l'outillage qui a été conçu permettent de réaliser tout essai de compression de pièces type panneau plan, courbe et autres. Il pourrait en effet être intéressant de réaliser des essais sur panneaux courbes et/ou de zones représentatives. Maintenant que le comportement est clairement identifié, une condition de glissement des bordures latérales de l'éprouvette pourrait apporter une amélioration vis-à-vis de la représentativité du comportement.

4.8 Conclusions sur l'étude numérique et expérimentale du panneau composite autoraidi

Grâce aux modèles numériques réalisés, la charge et le déplacement à la rupture ont été calculés. Les résultats numériques sont très proches des résultats expérimentaux. L'erreur sur la charge à rupture par rapport au modèle de référence est comprise dans l'erreur de mesure. Deux chutes de charges expérimentales ont été observées. La première correspond à la rupture des intersections d'un oméga. La seconde est la rupture par crippling des deux omégas restants, qui provoque la décohésion de ces deux structures intégrées. La rupture par crippling est à l'origine de l'initiation de la décohésion des structures intégrées. En outre, l'utilisation des propriétés mécaniques Hexcel permet d'obtenir un comportement numérique global conforme à l'expérience.

Sans introduire de déplacements relatifs initiaux correspondants aux vecteurs propres d'une analyse de flambement linéaire, la forme du flambement a été correctement calculée à partir de la phase de comportement non linéaire (jusqu'à la rupture). En effet, le seul écart entre la forme du flambement obtenue numériquement et expérimentalement réside dans la phase linéaire jusqu'au flambement des peaux. La charge critique de flambement linéaire de 91,576 kN est retrouvée par la méthode non linéaire et par les mesures expérimentales. À partir de cette charge, les modèles numériques linéaires ne doivent

plus être utilisés, car ils ne prennent pas en compte la redistribution des efforts dans la structure. On trouve un rapport de post-flambement d'environ 1,4 ce qui est relativement faible. Ce rapport devrait être plus élevé en considérant des conditions d'appui sur les bordures de l'éprouvette, et en optimisant la structure.

Cependant, une instabilité numérique à la rupture subsiste dans tous les modèles numériques. Certains modèles prédisent une rupture des peaux et de l'oméga central, de manière symétrique entre les deux peaux. D'autres modèles, notamment celui utilisé comme référence de l'essai de post-flambement en compression uni-axiale, prédisent une rupture dissymétrique qui concerne la peau et les raidisseurs d'un seul côté de l'éprouvette. Dans tous les cas, ces modèles prédisent une rupture globale de l'éprouvette qui est vérifiée expérimentalement. L'utilisation du critère de rupture en contraintes de Tsai-Wu permet de calculer l'initiation de la rupture qui cause l'effondrement de l'éprouvette. La nature globale de la rupture est aussi due à la modélisation en coques sans offsets, qui ne permet pas de distribuer correctement les flux d'efforts dans et entre les plis au niveau local. De plus, le phénomène de rupture est brutal et il manque des points de mesure à la première chute de charge (0,2 mm de déplacement relatif).

Quatre intersections sur six montrent des ruptures plus ou moins prononcées. Cela s'explique par le besoin des raidisseurs de flamber avec la peau de ce côté du panneau plan. La modélisation des intersections des structures intégrées avec des nœuds communs montrait justement que cela provoquait une rigidité numérique trop importante des intersections, qui menait à la rupture des encastresments des raidisseurs. Dans la réalité, ce type de rupture a pu être observé.

La décohésion se produit dans la zone de peau : ce comportement est différent de celui généralement observé sur les panneaux en préimprégnés fabriqués par co-bonding ou co-curing, où un décollement se produit généralement à l'interface [Orifici 08b]. Dans ce cas le décollement est modélisé par l'intermédiaire d'éléments cohésifs à l'interface. Le décollement des raidisseurs n'est pas forcément le premier mode de rupture des panneaux composites autoraidis en compression, la première rupture étant une rupture par crippling [Bertolini 08]. L'essai proposé ne menait par contre pas le panneau jusqu'au décollement et la corrélation numérique-expérimentale n'était pas aboutie : elle ne permettait pas d'identifier expérimentalement la première chute de charge calculée. Le décollement peut aussi être combiné avec des délaminages et des ruptures dans la peau et dans les flancs des raidisseurs [Zimmermann 06a, Orifici 08a], ce qui a été observé dans l'essai réalisé. Un essai de cisaillement [Krueger 99, Krueger 00, Krueger 04, Bertolini 09], mène plus facilement au décollement du raidisseur central, mais est plus difficile à mettre en œuvre. L'objectif des présents travaux était de mettre en évidence le phénomène de décohésion des structures intégrées infusées, ce qui a été réalisé sur cet essai de compression après initiation par crippling.

Dans le cas du panneau composite étudié fabriqué par co-curing en infusion, on devrait donc modéliser une surface cohésive entre chaque pli de la zone d'interface. Cela permettrait d'identifier l'interface où se produit la décohésion, et de modéliser la propagation du délaminage qui pourrait changer d'interface de plis. En effet, une discontinuité à l'interface peau-raisseur existe toujours, et représente une zone de concentrations de contraintes considérée comme la cause de l'initiation du délaminage. Il suffit d'ajouter cet aspect à la méthode proposée, pour étudier la propagation du délaminage des structures intégrées, sous la forme de modèles globaux et locaux. Ainsi, la méthode proposée peut s'adapter à l'étude de structures intégrées où l'adhésion à la peau est renforcée, comme c'est le cas avec la couture ou les clous.

Enfin, ce type de modèle numérique global qui utilise le critère interactif de Tsai-Wu dans une analyse de rupture progressive avec non-linéarités géométriques, est tout à fait applicable à des modèles industriels de taille plus importante type fuselage d'aéronefs. Après avoir configuré correctement les points de

chargement, ce type de modèle permettrait d'identifier correctement les charges et les déplacements au moment de la rupture, en prenant en compte la redistribution des efforts liée aux grands déplacements géométriques. En effet, à une charge supérieure à la charge critique de flambement, les modèles linéaires ne peuvent plus être utilisés, car ils ne tiennent pas compte de cette redistribution des efforts, ce qui contribue à observer des critères de rupture maximum au niveau des zones rigides (points d'application des efforts, bordures du panneau aux extrémités, etc.) comme c'est le cas pendant la phase linéaire du chargement.

Conclusions et perspectives

Ces travaux de thèse proposent une approche numérique et expérimentale qui peut être implémentée sur des structures de plus grande envergure, du type tronçon de fuselage étudié par le programme *FUSCOMP*. Le comportement global de la structure peut être évalué avec des modèles aux non-linéarités géométriques, et le comportement local par des surfaces cohésives définies par les propriétés hors plan du matériau. Aussi, la démarche expérimentale proposée est applicable à l'essai de pressurisation du tronçon composite, où la mesure optique par stéréo-corrélation d'images permet de recalibrer les modèles numériques globaux jusqu'à la rupture.

La caractérisation du matériau par la propagation des ondes ultrasonores permet de vérifier rapidement les caractéristiques élastiques usuelles (dans le plan) du matériau composite étudié, le pli tissé G0926/RTM6 étant considéré comme un matériau orthotrope. Hors du plan, la mesure du temps de propagation des ondes ultrasonores et les essais mécaniques ont nécessité la mise au point d'une méthode de fabrication par infusion de plaques épaisses (environ 20 mm). En outre, seuls les essais mécaniques permettent d'évaluer les propriétés à la rupture. Les essais de cisaillement et de traction hors plan ont donc été définis. L'essai de cisaillement hors plan (Iosipescu) permet de vérifier la contrainte de cisaillement interlaminaire, et d'évaluer le module de cisaillement hors plan. L'essai de traction hors plan est plus difficile à mettre en œuvre, il n'a permis d'évaluer qu'une valeur de module de traction hors plan, vérifiée par les ultrasons.

Un modèle global d'un panneau composite autoraidi représentatif du tronçon de fuselage étudié, a été réalisé en prenant en compte les non-linéarités géométriques liées au flambement local des peaux, une fois la charge critique de flambement dépassée. Les modèles linéaires ne peuvent pas être utilisés après la charge critique de flambement, car la forme du mode de flambement modifie totalement la répartition des efforts dans la structure. Cependant, la charge critique de flambement est correctement évaluée. Une étude de convergence a permis de définir le nombre d'éléments nécessaires à la prise en compte des modes de flambement des raidisseurs, qui reprennent la charge une fois que les peaux flambent. Il a été aussi montré par la suite que la modélisation des intersections des structures intégrées joue un rôle important sur la localisation de la rupture. Deux types de modélisation des intersections ont été retenus, la modélisation par nœuds coïncidents et l'utilisation de surface de glissement.

Une approche de la modélisation locale de la décohésion des structures intégrées a été proposée, en utilisant les surfaces cohésives du logiciel Abaqus. Les propriétés élastiques et de rupture hors plan mesurées sont utilisées, pour traduire la décohésion de la surface cohésive. Ainsi, une loi de traction-séparation est définie à partir des coefficients de rigidité hors plan du matériau, les admissibles hors plan sont utilisés dans un critère d'initiation quadratique en contraintes, et une loi de propagation est définie selon le critère de BENZZEGAGH-KENANE. Les zones d'étude peuvent être identifiées en analysant les premiers modes propres de flambement local en analyse linéaire.

L'essai de post-flambement du panneau confirme les résultats attendus par la modélisation numérique. Deux systèmes de mesure optique Aramis ont été utilisés pour obtenir le déplacement relatif réel ainsi que les déplacements hors plan. Jusqu'à la rupture, l'écart charge-déplacement est compris dans l'erreur de mesure. Les modèles numériques globaux avec le critère interactif de TSAI-WU prédisent une rupture globale à ce niveau de charge et à ce déplacement. La forme des déplacements hors plan du mode 1 de flambement est vérifiée expérimentalement pendant une phase de chargement non linéaire, alors que les déplacements unitaires liés au premier mode n'ont pas été introduits initialement au modèle global. La réalisation de l'essai a nécessité un soin particulier aux surfaces de référence de la pièce et de l'outillage (utilisation d'une technique de digitalisation numérique tridimensionnelle), notamment pour le parallélisme des surfaces des extrémités des talons de résine et pour la planéité des flancs des talons. L'analyse de la rupture par tomographie par rayons X et par mesure ultrasonore, a montré que la décohésion des structures intégrées s'est initiée par rupture par crippling dans l'angle interne des omégas, et qu'elle s'est propagée entre les plis de la zone d'interface entre les structures intégrées et la peau.

La mesure des vitesses de propagation des ondes ultrasonores est une bonne méthode de comparaison des propriétés élastiques dans toutes les directions. Cependant, les essais mécaniques de caractérisation hors plan sont les seuls moyens connus pour caractériser les propriétés à la rupture des matériaux composites, nécessaires pour modéliser l'initiation de la décohésion des structures intégrées à la peau d'un fuselage. L'essai de traction hors plan réalisé, qui n'est défini que par une norme *ASTM* —non existant dans les normes *ISO* et *CEN*— est délicat à mettre en place, ce qui rend l'obtention de l'admissible en traction hors plan difficile. L'amélioration de cet essai (préparation mécanique et chimique, alignement de l'éprouvette) ou le recours à d'autres types d'essai (*ASTM D6415*) est donc nécessaire pour un déploiement industriel de l'obtention des propriétés de traction hors plan.

Les modèles numériques globaux réalisés sont très sensibles à la modélisation de l'intersection des structures intégrées. L'essai réalisé indique la rupture du premier oméga effondré dans ces zones, ce qui montre que les intersections ont une influence mécanique sur le comportement global du panneau. Cette influence devrait donc être étudiée plus en détail pour que la modélisation soit plus représentative, ou bien l'interface devrait être simplement supprimée à l'étape de fabrication.

Aussi, les données numériques et expérimentales de l'essai de post-flambement réalisé permettraient de réaliser des modèles locaux du panneau testé. En appliquant la démarche de modélisation avec surfaces cohésives proposée, les déplacements numériques et expérimentaux pourraient être introduits comme conditions aux limites du modèle local, comme cela est couramment réalisé dans ce type de problème. Dans le même temps, l'influence de la géométrie réelle pourrait être évaluée à partir des digitalisations réalisées.

Il existe des solutions techniques pour améliorer la tenue mécanique des structures intégrées. L'utilisation de préformes tissées tridimensionnelles, sélectionnées par zone ou d'un seul tenant, procure au stratifié obtenu une meilleure tenue mécanique dans les directions hors plan. Plus simplement, le tissage ou d'autres moyens permettant de renforcer la direction hors plan, notamment le « Z-pinning », sont d'autres pistes

pour améliorer la tenue mécanique des structures intégrées, à condition de ne pas perdre l'avantage de l'assemblage au niveau du procédé par co-cuisson.

Enfin, il semble évident que la tenue des structures intégrées est meilleure avec un procédé d'infusion de résine (*LRI* ou *RTM*), grâce à l'imbrication des tissus lors du préformage et à l'interface de résine qui est équivalente entre tous les plis.

Bibliographie

- [Afaq 03] K.S. Afaq. *Développement d'un nouveau modèle pour les structures composites "multicouches et sandwiches" avec prise en compte du cisaillement transverse et des effets de bord*. Mémoire de thèse, Université de Toulouse III, 2003.
- [AITM1-0002 98] *Fibre Reinforced Plastics - Determination of in-plane shear properties ($\pm 45^\circ$ tensile test)*. Airbus Industrie, 1998.
- [Ambur 05] D.R. Ambur & M. Rouse. *Design and Evaluation of Composite Fuselage Panels Subjected to Combined Loading Conditions*. Journal of Aircraft, vol. 42, no. 4, pages 1037–1045, July-August 2005. NASA Langley Research Center, Hampton, Virginia.
- [ASTMD2344 06] *Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates*. ASTM International, 2006.
- [ASTMD3039 08] *Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. ASTM International, 2008.
- [ASTMD3410 08] *Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials with Unsupported Gage Section by Shear Loading*. ASTM International, 2008.
- [ASTMD3518 07] *Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of a $\pm 45^\circ$ Laminate*. ASTM International, 2007.
- [ASTMD5083 10] *Standard Test Method for Tensile Properties of Reinforced Thermosetting Plastics Using Straight-Sided Specimens*. ASTM International, 2010.
- [ASTMD5379 05] *Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method*. ASTM International, 2005.
- [ASTMD638 10] *Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics*. ASTM International, 2010.
- [ASTMD6415 06] *Standard Test Method for Measuring the Curved Beam Strength of a Fiber-Reinforced Polymer-Matrix Composite*. ASTM International, 2006.
- [ASTMD695 10] *Standard Test Method for Compressive Properties of Rigid Plastics*. ASTM International, 2010.
- [ASTMD7291 07] *Standard Test Method for Through-Thickness "Flatwise" Tensile Strength and Elastic Modulus of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite Material*. ASTM International, 2007.
- [ASTMD790 10] *Standard Test Method for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials*. ASTM International, 2010.

- [ASTME1012 05] *Standard Practice for Verification of Test Frame and Specimen Alignment Under Tensile and Compressive Axial Force Application*. ASTM International, 2005.
- [Azzi 65] V.D. Azzi & S.W. Tsai. *Anisotropic strength of composite materials*. Experimental Mechanics, vol. 5, no. 9, pages 283–288, 1965.
- [Babout 02] L. Babout. *Etude par tomographie X et modélisation de l'endommagement de matériaux métalliques modèles*. Mémoire de thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002.
- [Badel 08] P. Badel. *Analyse mésoscopique du comportement mécanique des renforts tissés de composites utilisant la tomographie aux rayons X*. Mémoire de thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2008.
- [Benzeggagh 96] M. L. Benzeggagh & M. Kenane. *Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus*. Composites Science and Technology, vol. 56, no. 4, pages 439–449, 1996.
- [Berthelot 05] JM. Berthelot. *Matériaux composites - comportement mécanique et analyse des structures* 4ème édition. Éditions TEC&DOC, 2005.
- [Bertolini 08] J. Bertolini. *Contribution à l'analyse expérimentale et théorique des ruptures de structures composites en post-flambement par décollement des raidisseurs*. Mémoire de thèse, UPS, 2008.
- [Bertolini 09] J. Bertolini, B. Castanié, J. J. Barrau & J. P. Navarro. *Multi-level experimental and numerical analysis of composite stiffener debonding. Part 1 : Non-specific specimen level*. Composites Structures, vol. doi :10.1016/j.compstruct.2009.04.001, 2009.
- [Bradley 85] W.L. Bradley & R.N. Cohen. *Delamination and debonding of materials*. astm stp 876. astm ; 1985. p. 389–410., chapitre Matrix Deformation and Fracture in Graphite-Reinforced Epoxies, pages 389 – 410. ASTM, 1985.
- [Bruyneel 09] M. Bruyneel, R. Degenhardt & J.P. Delsemme. *An industrial solution to simulate post-buckling and damage*. Rapport technique, JEC Composites Magazine n°48, 2009.
- [Camanho 02] P.P. Camanho & C.G. Dávila. *Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials*. NASA TM-2002-211737, 2002.
- [Castaings 93] B. Castaings. *Propagation ultrasonore dans les milieux stratifiés plans constitués de matériaux absorbants et orthotropes*. Mémoire de thèse, Université de Bordeaux I, 1993.
- [Chen 99] J. Chen, M.A. Crisfield, A.J. Kinloch, E.P. Busso, F.L. Matthews & Qiu Y. *Predicting progressive delamination of composite materials specimens via interface elements*. Mechanics of composite materials and structures, vol. 6, pages 301–307, 1999.
- [Cocomat 08] Cocomat. *2nd Conference on Buckling and Postbuckling Behaviour of Composite Laminated Shell Structures with COCOMAT Workshop*. In COCOMAT, september 2008.
- [Defense 02] Defense. *The composite materials handbook-mil 17 volume 2 polymer matrix composites : Materials properties*. CRC Press, 2002.

- [Degenhardt 06] R. Degenhardt, R. Rolfes, R. Zimmermann & K. Rohwer. *COCOMAT material exploitation of composite airframe structures simulation of postbuckling and collapse*. Composite Structures, vol. 73, pages 175–178, 2006. DLR Université de Hannover.
- [Degenhardt 08] R. Degenhardt, A. Kling, K. Rohwer, A.C. Orifici & R.S. Thomson. *Design and analysis of stiffened composite panels including post-buckling and collapse*. Computers and Structures, vol. 86, pages 919–929, 2008.
- [Dieulesaint 74] E. Dieulesaint & D. Royer. *Ondes élastiques dans les solides - application au traitement du signal*. 1974.
- [DS Simulia 09] *The Abaqus v6.9 documentation collection*, 2009.
- [EN2564 98] *Série aérospatiale - Stratifiés de fibres de carbone - Détermination de la teneur en fibres, en résine et du taux de porosité*. ASD/MAT - Matériaux non métalliques, 1998.
- [EN2597 98] *Aerospace series - Carbon fibre reinforced plastics - Unidirectional laminates - Tensile test perpendicular to the fibre direction*. ASD/MAT - Materials, 1998.
- [Falzon 00] B.G. Falzon, K.A. Stevens & G.O. Davies. *Postbuckling behaviour of a blade-stiffened composite panel loaded in uniaxial compression*. Composites Part A : Applied Science and Manufacturing, vol. 31, no. 5, pages 459–468, 2000.
- [FAR23 87] *Federal Aviation Regulations Part 23 - Airworthiness Standards : Normal, Utility, Acrobatic, and commuter category airplanes*, 1987.
- [Fazzini 09] Marina Fazzini. *Développement de méthodes d'intégration de mesures de champs*. Mémoire de thèse, Université de Toulouse, 2009.
- [Ferguson 97] R.F. Ferguson, M.J. Hinton & M.J. Hiley. *Determining the through-thickness properties of FRP materials*. Composites Science and Technology, vol. 58, no. 9, pages 1411–1420, 1997.
- [Fielder 03] L. Fielder, S. Barré, J.I. Molina & C. Voto. *TANGO Composite Fuselage Platform*. SAMPE Journal, vol. 39, no. 1, pages 57–63, January/February 2003. Airbus, Alenia.
- [Friedland 96] GW Friedland & BD Thurber. *The birth of CT*. American Journal of Roentgenology, vol. 167, no. 6, pages 1365–1370, 1996.
- [Gao 99] Shang-Lin Gao & Jang-Kyo Kim. *Scanning acoustic microscopy as a tool for quantitative characterisation of damage in CFRPs*. Composites Science and Technology, vol. 59, no. 3, pages 345–354, 1999.
- [Garcia 01] D. Garcia. *Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images*. Mémoire de thèse, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2001.
- [Gay 05] D. Gay. *Matériaux composites 5ème édition*. Hermes Science, 2005.
- [Gill 09] Adrian F. Gill, Paul Robinson & Silvestre Pinho. *Effect of variation in fibre volume fraction on modes I and II delamination behaviour of 5HS woven composites manufactured by RTM*. Composites Science and Technology, vol. 69, no. 14, pages 2368–2375, 2009. The Sixteenth International Conference on Composite Materials with Regular Papers.

- [Gosse 01] J.H. Gosse. *Strain Invariant Failure criteria for fiber reinforced polymeric composite materials*. In 13th International Conference on Composite Materials, China, 2001.
- [Halme 02] J. Halme. Development testing of a composite wing rib. Master's thesis, Helsinki University of Technology, 2002.
- [Hashin 73] Z. Hashin & A. Rotem. *A Fatigue Criterion for Fiber-Reinforced Materials*. Journal of Composite Materials, vol. 7, pages 448–464, 1973.
- [Hashin 80] Z. Hashin. *Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites*. Journal of Applied Mechanics, vol. 47, pages 329–334, 1980.
- [Henkel 05] *Hysol EA9394 datasheet*. Henkel, 2005.
- [Henkel 06] *Hysol Surface Preparation Guide*. Henkel, 2006.
- [Herencia 07] J.E. Herencia, P.M. Weaver & M.I. Friswell. *Optimization of Long Anisotropic Laminated Fiber Composite Panels with T-Shaped Stiffeners*. AIAA Journal, vol. 45, no. 10, pages 2497–2509, October 2007. University of Bristol.
- [Hexcel 10a] Hexcel. *Hexflow RTM6 Product Datasheet*, 2010.
- [Hexcel 10b] Hexcel. *HexForce G0926 D 1304 TCT INJ E01 2F Product Datasheet*, 2010.
- [Ho 94] H. Ho, J. Morton & G.L. Farley. *Non-linear numerical analysis of the iosipescu specimen for composite materials*. Composites Science and Technology, vol. 50, no. 3, pages 355–365, 1994.
- [Hoffman 67] O. Hoffman. *The Brittle Strength of Orthotropic Materials*. Journal of Composite Materials, vol. 1, no. 2, pages 200–206, January 1967.
- [Huchette 09] C. Huchette, T. Vandellos & N. Carrère. *Identification et modélisation de l'influence de l'endommagement intralaminare sur la propagation de délaminage dans les matériaux composites*. Compte Rendu des JNC16 - Toulouse, 2009.
- [Iosipescu 67] N. Iosipescu. *New accurate procedure for single shear testing of metals*. Journal of Materials, vol. 2, no. 3, pages 537–566, 1967.
- [ISO1183-1 04] *Plastiques - Méthodes de détermination de la masse volumique des plastiques non alvéolaires - Partie 1 : Méthode par immersion, méthode du pycnomètre en milieu liquide et méthode par titrage*. CEN/TC 249 - Plastiques, 2004.
- [Jackson 92] W.J. Jackson & R.H. Martin. *An interlaminar tensile strength specimen*. Rapport technique, NASA T107623, 1992.
- [Kaddour 04] A.S. Kaddour, M.J. Hinton & P.D. Soden. *A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates : additional contributions*. Composites Science and Technology, vol. 64, pages 449–476, 2004.
- [Karama 03] M. Karama, K. S. Afaq & S. Mistou. *Mechanical behaviour of laminated composite beam by the new multi-layered laminated composite structures model with transverse shear stress continuity*. International Journal of Solids and Structures, vol. 40, no. 6, pages 1525–1546, 2003.
- [Kim 10] Geon-Hui Kim, Jin-Ho Choi & Jin-Hwe Kweon. *Manufacture and performance evaluation of the composite hat-stiffened panel*. Composite Structures, vol. 92, no. 9, pages 2276–2284, 2010. Fifteenth International Conference on Composite Structures.

- [Klug 08a] *ATOS - User Manual Software*, atos v61 1st en rev-b edition, 2008.
- [Klug 08b] *Tritop - User Manual Software*, tritop v61 en rev-b edition, 2008.
- [Krenchel 64] H. Krenchel. *Fibre reinforcement*. Mémoire de thèse, Akademisk Forlag, Copenhagen, 1964.
- [Krueger 99] R. Krueger, M.K. Cvitkovich, T.K. O'Brien & P.J. Minguet. *A method for calculating Strain Energy Release rates in preliminary Design of composite Skin/stringer Debonding under multi-axial loading*. NASA TM-199-209365 ARL-TR-2012, 1999.
- [Krueger 00] R. Krueger, M.K. Cvitkovich, T.K. O'Brien & P.J. Minguet. *Testing and Analysis of Composite Skin/Stringer Debonding under Multi-Axial Loading*. Journal of Composite Materials, vol. 34, no. 15, pages 1263–1300, 2000.
- [Krueger 04] R. Krueger & P.J. Minguet. *Analysis of composite Skin-Stiffened debond specimens using a shell/3D modeling technique and submodeling*. NASA/CR-2004-212684 NIA Report No.2004-4, 2004.
- [Krueger 07] R. Krueger & P.J. Minguet. *Analysis of composite skin-stiffener debond specimens using a shell/3D modeling technique*. Composite Structures, vol. 81, pages 41–59, 2007.
- [Krueger 09] R. Krueger, J.G. Ratcliffe & P.J. Minguet. *Panel stiffener debonding analysis using a shell/3D modeling technique*. Composites Science and Technology, vol. 69, no. 14, pages 2352–2362, 2009.
- [Leroy 09] F.H. Leroy & N. Carrère. *Effets des méconnaissances sur la tenue des structures composites : vers une meilleure maîtrise des marges*. In ONERA 3AF : Effet de la variabilité des matériaux sur les performances des structures, 2009.
- [Li 07] R. Li, D Kelly & Z. Mikulik. *A SIFT approach for analysing failure by delamination and disbonding in composite structures*. 5th Australasian Congress on Applied Mechanics, ACAM 2007, 10-12 December 2007, Brisbane, Australia, 2007.
- [Mason 06] K. Mason. *Autoclave Quality Outside the Autoclave ?* Rapport technique, High Performance Composites, March 2006.
- [Matzenmiller 95] A. Matzenmiller, J. Lubliner & R.L. Taylor. *A Constitutive Model for Anisotropic Damage in Fiber-Composites*. Mechanics of Materials, vol. 20, pages 125–152, 1995.
- [Melin 00] L.N. Melin, J.M. Neumeister, K.B. Pettersson, H. Johansson & L.E. Asp. *Evaluation of four composite shear test methods by digital speckle strain setup*. Composite Science Technologies, vol. 22(3), pages 161–172, 2000.
- [Melin 06] L.N. Melin & J.M. Neumeister. *Measuring constitutive shear behavior of orthotropic composites and evaluation of the modified Iosipescu test*. Composite Structures, vol. 76, no. 1-2, pages 106–115, 2006. Fifteenth International Conference on Composite Materials - ICCM-15.
- [Miracle 01] D.B Miracle & S.L. Donaldson. *Asm handbook volume 21 composites*. ASM International, 2001.
- [Mistou 00] S. Mistou. *Développement d'un élément fini de coque composite à double courbure pour l'implémentation d'une application orientée objet*. Mémoire de thèse, Université Bordeaux I, 2000.

- [Mittelstedt 10] Christian Mittelstedt & Kai-Uwe Schröder. *Local postbuckling of hat-stringer-stiffened composite laminated plates under transverse compression*. Composite Structures, vol. 92, no. 12, pages 2830–2844, 2010.
- [MSC 03] *MSC.Nastran 2003 Linear Static Analysis User's Guide - Linear Buckling chapter 13*. MSC.Software Corporation, 2003.
- [MSC 10] MSC Software Corporation. *MD Nastran R3 Quick Reference Guide*, 2010.
- [NFEN2563 97] *Aerospace series - Carbone fibre reinforced plastics - Unidirectional laminates - Determination of the apparent interlaminar shear strength*. ASD/MAT - Materials, 1997.
- [NFENISO14125 98] *Composites plastiques renforcés de fibres - Détermination des propriétés de flexion*. CEN/TC 249 - Plastiques, 1998.
- [Odegard 00] G. Odegard & M. Kumosa. *Determination of shear strength of unidirectional composite materials with the Iosipescu and 10° off-axis shear tests*. Composites Science and Technology, vol. 60, no. 16, pages 2917–2943, 2000.
- [Oh 06] Se-Hee Oh, Kwang-Soo Kim & Chun-Gon Kim. *An efficient postbuckling analysis technique for composite stiffened curved panels*. Composite Structures, vol. 74, no. 3, pages 361–369, 2006.
- [Olsson 11] Robin Olsson. *A survey of test methods for multiaxial and out-of-plane strength of composite laminates*. Composites Science and Technology, vol. In Press, Corrected Proof, 2011.
- [Orifici 07] A.C. Orifici, R.S. Thomson, R. Degenhardt, A. Kling, K. Rohwer & J. Bayandor. *Degradation investigation in a postbuckling composite stiffened fuselage panel*. Composite Structures, vol. 82, pages 217–224, 2007.
- [Orifici 08a] A C Orifici, R S Thomson, R Degenhardt, A Kling, K Rohwer & J Bayandor. *Degradation investigation in a postbuckling composite stiffened fuselage panel*. Composite Structures, vol. 82, pages 217–224, 2008.
- [Orifici 08b] A.C. Orifici, I.O. Alberdi, R.S. Thomson & J. Bayandor. *Compression and post-buckling damage growth and collapse analysis of flat composite stiffened panels*. Composites Science and Technology, vol. 68, pages 3150–3160, 2008.
- [Orifici 08c] A.C. Orifici, I. Herszberg & R.S. Thomson. *Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure*. Composite Structures, vol. 86, pages 194–210, 2008.
- [Orifici 08d] A.C. Orifici, S.A. Shah, I. Herszberg, A. Kotler & T. Weller. *Failure analysis in postbuckled composite T-sections*. Composite Structures, vol. 86, pages 146–153, 2008.
- [Orifici 08e] A.C. Orifici, R.S. Thomson, I. Herszberg, T. Weller, R. Degenhardt & J. Bayandor. *An analysis methodology for failure in postbuckling skin-stiffener interfaces*. Composite Structures, vol. 86, pages 186–193, 2008.
- [Peronnet 09] E. Peronnet, M. Fazzini & S. Mistou. *Application of full-field optical measurement to Iosipescu shear test on composite materials*. ICSAAM 2009, Structural analysis of advanced materials, vol. 978-2-9534804-0-5, 2009.

- [Perret 09] A. Perret, S. Mistou, L.E. Denaud, C. Veyrac, T. Mollé & M. Karama. *Dimensionnement d'un fuselage composite réalisé par infusion de résine*. In 16ème Journées Nationales sur les Composites JNC16, 10–12 juin 2009, Toulouse France, ISBN 978-2-87717-092-6, 2009.
- [Perret 11a] A. Perret, S. Mistou, L.D. Denaud, T. Mollé, C. Veyrac & M. Karama. *Numerical Modelling of a Composite Fuselage Manufactured by Liquid Resin Infusion*. Applied Mechanics and Materials ISBN : 978-3-03785-161-6, vol. 62, pages 49–56, 2011.
- [Perret 11b] A. Perret, S. Mistou & M. Fazzini. *Global behaviour of a composite stiffened panel in buckling. Part 1 : Numerical modelling*. Composite Structures, vol. 93, no. 10, pages 2610–2618, 2011.
- [Perret 11c] A. Perret, S. Mistou, M. Fazzini & R. Brault. Global behaviour of a composite stiffened panel in buckling. part 2 : Experimental investigation. A paraître, 2011.
- [Pettersson 02] K.B. Pettersson. *Development of the Inclined Double Notch Shear Test for Determination of Interlaminar Properties of Composite Laminates*. Mémoire de thèse, Royal Institute of Technology Stockholm, 2002.
- [Pettersson 06] K.B. Pettersson & J.M. Neumeister. *A tensile setup for the IDNS composite shear test*. Composites : Part A, vol. 37, pages 229–242, 2006.
- [Pettersson 07] K.B. Pettersson, J.M. Neumeister & M. Strandberg. *V-Notched Shear Specimens for the Inclined Double Notch Shear Test*. Journal of Testing and Evaluation, vol. 35, 2007.
- [Potter 08] K. Potter, B. Khan, M. Wisnom, T. Bell & J. Stevens. *Variability of fibre waviness and misalignment in the determination of the properties of composite materials and structures*. Composites : Part A, vol. 39, pages 1343–1354, 2008.
- [prEN2850 97] *Aerospace series Carbon fibre thermosetting resin unidirectional laminates Compression test parallel to fibre direction*. AECMA, 1997.
- [Puck 98] A. Puck & H. Schürmann. *Failure Analysis of FRP Laminates by means of physically based phenomenological models*. Composites Science and Technology, vol. 58, no. 7, pages 1045–1067, 1998.
- [Reeder 92] J.R. Reeder. *An Evaluation of Mixed-Mode Delamination Failure Criteria*. NASA TM 104210, 1992.
- [Reeder 93] J.R. Reeder. *A Bilinear Failure Criterion for Mixed-Mode Delamination*. Composite materials : Testing and Design (Eleventh Volume) ASTM STP 1206, pages 303–322, 1993.
- [Rouse 06] M. Rouse, D.R. Ambur, B. Dopker & B. Shah. *Response of Composite Fuselage Sandwich Side Panels Subjected to Internal Pressure and Axial Tension*. Journal of Aircraft, vol. 43, no. 5, pages 1440–1447, September-October 2006. NASA Langley Research Center, NASA Glenn Research Center, Boeing Commercial Airplane Company, Lockheed Martin Aeronautical Systems Company.
- [Russell 87] A.J. Russell. *Micromechanisms of interlaminar fracture and fatigue*. Polymer Composites, vol. 8, no. 5, pages 342–351, 1987.
- [Shindo 60] A. Shindo. *Japanese Patent*, 1960.

- [Smith 93] B.W. Smith. Fractography for continuous fiber composites, engineered materials handbook - volume 1 : Composites, volume v1. ASM International, 1993. ISBN 0871702797.
- [Stevens 95] K.A. Stevens, R. Ricci & G.A.O. Davies. *Buckling and postbuckling of composite structures*. Composites, vol. 26, no. 3, pages 189–199, 1995.
- [Stig 09] Fredrik Stig & Stefan Hallström. *Assessment of the mechanical properties of a new 3D woven fibre composite material*. Composites Science and Technology, vol. 69, no. 11-12, pages 1686–1692, 2009. Experimental Techniques and Design in Composite Materials (ETDCM8) with Regular Papers.
- [Tay 05] T.E. Tay, S.H.N. Tan, V.B.C. Tan & J.H. Gosse. *Damage progression by the element-failure method (EFM) and strain invariant failure theory (SIFT)*. Composites Science and Technology, vol. 65, pages 935–944, 2005.
- [Toubal 06] L. Toubal, B. Lorrain & M. Karama. *Suivi par émission acoustique et caméra infrarouge d'un essai de fatigue*. Contrôle essais mesures - Supplément numéro d'octobre, pages 26–28, 2006.
- [Trabelsi 10] W. Trabelsi, L. Michel & R. Othomene. *Effects of stitching on delamination of satin weave carbon-epoxy laminates under mode I, mode II and mixed-mode I/II loadings*. Applied Composite Materials ISSN 0929-189X, vol. 17, no. 6, pages pp. 575–595, 2010.
- [Tsai 71] S.W. Tsai & E.M. Wu. *A general theory of strength for anisotropic materials*. Journal of Composite Materials, vol. 5, pages 58–80, 1971.
- [Vallat 50a] P. Vallat. Résistance des matériaux appliquée à l'aviation, pages 376–382, 525–526, 529, 533, 550. Librairie Polytechnique Ch. Béranger, 1950.
- [Vallat 50b] P. Vallat. Résistance des matériaux appliquée à l'aviation, pages 720–721. Librairie Polytechnique Ch. Béranger, 1950.
- [Vallat 50c] P. Vallat. Résistance des matériaux appliquée à l'aviation, pages 722–723, 725–726, 727. Librairie Polytechnique Ch. Béranger, 1950.
- [Vallat 50d] P. Vallat. Résistance des matériaux appliquée à l'aviation, page 523. Librairie Polytechnique Ch. Béranger, 1950.
- [Vijayaraju 04] K. Vijayaraju, P. D. Mangalgi & B. Dattaguru. *Experimental study of failure and failure progression in T-stiffened skins*. Composite Structures, vol. 64, no. 2, pages 227–234, 2004.
- [Yamada 78] S.E. Yamada & C.T. Sun. *Analysis of Laminate Strength and Its Distribution*. Journal of Composite Materials, vol. 12, no. 3, pages 275–284, April 1978. Applied Mechanics Division, School of Aeronautics and Astronautics Purdue University.
- [Zimmermann 06a] R. Zimmermann, H. Klein & A. Kling. *Buckling and postbuckling of stringer stiffened fibre composite curved panels - Tests and computations*. Composite Structures, vol. 73, pages 150–161, 2006.
- [Zimmermann 06b] R. Zimmermann & R. Rolfes. *POSICOSS - improved postbuckling simulation for design of fibre composite stiffened fuselage structures*. Composite Structures, vol. 73, pages 171–174, 2006.

lue et approuvée
~~Signature~~
M. Karama

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

DÉLIVRÉ PAR : INP Toulouse

ECOLE DOCTORALE : MEGeP

SPÉCIALITÉ : Génie mécanique, mécanique des matériaux

DATE DE SOUTENANCE : 28 juin 2011

AUTEUR : Adrien PERRET

DIRECTEUR DE THÈSE : Moussa KARAMA

TITRE : Étude du comportement en post-flambement d'un panneau de fuselage composite infusé avec structures intégrées

RÉSUMÉ :

Ces travaux concernent l'étude numérique et expérimentale d'un panneau composite autoraidi fabriqué par le procédé d'infusion de résine (Liquid Resin Infusion LRI). Le procédé LRI permet d'intégrer des structures sur les peaux d'un panneau représentatif d'un fuselage composite. Dans l'étude numérique, des modèles éléments finis sont réalisés, pour étudier le comportement global du panneau en post-flambement. Cela permet de mettre au point un dispositif d'essai. L'approche expérimentale consiste en l'application de différentes méthodes pour contrôler la pièce et réaliser l'essai. Des essais de caractérisation sont aussi réalisés pour obtenir les propriétés mécaniques nécessaires à l'élaboration de modèles numériques locaux, permettant de décrire la décohésion des structures intégrées.

Mots-clés : Composite, Flambement, Structure intégrée, Décohésion, Critère de rupture, Éléments finis, Expérimentation, Infusion

TITLE : Study of the post-buckling behaviour of a composite fuselage panel infused with integrated structures

ABSTRACT :

These works are related to the numerical and experimental study of a composite stiffened panel, which is manufactured by a resin infusion process (Liquid Resin Infusion LRI). This manufacturing process allows structures to be integrated onto the skins of a panel being representative of a composite fuselage. Finite element models are built along with the numerical study, in order to deal with the post-buckling global behaviour of this panel. This leads to perfect a test set-up addressed during the experimental investigation. Several experimental methods are used to check the test panel and achieve the test. Material properties are also determined through material testing intended for the development of local numerical models, describing the integrated structures decohesion.

KEYWORDS : Composite, Buckling, Integrated structure, Decohesion, Failure criterion, Finite Elements, Experimental, Resin infusion

Laboratoire Génie de Production de l'École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes

47, Avenue d'Azereix, BP 1629, 65016 TARBES Cedex

